

# **Co-Injektion im Spritzgießen: Sandwichbauteile mit geschäumtem Kern und weichelastischer Haut**

Der Fakultät für Ingenieurwissenschaften  
der Universität Bayreuth  
zur Erlangung der Würde einer  
Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.)  
genehmigte Dissertation

von  
Dipl.-Ing. Katharina Krause (geb. Wunderlich)  
aus  
Bayreuth

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. Holger Ruckdäschel  
Zweitgutachter: Prof. DI Dr. Georg Steinbichler  
Tag der mündlichen Prüfung: 20.07.2023

Lehrstuhl für Polymere Werkstoffe  
Universität Bayreuth  
2023



## Kurzfassung

Das Sonderverfahren Thermoplastschaumspritzgießen (TSG) bietet durch einen geschäumten Kern und kompakte Randschichten bei gleichzeitig hohen spezifischen Biegesteifigkeiten ein hohes Leichtbaupotential. Um typische Oberflächendefekte, die bei TSG auftreten, zu kaschieren und zusätzlich haptischen Ansprüchen gerecht zu werden kann das Sonderverfahren Co-Injektion eingesetzt werden.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die notwendigen wissenschaftlichen Grundlagen für die verfahrenstechnische Nutzbarmachung der Kombination von Co-Injektion und TSG für komplexe Materialkombinationen zu schaffen. Ein wesentliches Ziel bei der Fertigung von Bauteilen durch Co-Injektion ist die gleichmäßige Verteilung von Haut- und Kernkomponente. Ein entscheidendes Qualitätsmerkmal geschäumter Bauteile ist eine gut ausgebildete Integral-schaumstruktur. Diese Arbeit konzentriert sich daher auf die Betrachtung der rheologischen Eigenschaften von Haut- und Kernkomponente. Weiterhin ist auch die Aufklärung des Erstarungsprozesses der geschäumten Kernkomponente in der Prozesskombination Co-Injektion mit geschäumtem Kern und weicher Hautkomponente ein wichtiges Ziel.

Das Viskositätsverhältnis von Kern- und Hautkomponente ist maßgeblich für die Verteilung der beiden Komponenten im Bauteil verantwortlich. Dieses Verhältnis wird in der vorliegenden Arbeit über den kompletten spritzgießrelevanten Scherratenbereich phänomenologisch betrachtet. Bei der betrachteten Materialkombination von thermoplastischem Elastomer auf SEBS-Basis (TPS) als Hautkomponente und Polypropylen als Kernkomponente ( $PP_{\text{Kern}}$ ) führt ein steigender  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt der Hautkomponente zu einer abnehmenden Scherratensensitivität des Viskositätsverhältnisses und damit zu einer zunehmenden und homogeneren Ausbreitung des Kernmaterials.

Die Hautschichtdicke co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern verändert die thermischen Bedingungen während des Aufschäumens der Kernkomponente. Mit Hilfe der Betrachtung eines Schäumprozesses zwischen TPS-Einleger definierter Dicke werden die thermischen Verhältnisse in der schäumenden Komponente aufgeklärt. Dabei kommt Spritzgießsimulation zur Analyse des Temperaturverlaufs zum Einsatz. Durch einen geringeren Temperaturgradienten (im Vergleich zum reinen TSG-Verfahren) im Schaum vergrößert sich durch das Einbringen der Hautkomponente die Zellgröße. Die Dicke der Hautschicht spielt eine untergeordnete Rolle.

Bei Co-Injektion mit Schaumkern führen steigende Bauteildicken zu höheren maximalen Kernanteilen im Gesamtbauteil. Bei einer Bauteildicke von 5 mm kann bis zu 12 % Gewichtsreduktion erzielt werden. Besonders bei großen Bauteildicken besteht ein hohes Potential zur Gewichtseinsparung. Bei der untersuchten Materialkombination wird die Haut/Kern-Verteilung kaum durch die Zugabe des Treibmittels beeinflusst. Diese Tatsache wird auch durch Messungen mit einem InLine-Viskosimeter bestätigt. Lediglich am Fließwegende entstehen Instabilitäten der Kernfließfront durch Ausgasen des Treibmittels.

Zuletzt werden die gewonnen Erkenntnisse auf ein Demonstratorbauteil aus der Baumaschinenbranche (Bauteildicke: 40 mm) übertragen. Dabei kann das Gewicht (im Vergleich zu einem kompakt gefertigten Bauteil gleicher Größe) um 50 % reduziert und ein durch innovative Werkzeugtechnik hergestellter Durchbruch der Kernkomponente reproduzierbar hergestellt werden.

## Short Summary

With the special injection molding technology thermoplastic foam injection molding (FIM), a high potential for lightweight construction is achieved through a foamed core and compact skin layers with simultaneously high specific bending stiffnesses. To overcome the typical surface defects and furthermore achieve a haptic surface, the special injection molding technology co-injection molding can be applied.

The aim of the present work is to establish the necessary scientific basics for the processability of the combination of co-injection molding and FIM for complex material systems. A key objective in the production of parts by co-injection molding is the uniform distribution of skin and core components. A decisive quality feature of foamed components is a well-formed integral foam structure. This work focuses on the one hand on the consideration of the rheological properties of the skin and core component and on the other hand on the elucidation of the solidification process of the foamed core component of the process combination co-injection molding with foamed core and soft skin component.

The viscosity ratio of the core and skin components is largely responsible for the distribution of the two components in the part. This ratio is considered phenomenologically in the present work over the complete injection molding relevant shear rate range. The considered material combination in this work is thermoplastic elastomer based on SEBS (TPS) as the skin component and polypropylene (PP<sub>core</sub>) as the core component. An increasing PP<sub>skin</sub> content of the skin component leads to a decreasing shear rate sensitivity of the viscosity ratio and thus to an increasing and more homogeneous spreading of the core material.

The skin component thickness of co-injection molded parts with foamed core changes the thermal conditions during foaming of the core component. It represents a thermal resistance between the solidifying melt of the core component and the cavity wall. The thermal conditions in the foaming component are elucidated by observing a foam injection molding process between TPS-inserts of defined thickness. Injection molding simulation is used to analyze the temperature curve. Due to a lower temperature gradient (compared to the FIM-only process) in the foam, the presence of a skin component increases the average cell size and leads to less variation across the component thickness. The thickness of the skin component plays a minor role.

Increasing part thicknesses lead to higher maximum core shares in the overall part. With a part thickness of 5 mm, up to 12 % weight reduction can be achieved. Particularly with large part thicknesses, there is a high potential for weight savings. In the material combination investigated, the skin/core distribution is hardly influenced by the addition of the blowing agent. This fact is also confirmed by measurements with an in-line viscometer. Only at the end of the flow path instabilities of the core flow front occur due to outgassing of the blowing agent.

Finally, the findings are transferred to a demonstrator component from the construction machinery sector (component thickness: 40 mm). The weight (compared to a compactly manufactured component of the same size) can be reduced by 50 % and a breakthrough of the core component is achieved reproducibly using innovative tooling technology.



## Danksagung

Ich danke Herrn Prof. Dr.-Ing. Holger Ruckdäschel für die Unterstützung, Betreuung und Korrektur meiner Arbeit. Bei Prof. DI Dr. Georg Steinbichler möchte ich mich für die Übernahme der Zweitkorrektur meiner Arbeit bedanken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Altstädt danke ich für die Möglichkeit das Themengebiet des Spritzgießens bei der Neue Materialien Bayreuth GmbH mitgestalten zu können. Während meiner Zeit bei der Neue Materialien Bayreuth GmbH durfte ich mich sowohl fachlich als auch persönlich weiterentwickeln. Herrn Dr.-Ing. Thomas Neumeyer danke ich für das Korrekturlesen meiner Arbeit, für die stetige Unterstützung und unzählbare Stunden der fachlichen Diskussion, aber auch des Beistands bei Herausforderungen.

Den Partnerfirmen Hilti Kunststofftechnik GmbH und Werkzeugbau Siegfried Hofmann GmbH, insbesondere Max Kummer und Jonas Beck, danke ich für die Möglichkeit des Transfers der wissenschaftlichen Ergebnisse auf ein anwendungsrelevantes Bauteil und die offene und unkomplizierte Zusammenarbeit. Dem Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz danke ich für die Förderung des Projekts HiCoInject (Förderkennzeichen: ZF4064602) im Rahmen des Zentralen Innovationsprogramms Mittelstand.

Herrn Dr. Volker Reichert danke ich für die Diskussionen rund um das Konzept der verwendeten Zwischenplatte, sowie Lyondell Basel und Allod Werkstofftechnik für die Bereitstellung der Kunststoffgranulate. Herrn Prof. Dr. Nuri Aksel danke ich für die Bereitstellung des Viskosimeters und Herrn Dr. Lutz Heymann für die fachliche Unterstützung.

Mein besonderer Dank gilt den technischen MitarbeiterInnen der Neue Materialien Bayreuth GmbH und des Lehrstuhls für Polymere Werkstoffe der Universität Bayreuth, insbesondere Philipp Schmidt, Sven Bauer, Ute Kuhn und Jacqueline Uhm für die Realisierung meiner Ideen mit sehr großer Motivation. Josefa Nüßlein und Kathrin Lindner danke ich für die Unterstützung bei der Betrachtung des Treibhauspotentials des Demonstratorbauteils. Meinen KollegInnen, besonders Dr.-Ing. Michael Kropka, Johannes Knöchel und Dr. rer. nat. Julia Gensel, danke ich für die zahlreichen fachlichen Diskussionen und die schöne Promotionszeit.

Den Studierenden, insbesondere David Elzenbeck, André Bär, Jian Yang und Michelle Hartbauer, danke ich für den unermüdlichen Einsatz bei ihren Tätigkeiten als Abschlussarbeitende.

Meinen Eltern und Geschwistern danke ich dafür, dass sie mir alles ermöglicht, mich stets gefördert und so den Grundstein für meine Promotion gelegt haben. Meinem Mann Andreas danke ich vor allem für die emotionale Unterstützung und die vielen fachlichen Diskussionen. Meinen Söhnen Emil und Fiete danke ich für die nötige Ablenkung und die Freude, die sie mir bringen.

# Inhaltsverzeichnis

<b>Kurzfassung</b> .....	<b>I</b>
<b>Short Summary</b> .....	<b>II</b>
<b>Danksagung</b> .....	<b>III</b>
<b>Inhaltsverzeichnis</b> .....	<b>IV</b>
<b>Wiederkehrende Abkürzungen</b> .....	<b>VII</b>
<b>Formelzeichen</b> .....	<b>VIII</b>
<b>1 Einführung und Motivation</b> .....	<b>1</b>
<b>2 Grundlagen und Stand der Forschung</b> .....	<b>4</b>
2.1 Weichkomponenten zur Verarbeitung im Spritzgießverfahren: Thermoplastische Elastomere .....	4
2.1.1 Grundlagen .....	4
2.1.2 Styrol-Block-Copolymere .....	4
2.1.3 Hart/Weich-Verbunde mit Styrol-Block-Copolymeren .....	6
2.1.4 Fazit .....	6
2.2 Co-Injektion .....	7
2.2.1 Verfahrensvarianten .....	8
2.2.2 Einflüsse auf die Haut-Kern-Verteilung .....	10
2.2.3 Fazit .....	16
2.3 Thermoplastschaumspritzgießen .....	16
2.3.1 Ausbildung der typischen Integralschaumstruktur .....	20
2.3.2 Verfahrensvarianten des Thermoplastschaumspritzgießens .....	21
2.3.3 Fließverhalten treibmittelbeladener Schmelzen .....	26
2.3.4 Erzielbare Dichtereduktion .....	28
2.3.5 Oberflächen beim Thermoplastschaumspritzgießen .....	29
2.3.6 Simulation des Thermoplastschaumspritzgießprozesses .....	31
2.3.7 Fazit .....	33
2.4 Co-Injektion mit geschäumtem Kern .....	34
<b>3 Zielsetzung und Struktur der Arbeit</b> .....	<b>37</b>
<b>4 Experimentelle Methoden</b> .....	<b>39</b>
4.1 Verwendete Materialien .....	39
4.2 Methoden der Materialcharakterisierung .....	40
4.2.1 Dynamische Differenzkalorimetrie .....	40
4.2.2 Rheometrie .....	41

---

4.2.3	Dynamisch-mechanische Analyse.....	42
4.3	Verarbeitungsversuche .....	42
4.3.1	InLine-Rheometrie .....	42
4.3.2	Probekörperherstellung .....	45
4.4	Spritzgießsimulation.....	53
4.5	Methoden der Bauteilcharakterisierung .....	54
4.5.1	Massebestimmung.....	54
4.5.2	Bestimmung der Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile .....	54
4.5.3	Mikroskopie der Schaummorphologie .....	54
4.5.4	Dichtemessungen .....	55
<b>5</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion.....</b>	<b>56</b>
5.1	Aufklärung des Materialverhaltens.....	56
5.1.1	Ermittlung der thermischen Eigenschaften der Haut- und Kernmaterialien als Eingangsparameter für die Spritzgießsimulation .....	56
5.1.2	Ermittlung der Fließeigenschaften der Haut- und Kernmaterialien zur Analyse des scherratenabhängigen Viskositätsverhältnisses .....	61
5.1.3	Validierung der Materialmodelle zur Spritzgießsimulation.....	64
5.1.4	Einfluss des Treibmittelgehalts auf die Viskosität der Polypropylen-Schmelze im vorliegenden Prozess .....	67
5.1.5	Zusammenfassung .....	69
5.2	Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden .....	70
5.2.1	Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit des Polypropylen-Anteils der Hautkomponente .....	70
5.2.2	Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile in Abhängigkeit des Polypropylen- Anteils der Hautkomponente .....	73
5.2.3	Optimierung der Haut-Kern-Verteilung durch Prozessanpassung.....	76
5.2.4	Zusammenfassung .....	78
5.3	Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einlegern.....	79
5.3.1	Schaummorphologie in Abhängigkeit der Einlegerdicke .....	79
5.3.2	Spritzgießsimulation: Temperaturverteilung während des Schäumvorgangs in Abhängigkeit der Einlegerdicke .....	83
5.3.3	Transfer der Erkenntnisse auf Co-Injektion mit geschäumtem Kern ohne Einleger.....	88
5.3.4	Zusammenfassung .....	89

5.4	Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden mit geschäumtem Kern .....	90
5.4.1	Potentialanalyse .....	90
5.4.2	Strukturanalyse.....	97
5.4.3	Zusammenfassung .....	106
5.5	Übertragung der Erkenntnisse auf ein Anwendungsbeispiel aus der Baumaschinenbranche .....	107
5.5.1	Auswahl einer geeigneten Materialkombination .....	108
5.5.2	Einfluss der Verarbeitungsparameter auf die Morphologie .....	110
5.5.3	Reduktion des Primärenergieeinsatzes durch Einsatz von Rezyklat als Kernkomponente .....	117
5.5.4	Anwendung.....	118
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>120</b>
6.1	Zusammenfassung und Schlussfolgerungen.....	120
6.2	Ausblick .....	123
<b>7</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>124</b>
	<b>Lebenslauf .....</b>	<b>132</b>
	<b>Publikationen .....</b>	<b>133</b>

## Wiederkehrende Abkürzungen

CO <sub>2</sub>	Kohlenstoffdioxid
DMA	Dynamisch-mechanische Analyse
DSC	Differential scanning calorimetry; dt.: Dynamische Differenzkalorimetrie
GWP	Global Warming Potential; dt.: Treibhauspotential
MFI	Melt Flow Index; dt.: Schmelzflussindex
N <sub>2</sub>	Stickstoff
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PP	Polypropylen
PP-GF	Glasfaserverstärktes Polypropylen
PS	Polystyrol
PTFE	Polytetrafluorethylen
PVC	Polyvinylchlorid
REM	Rasterelektronenmikroskop
SEBS	Poly(styrol-b-(ethylen-co-butylen)-b-styrol)-Triblock-Copolymer
TPE	Thermoplastisches Elastomer
TPS / TPE-S	Thermoplastisches Elastomer auf Basis von SEBS
TSG	Thermoplastschaumspritzgießen
1K	1-Komponenten
2K	2-Komponenten

## Formelzeichen

$A$	Fläche [mm <sup>2</sup> ]
$A_1$	Fitparameter des cross-WLF-Modells [-]
$A_3$	Fitparameter des cross-WLF-Modells [K]
$\dot{\gamma}$	Scherrate [1/s]
$c_p$	Wärmekapazität [J/kg*K]
$D_1$	Fitparameter des cross-WLF-Modells [Pa*s]
$D_3$	Fitparameter des cross-WLF-Modells [K/Pa]
$\eta(\dot{\gamma})$	Scherratenabhängige Viskosität [Pa*s]
$\eta_0$	Viskosität bei Null-Scherrate [Pa*s]
$L$	Abstand der Drucksensoren im InLine-Viskosimeter [mm]
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit [W/mK]
$N$	Zelldichte [1/mm <sup>2</sup> ]
$n$	Potenzindex (symbolisiert das pseudoplastische Verhalten) [-]
$n_{Zellen}$	Zellzahl [-]
$p$	Druck [Pa]
$\Delta p$	Druckverlust [Pa oder bar]
$R$	Radius der Kapillaren des InLine-Viskosimeters [mm]
$T$	Temperatur [°C]
$T_{c,onset}$	Onset-Temperatur der Kristallisation [°C]
$T_g$	Glasübergangstemperatur [°C]
$T_{Haut}$	Maximale Temperatur im Zylinder der Hautkomponente [°C]
$T_{Kern}$	Maximale Temperatur im Zylinder der Kernkomponente [°C]
$T_{Zylinder}$	Maximal eingestellte Temperatur am Spritzgießzylinder [°C]
$t_c$	Zeit bis zur Kristallisation [s]
$\tau^*$	kritisches Spannungsniveau beim Übergang von Newtonscher Viskosität zu Scherverdünnung [Pa]
$\dot{V}$	Volumenstrom [cm <sup>3</sup> /s]

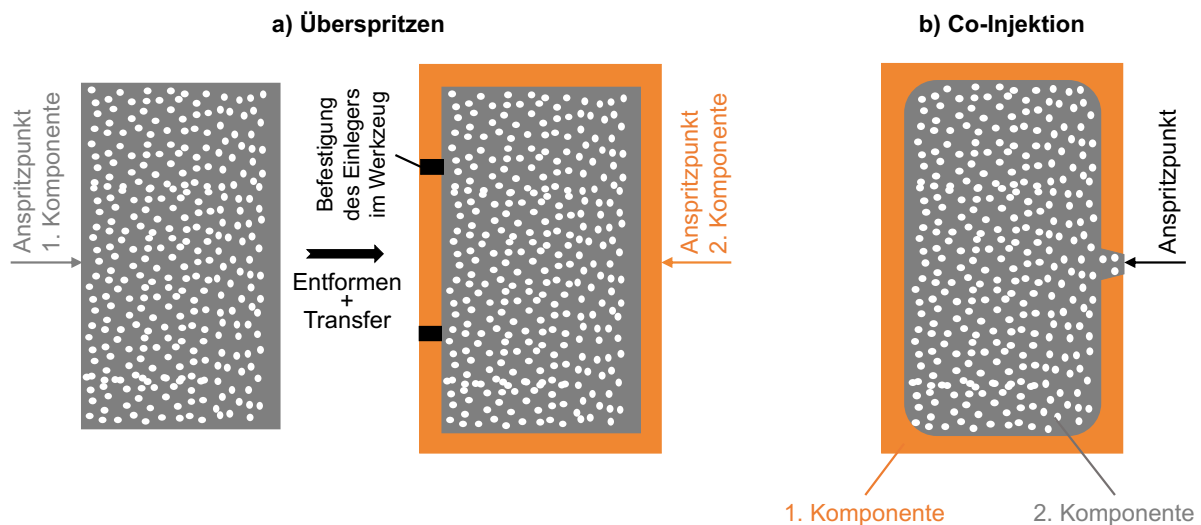
# 1 Einführung und Motivation

Der Leichtbaugedanke, welcher wirtschaftliche und ökologische Vorteile durch Einsparung von Material vereint, ist bereits seit einigen Jahren besonders in der Entwicklung von Kunststoffbauteilen weit verbreitet. Hinzu kommt der Anspruch der Nutzer sowohl optisch als auch haptisch ansprechende Produkte zu erhalten. In dieser Arbeit wird für den Fachbereich des Spritzgießens eine Möglichkeit aufgezeigt beide Ziele zu erreichen. Durch die geschickte Kombination zweier Sonderverfahren wird es möglich, sowohl optisch makelfreie und haptisch optimierte Oberflächen zu erzeugen als auch Material einzusparen.

Das Thermoplastschaumspritzgießen (TSG) basiert auf dem Grundgedanken ein optisch und technisch gleichwertiges Bauteil bei geringerem Materialeinsatz zu generieren. Dabei wird eine mit superkritischem Treibmittel versetzte Polymerschmelze in die Kavität injiziert, wo sie unter Druckabfall aufschäumt [1]. Durch die thermischen Verhältnisse in der Kavität entsteht eine Sandwichstruktur, die mit ihren kompakten Deckschichten eine hohe spezifische Biegesteifigkeit zeigt [2–5], während die Bauteilmitte eine große Anzahl an Hohlräumen in Form von Schaumzellen aufweist und damit eine Materialeinsparung mit sich bringt. So kann abhängig von der Verfahrensvariante, dem Rohmaterial und der Bauteilgeometrie bis zu 70 % Kunststoff gegenüber einem im konventionellen Spritzgießen hergestellten Bauteil eingespart werden [6].

Ein entscheidender Nachteil des Thermoplastschaumspritzgießens ist jedoch das Auftreten von Silberschlieren an der Oberfläche, die durch Ausgasen der Schmelze an der Fließfront während des Formfüllprozesses entstehen [7,8]. Um zum einen die Oberflächendefekte zu überdecken und zum anderen eine sich angenehm anfühlende Außenhaut zu generieren, können Mehrkomponenten-Spritzgießverfahren zur Anwendung kommen. Eine weit verbreitete Variante ist das Überspritzen (siehe Abbildung 1a). Dabei wird die erste Komponente zunächst durch Spritzgießen hergestellt. Sobald sie formstabil ist, wird sie (beispielsweise durch einen Drehteller oder Umsetzen) in eine zweite (größere) Kavität eingelegt und überspritzt. Es finden also zwei voneinander getrennte Einspritz- und Erstarrungsvorgänge statt [9]. Im Gegensatz dazu ist die Co-Injektion (auch: Sandwich-Spritzgießen) ein einstufiges Verfahren, d. h. beide Komponenten werden direkt nacheinander eingespritzt und erstarren während der gleichen Kühlzeitphase. Eine weitere Besonderheit der Co-Injektion im Vergleich zu anderen Mehrkompo-

nen-Spritzgießverfahren ist die vollständige Ummantelung der Kernkomponente durch die Hautkomponente (siehe Abbildung 1b) [9]. Dabei spielt die Fließfähigkeit der einzelnen Komponenten die entscheidende Rolle bei der Ausbildung der homogenen Haut/Kern-Verteilung [10], die zur Herstellung qualitativ hochwertiger Bauteile unabdingbar ist.



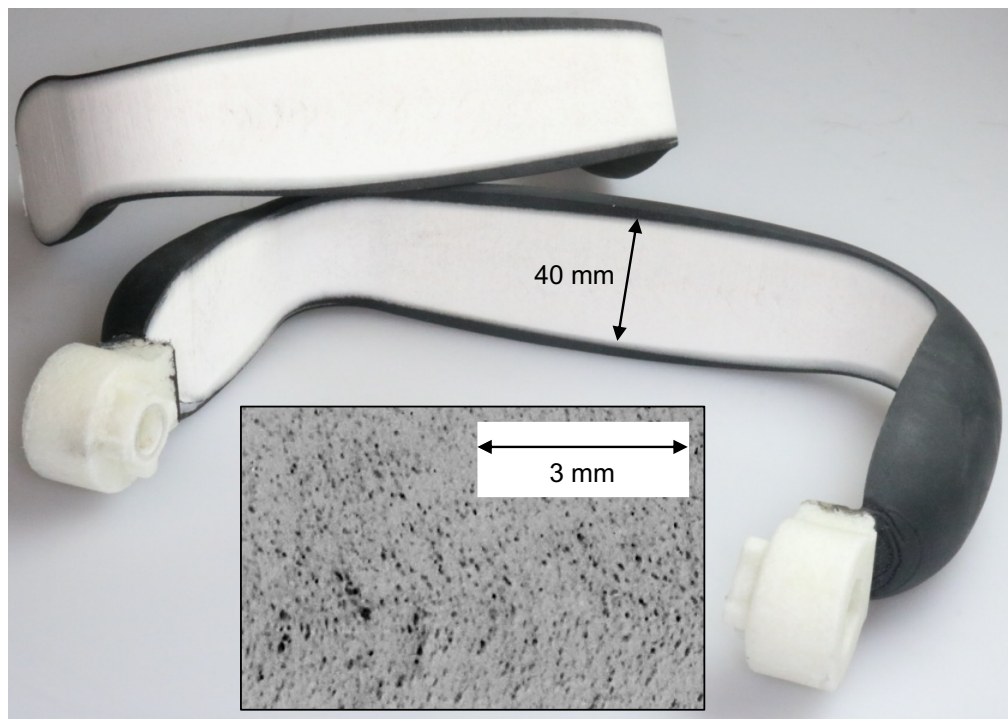
**Abbildung 1** Mehrkomponenten-Spritzgießverfahren (mit je einer geschäumten Komponente) im Vergleich: a) Überspritzen und b) Co-Injektion.

Durch die Kombination der Verfahren Co-Injektion und Thermoplastschaumspritzgießen ist es möglich, optisch ansprechende Oberflächen bei z. T. deutlich reduziertem Bauteilgewicht [2,11,12] herzustellen. Im Hinblick auf den aktuellen Forschungsstand zu dieser Verfahrenskombination wurden zum jetzigen Zeitpunkt nur vergleichsweise wenige Aspekte untersucht und beschrieben. Bisherige wissenschaftliche Veröffentlichungen [2,11–14] behandeln lediglich thermoplastische Materialkombinationen, bei denen Haut- und Kernkomponente identisch oder sehr ähnlich (beispielsweise Polypropylen (PP) mit glasfaserverstärktem PP) sind. Auch die Optimierung bezüglich haptischer Anforderungen von Bauteilen mit geschäumtem Kern wurde bisher im Stand der Technik nicht berücksichtigt. Bei kompakter Co-Injektion sind bisher keine wissenschaftlichen Veröffentlichungen zu komplexen Materialkombinationen, wie der Hart-Weich-Kombination unter Verwendung von thermoplastischen Elastomeren, verfügbar.



Ziel dieser Arbeit ist es erstmals, Struktur-Prozess-Eigenschaftsbeziehungen für die Co-Injektion komplexer Materialsysteme aus einer weichen thermoplastischen Hautkomponente und einem geschäumten Kern zu entwickeln. Dabei liegt das Hauptaugenmerk auf der Betrachtung der Fließeigenschaften und Erstarrungsvorgänge, die wesentlichen Einfluss auf die Ausbildung der Morphologie haben. Die Eigenschaftsanalyse der hergestellten Bauteile konzentriert sich auf die resultierende Haut/Kern-Verteilung und Schaummorphologie.

Es wird zunächst der Einfluss der Viskosität auf die Struktur co-injizierter Bauteile mit einer Hautkomponente aus thermoplastischem Elastomer und kompakter thermoplastischer Kernkomponente betrachtet, bevor die thermischen Einflüsse auf die Ausbildung der Schaummorphologie untersucht werden. Anschließend werden die Erkenntnisse in der Co-Injektion mit Schaumkern zusammengefasst. Diese wissenschaftlichen Grundlagen werden zuletzt auf ein Anwendungsbeispiel aus der Baumaschinenbranche übertragen (siehe Abbildung 2), das veranschaulicht, wie Produkte nach den vorliegend erarbeiteten Grundsätzen entwickelt, designed und produziert werden können.



**Abbildung 2** Anwendungsbeispiel zur Co-Injektion mit geschäumtem Kern: Leichtbaugriff für die Baumaschinenbranche.

## **2 Grundlagen und Stand der Forschung**

### **2.1 Weichkomponenten zur Verarbeitung im Spritzgießverfahren: Thermoplastische Elastomere**

#### **2.1.1 Grundlagen**

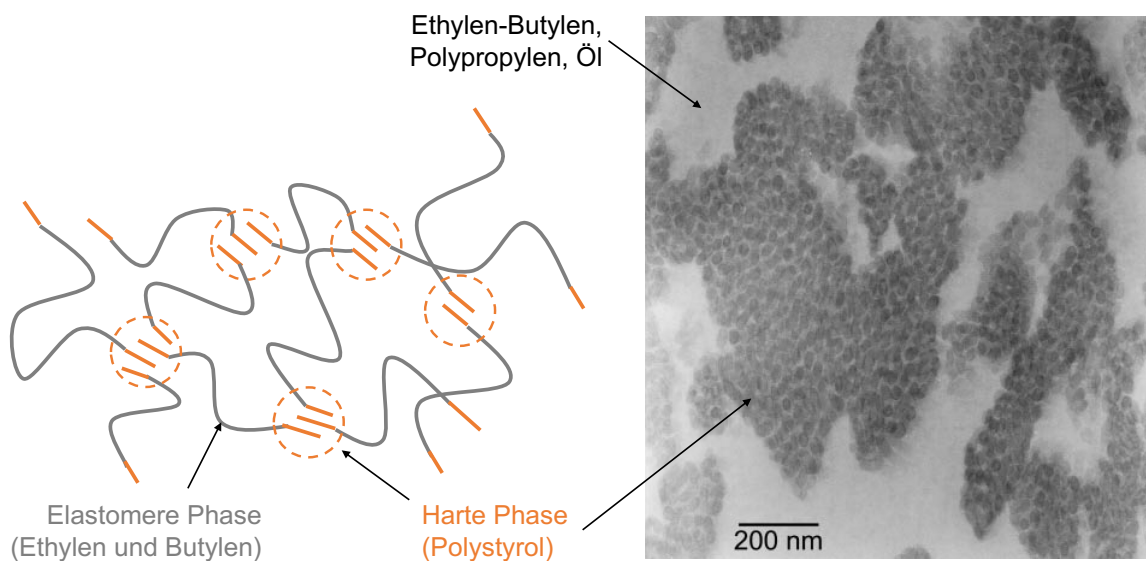
Thermoplastische Elastomere (TPEs) [15] sind Werkstoffe, die sowohl thermoplastische als auch elastomere Eigenschaften besitzen. TPEs gelten als eine optimierte Kombination von traditionellen vernetzten vulkanisierten gummiartigen Werkstoffen und einfach verarbeitbaren Kunststoffen mit den Vorteilen hoher Elastizität, Alterungsbeständigkeit, Ölbeständigkeit und gleichzeitig guter Verarbeitbarkeit mit für Thermoplasten üblichen Techniken [16–19]. TPEs bilden ihre Eigenschaften während eines Erstarrungsprozesses reversibel physikalisch aus, während Elastomere sich irreversibel chemisch vernetzen [15]. Der Vorteil gegenüber z. B. dem häufig verwendeten Polyvinylchlorid (PVC) ist, dass diese auf Standard-Spritzgießanlagen verarbeitbar sind und keine speziellen gehärteten Zylinder benötigt werden.

Die Materialklasse der TPEs kann in zwei Hauptgruppen unterteilt werden: Block-Copolymere und Elastomerlegierungen. Bei Elastomerlegierungen liegt die elastomere Phase in der thermoplastischen Phase dispergiert vor, während Block-Copolymere in einem Molekül elastomere und thermoplastische Segmente aufweisen. Typisch für Block-Copolymere ist die Mikrophasentrennung: Die Komponenten sind nicht vollständig mischbar. Die Makromoleküle bilden eine Anhäufung im mikroskopischen Maßstab. Copolymere erlauben es maßgefertigte Polymere diverser Monomere zu erhalten, wobei der relative Gehalt der Monomere variiert werden kann [20].

#### **2.1.2 Styrol-Block-Copolymere**

Styrol-Block-Copolymere (TPS oder TPE-S) werden in einer Vielzahl von Anwendungen eingesetzt [21,22], z. B. im Automobilinterieur. Eine besondere Art von TPS stellen die Poly(styrol-b-(ethylen-co-butyl)-b-styrol)-Triblock-Copolymere (SEBS) dar, die eine verbesserte Beständigkeit gegen thermische und ultraviolette Einwirkungen haben und somit stabiler sind [23–25]. Außerdem weisen sie eine ausgezeichnete Verarbeitbarkeit [26], Mischungsverträglichkeit und Witterungsbeständigkeit auf [27]. Die Polystyrol-Phasen des SEBS werden als

harte Phasen bezeichnet, während die Poly(ethylen-butylen)-Phasen als elastomere Phasen bezeichnet werden (siehe Abbildung 3 links). Durch Variation des Anteils dieser beiden Phasen im Copolymer kann die Härte des Copolymers eingestellt werden [15]. SEBS werden von unterschiedlichen Unternehmen hergestellt. Neben Kraton G [25] (Kraton Corporation, Houston, Texas, USA) existiert beispielsweise auch Septon 8000 (Kuraray, Chiyoda, Präfektur Tokio, Japan) und weitere SEBS-Markennamen hinter denen sich immer das gleiche Material verbirgt. Die hohe Viskosität von reinem SEBS schränkt die Anwendung für das Spritzgießen ein. Aus diesem Grund wird es mit anderen Materialien wie Polyolefinen (meist PP) oder Additiven gemischt, um die Anforderungen für die Verarbeitbarkeit zu erfüllen. Welcher PP-Typ und welche Additive verwendet werden, wird von den Materialherstellern nicht veröffentlicht. Die Rezepturen weichen bei unterschiedlichen Compounds teils stark voneinander ab. In Abbildung 3 rechts ist eine Aufnahme eines SEBS-PP-Öl-Blends [27] aus einem Transmissionenmikroskop dargestellt, in der die Mikrophasenseparation erkennbar ist. Dabei sind die dunklen Regionen die harte Polystyrol-Phase und die hellen Regionen die Ethylen-Butylen-Phase des SEBS, sowie das PP und das Öl. Ghosh et al. [22] analysierten die Phasenmorphologie, die statischen und die dynamischen mechanischen Eigenschaften von SEBS-PP-Blends. Sie wiesen nach, dass die Modifikation mit Polypropylen (PP) den größten positiven Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der SEBS-Verbundwerkstoffe hatte. Darüber hinaus wird PP verwendet, um die Schmelzviskosität zu verringern [28].



**Abbildung 3** Links: Struktur des Poly(styrol-b-(ethylen-co-butylen)-b-styrol)-Triblock-Copolymers; rechts: Aufnahme eines SEBS-PP-Öl-Blends im Transmissionenmikroskop [29].

### 2.1.3 Hart/Weich-Verbunde mit Styrol-Block-Copolymeren

TPE-S weisen (teils durch Modifikation) gute Haftfestigkeiten in Kombination mit verschiedensten Thermoplasten, besonders jedoch zu PP, auf (siehe Tabelle 1) [30].

**Tabelle 1** Haftung von Copolymer-Thermoplast-Verbunden  
(++: gute Haftung, +: Haftung, -: keine Haftung, \*: haftungsmodifizierte Typen).

TPE	Thermoplast								
	PP	PA	PS	ABS	POM	PC	PET	PBT	PVC
TPE-S	++	+*	+*	+*	-	++*	+*	+*	+*
TPE-U	-	+	-	+	+	+	+	+	+
TPE-E	-	+*	-	-	-	-	+	+	-
TPE-A	-	+	-	-	-	-	-	-	-

Um Haftung zwischen zwei Polymeren zu erzielen, muss zunächst die Benetzbarkeit sichergestellt sein, bevor das Vermischen der beiden Verbundpartner auf molekularer Ebene durch Diffusion stattfinden kann. Sind die beiden Polymere miteinander verträglich bildet sich eine Interdiffusionsschicht aus. Hohe Viskositäten behindern die Interdiffusion. Liegt die Interdiffusionsdicke im Bereich von Mikrometern, spricht man von kompatiblen Systemen [30,31]. Kisslinger et al. [32] wiesen mit Hilfe von Ramanspektroskopie eine Interdiffusionsdicke von 12  $\mu\text{m}$  im 2-Komponenten-Spritzgießen von TPE-S (Massetemperatur 240 °C) und PP (Massetemperatur 220 °C) nach. Die beiden Materialien zeigen in dem bei Kisslinger vorliegenden Fall somit eine gute Kompatibilität. Damit ist jedoch nicht auf alle am Markt verfügbaren PP-Typen zu schließen. Die Mischbarkeit kann bei unterschiedlichen PP-Typen stark abweichen. Diese Untersuchungen sind nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

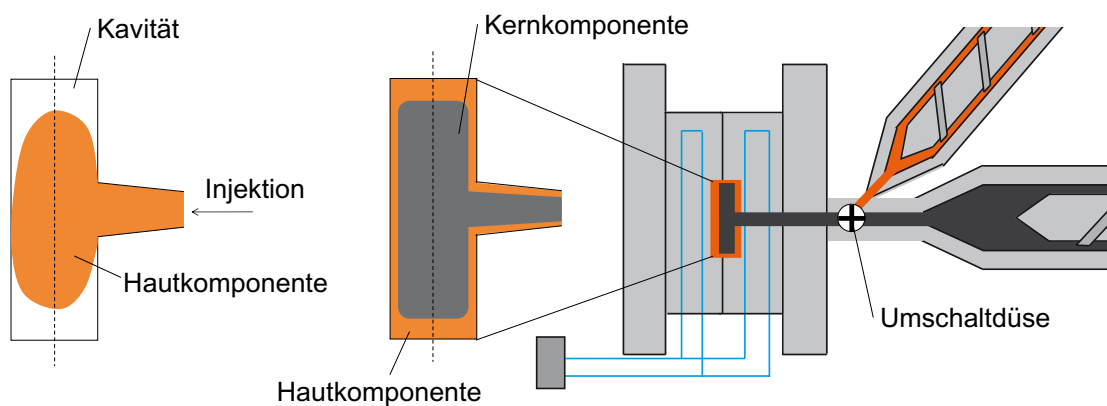
### 2.1.4 Fazit

Thermoplastische Elastomere bieten die Möglichkeit weichelastische Komponenten nach einem für Thermoplaste ausgelegten Verarbeitungsprozess zu erhalten [15]. Ein häufig eingesetztes TPE ist TPE-S auf Basis von SEBS [21–24,26]. Legierungen aus SEBS und PP weisen

eine für das Spritzgießen optimierte Verarbeitbarkeit, durch Verringerung der Viskosität, auf [28]. Eine systematische Analyse des Einflusses des PP-Gehalts auf die Viskosität des TPE-S wurde im Stand der Technik bisher nicht durchgeführt. Um eine homogene Haut/Kern-Verteilung bei der Co-Injektion zu erreichen, ist das rheologische Verhalten der beiden Komponenten entscheidend [10]. In dieser Arbeit wird daher PP als Blendpartner von SEBS genutzt, um die Viskosität der Weichkomponente gezielt zu steuern und den Einfluss auf die resultierende Haut/Kern-Verteilung zu evaluieren. TPE-S eignet sich hervorragend zur Kombination mit PP in Mehrkomponentenbauteilen, da durch die Interdiffusion der beiden Materialien üblicherweise eine gute Haftung gewährleistet wird [32]. Insbesondere bei heißen Grenzflächen (wie beispielsweise bei der in dieser Arbeit verwendeten Co-Injektion) ist eine hohe Interdiffusion aufgrund der steigenden Molekülbeweglichkeit und damit Diffusionsgeschwindigkeit bei steigender Temperatur zu erwarten [30,31]. Analysen zur Mischbarkeit der Materialien, die bei unterschiedlichen Materialtypen stark abweichen kann, sind nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

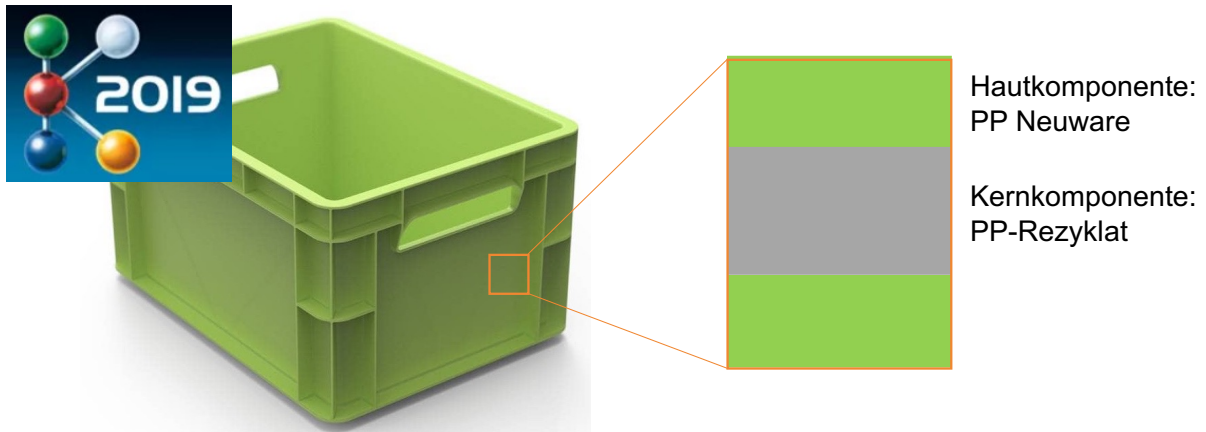
## 2.2 Co-Injektion

Co-Injektion ist ein weit verbreitetes Verfahren zur Herstellung von Zweikomponenten-Bauteilen aus Thermoplasten. Bei der Co-Injektion (auch: Sandwich-Spritzgießen) werden zwei Schmelzen entweder nacheinander oder teilweise gleichzeitig durch denselben Anguss in ein Werkzeug injiziert (siehe Abbildung 4) [9]. Das Kernmaterial erstarrt zwischen der geformten Hautkomponente.



**Abbildung 4** Injektion von Haut- und Kernkomponente bei der Co-Injektion.

Engel stellt mit dem *skinmelt*-Verfahren auf der K Messe 2019 die Co-Injektion als eine vielversprechende Möglichkeit dar, Rezyklate auch bei Bauteilen mit hohem Anspruch an die Oberflächengüte einzusetzen. Beim gezeigten Demonstratorbauteil (Kiste, siehe Abbildung 5) konnte ein Anteil von 50 % Rezyklat (als Kernmaterial) erzielt werden<sup>1</sup>.



**Abbildung 5** Co-Injiziertes Bauteil mit PP-Rezyklat als Kernkomponente.

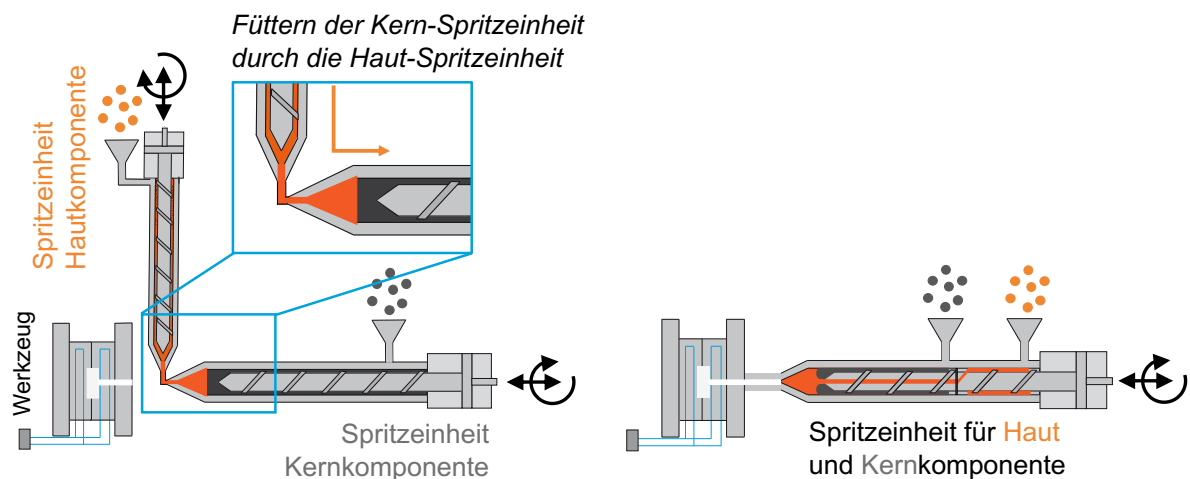
### 2.2.1 Verfahrensvarianten

Das Co-Injektions-Verfahren kann zum einen nach der Injektion (sequenziell oder simultan) und zum anderen nach der Anlagentechnik unterteilt werden. Bei sequenzieller Co-Injektion wird zunächst die Hautkomponente eingespritzt. Anschließend wird das Kernmaterial durch denselben Anguss in die Kavität injiziert und breitet sich innerhalb der Hautkomponente aus, bis das gesamte Bauteil gefüllt ist. Diese Unterform der Co-Injektion ist mit allen Verfahrenstechniken durchführbar. Bei simultaner Co-Injektion wird ein fließender Übergang zwischen der Haut- und Kernkomponente durch Steuerung von (Nadel-)Verschlussdüsen realisiert [33].

Bei einer Unterscheidung nach der Anlagentechnik ist zum einen die Co-Injektion unter Einsatz von Verschlussdüsen und zum anderen die Mono-Co-Injektion zu nennen. Die Bezeichnung „Mono“ deutet dabei darauf hin, dass beide Schmelzen durch nur einen Spritzgießzylinder injiziert werden. Diese kann wiederum in zwei unterschiedliche Arten eingeteilt werden:

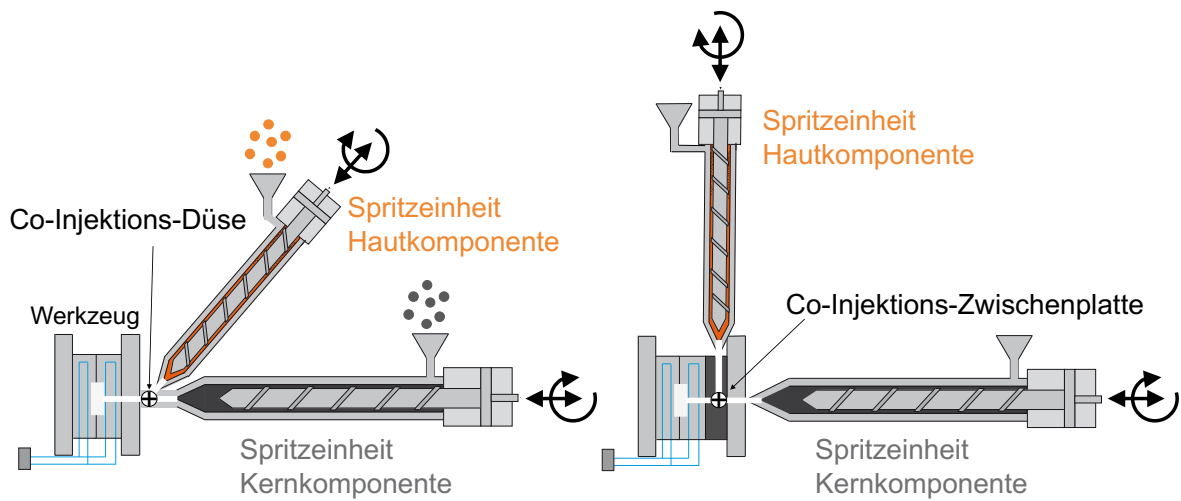
<sup>1</sup> Engel Injection e Paper, *Engel*, Bd. 162, Nr. 9, S. 73, 2020.

Mit einem oder mit zwei Aggregaten (siehe Abbildung 6). Werden zwei Aggregate zur Mono-Co-Injektion genutzt, füttert die Spritzeinheit der Hautkomponente die Spritzeinheit der Kernkomponente. Vor der Injektion liegen also die Haut- und die Kernkomponente in der gleichen Spritzeinheit im schmelzeförmigen Zustand vor. Bei Einsatz von einem Aggregat, besitzt die Spezialschnecke zwei getrennte Plastifizierungszonen. In beiden Fällen wird sowohl die Haut- als auch die Kernkomponente mit dem gleichen Aggregat in die Kavität injiziert. Dies bringt mit sich, dass die Materialien stets nacheinander (sequenziell) und bei gleicher Zylindertemperatur eingespritzt werden. Die Einspritzgeschwindigkeit kann sich dagegen durch Einstellen eines Einspritzprofils in der Anlagensteuerung unterscheiden.



**Abbildung 6** Verfahrensvarianten der Mono-Co-Injektion.

Deutlich flexibler stellt sich das Verfahren der Co-Injektion bei Verwendung von Co-Injektions-Düsen oder Co-Injektions-Zwischenplatten dar (siehe Abbildung 7). Neben der sequenziellen Co-Injektion ist auch simultane Co-Injektion mit fließendem Übergang zwischen der Haut- und Kernkomponente durch Steuerung der (Nadel-)Verschlussdüsen möglich [33]. Auch die Prozessparameter können bei diesen beiden Verfahrensvarianten spezifischer auf die beiden einzelnen Materialien angepasst werden, da es beispielsweise möglich ist unterschiedliche Zylindertemperaturen für Haut- und Kernkomponente zu wählen.



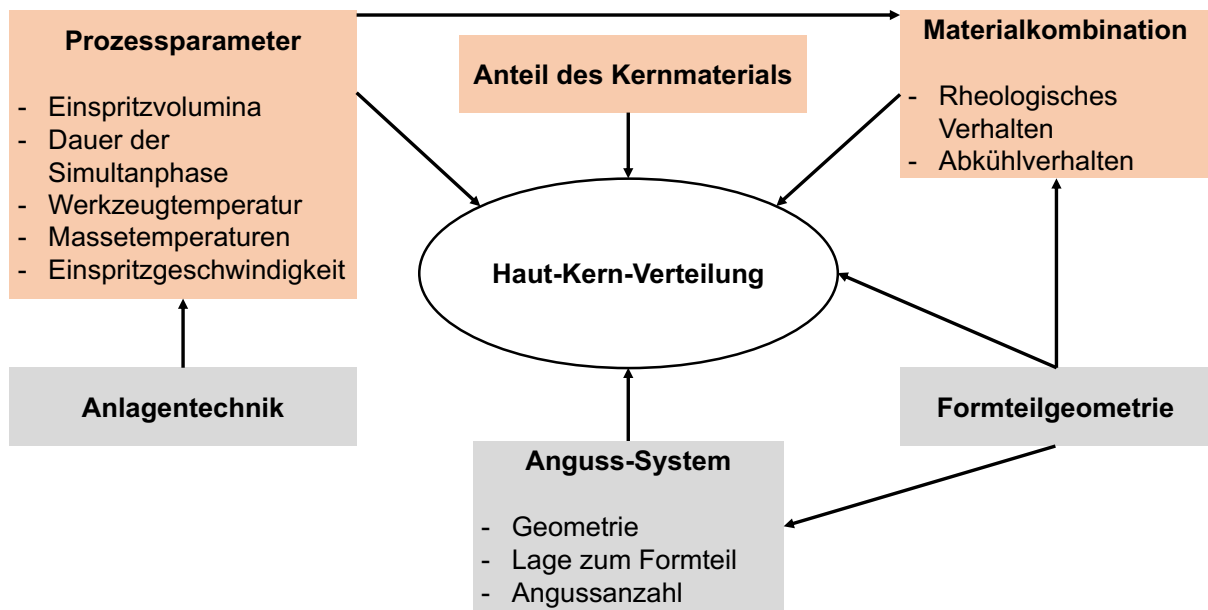
**Abbildung 7** Co-Injektion durch Einsatz von speziellen Düsen oder Zwischenplatten.

### 2.2.2 Einflüsse auf die Haut-Kern-Verteilung

Die Qualität der co-injizierten Bauteile wird in der Regel durch die Verteilung der Kernkomponente in der Hautkomponente definiert. Die häufigsten Defekte sind der Durchbruch der Kernkomponente an der Fließfront [9,10,33] und die Grenzflächeninstabilität (Bildung von „Fingerfluss“) [34].

Abbildung 8 fasst die Einflüsse auf die Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile zusammen. Neben der Formteilgeometrie, die durch die Bestimmung der Kavitätsform den Fließweg vorgibt, dem aus der Formteilgeometrie resultierenden Anguss-System und der (bereits im vorherigen Abschnitt beschriebenen) Anlagentechnik, haben vor allem die Materialkombination und die Prozessparameter einen großen Einfluss auf die Haut-Kern-Verteilung.





**Abbildung 8** Einflussfaktoren auf die Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile (in Anlehnung an [9]).

### 2.2.2.1 Prozessparameter

Der Anteil des Kernmaterials am Einspritzvolumen (Vol.-%) hat den größten Einfluss auf die Materialverteilung im fertigen Bauteil [9,35]. Für einfache Geometrien ist ein Kernanteil von bis zu 70 % erreichbar, während für komplexe Geometrien ein Kernanteil von 30 % erstrebenswert ist [36].

Watanabe et al. [37] stellten Untersuchungen im Co-Injektionsverfahren mit Verschlussdüse zum Einfluss der Dauer der simultanen Einspritzphase zwischen der Haut- und Kernkomponente auf. Sie variierten diese zwischen 0 s und 0,45 s. Sie erzielten einen größeren prozentualen Anteil der Kernoberfläche (laterale Ausbreitung der Kernkomponente im Bauteil) bei homogenen Kerndicken entlang des Fließwegs bei steigender Dauer der Simultanphase. Der Kernanteil kann durch Verlängerung der Simultanphase vergrößert werden, was besonders bei Einsatz von teuren Haut-Materialien oder rezyklierten Kern-Materialien vorteilig ist. Die Simultanphase kann jedoch instabile Strömungsverhältnisse erzeugen, die zu unerwünschten Laminierungserscheinungen am Fließwegende führen [35].

Die Werkzeugtemperatur muss, wie auch beim 1-Komponenten-Spritzgießen, möglichst gleichmäßig an der Kavitätsoberfläche sein. Eine gezielte Erhöhung der Werkzeugtemperatur kann zur Variation der thermischen Verhältnisse im Werkzeug eingesetzt werden, um beispielsweise eine größere Kernoberfläche durch eine länger schmelzeförmige Hautkomponente zu erreichen [35,38].

Die Massetemperatur (sowie die Einspritzgeschwindigkeit [38]) der Komponenten hat einen direkten Einfluss auf die Viskosität [9]. Diese wird im anschließenden Abschnitt (Materialkombinationen) genauer beleuchtet.

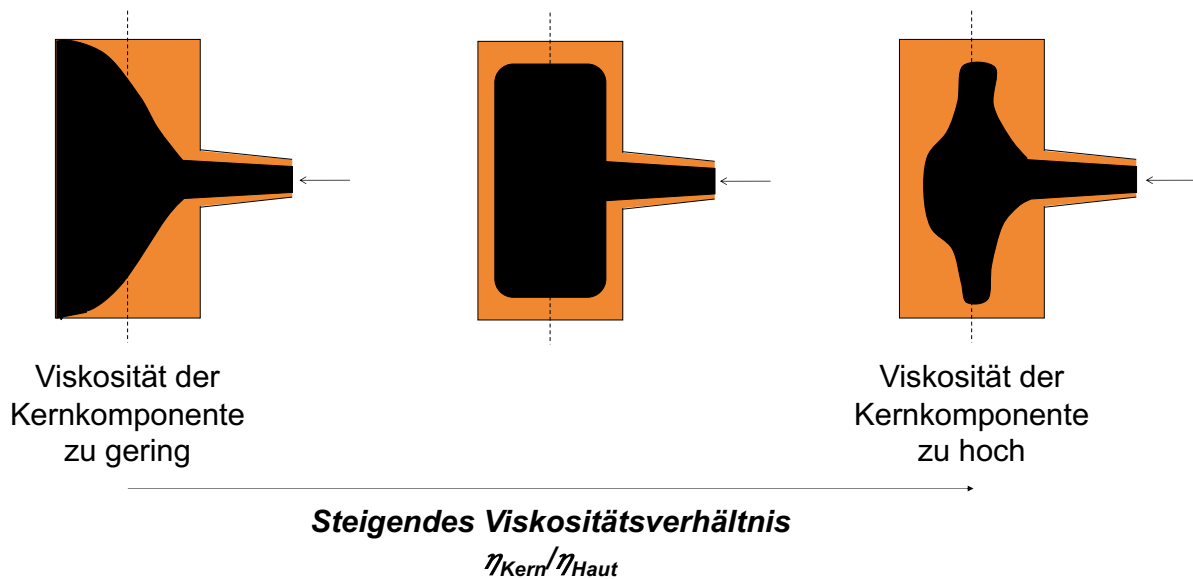
### **2.2.2.2 Materialkombination**

Die beiden eingesetzten Materialien müssen sowohl bzgl. der Haftung kompatibel sein als auch zueinander passende Verarbeitungstemperaturen und Viskositäten aufweisen [9]. Tabelle 2 zeigt die in der Literatur verwendeten Materialkombinationen. Die Komponentenbezeichnung schließt dabei auch Typen mit bspw. Glasfaserverstärkung oder anderen Additiven ein.

Am häufigsten werden in der Literatur gleiche Matrixmaterialien für Haut- und Kernkomponente miteinander kombiniert [10,35,38–49]. Zur Kombination von weichelastischen Hautkomponenten mit harten Kernkomponenten sind nur wenige Veröffentlichungen verfügbar [50,51]. In kaum einer Veröffentlichung werden unterschiedliche Matrixmaterialien und deren Viskositäten genauer betrachtet. Auf diese wird im Folgenden genauer eingegangen.

Die Viskositäten der verwendeten Haut- und Kernmaterialien wirken sich direkt auf das Fließverhalten und die Ausbildung der Haut/Kern-Struktur aus [10]: Ist das Viskositätsverhältnis  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  zu groß, verbleibt das Kernmaterial nur im angussnahen Bereich. Ist das Viskositätsverhältnis zu klein, neigt das Kernmaterial dazu, durch das Hautmaterial zu stoßen [39,52]. Eine definierte und gleichmäßige Dicke des Kernmaterials lässt sich nur mit einem geeigneten Viskositätsverhältnis erreichen (siehe Abbildung 9).





**Abbildung 9** Einfluss des Viskositätsverhältnisses  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  auf die Bauteilmorphologie.

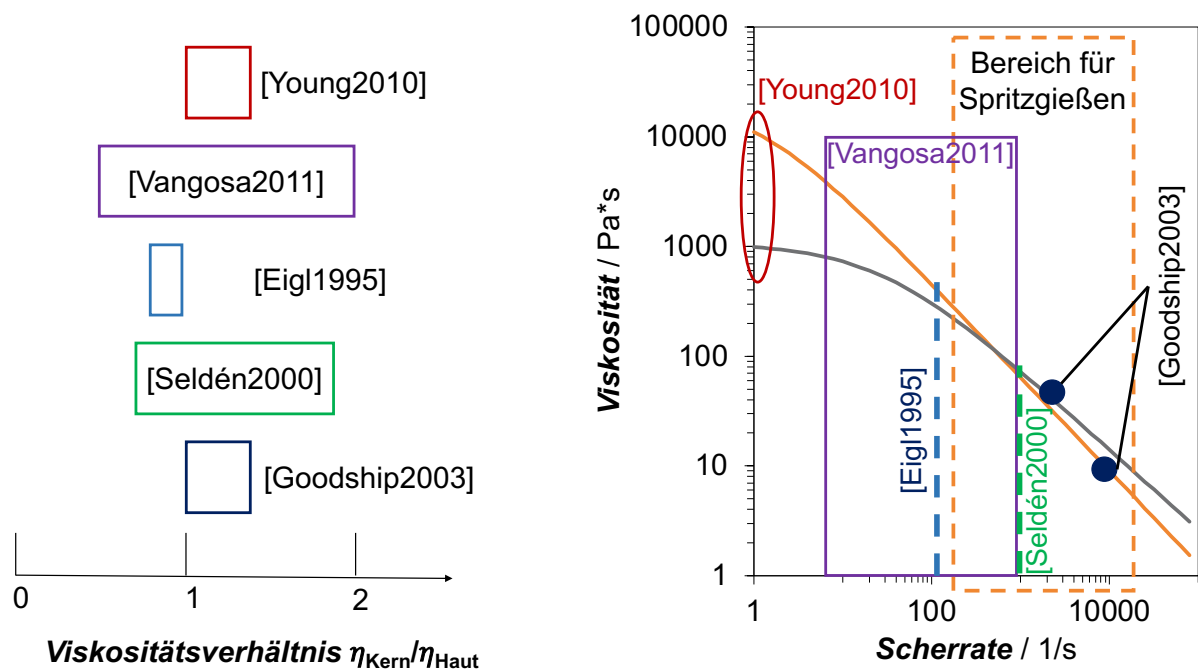
Parsons und Toyoda [42] verwenden das Mono-Sandwich-Verfahren mit PVC als Hautkomponente und PVC-GF, PP, ABS oder PC als Kernkomponente. Der lokale Kernanteil in ihren Testplatten mit Abmessungen von 75 mm bis 150 mm nimmt entlang des Fließwegs ab.

Seldén [33] injiziert sequenziell Polyamid 6 (PA6) als Hautkomponente und glasfaserverstärktes Polybutylenterephthalat (PBT) als Kernkomponente. Eine Schmelzetemperatur der Kernkomponente über 250 °C sowie ein Haut/Kern-Verhältnis im Bereich von 55 % führt zu einer konstanten Kerndicke in der quadratischen Testplatte (100 mm x 100 mm mit einer Gesamtdicke von 3 mm). Gomes et al. [36] spritzen Polystyrol (PS) als Haut- und PP als Kernkomponente in Monosandwich-Technik (rechteckige Kavität 150 mm x 40 mm mit einer Dicke von 2 mm und Filmanguss) und zeigen, dass eine steigende Schmelzetemperatur der Kernkomponente zu einem höheren Kernanteil am Ende des Fließweges und einer gleichmäßigen Verteilung der Kernkomponente innerhalb der Hautkomponente führt.

Neben der Schmelzetemperatur hat die Scherrate einen starken Einfluss auf die Viskosität von thermoplastischen Polymeren. In der Literatur werden verschiedene optimale Viskositätsverhältnisse  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  vorgeschlagen (siehe Abbildung 10): Young et al. [10] betrachten das Viskositätsverhältnis bei der Nullscherrate und empfehlen ein Viskositätsverhältnis von etwas über als 1, während Seldén [33] das optimale Viskositätsverhältnis zwischen 0,8 und 1,8 bei

$10^3$  1/s ermittelt. Eigl [35] empfiehlt ein Viskositätsverhältnis von knapp unter 1 und ermittelt dieses bei 100 1/s.

Ein umfassenderer Ansatz wird von Vangosa [53] verfolgt, der Scherraten zwischen 10 und 1000 1/s berücksichtigt und ein Viskositätsverhältnis zwischen 0,5 und 2 empfiehlt. Goodship et al. [54] bestimmen die tatsächliche maximale Scherrate von Haut- (2500 1/s) und Kernmaterial (6000 1/s) während der Verarbeitung durch Simulation und empfehlen ein Viskositätsverhältnis (bei diesen Scherraten) von etwas mehr als 1. Andere Studien [10,55] berücksichtigen den Melt Flow Index (MFI) anstelle der tatsächlichen Viskosität und empfehlen in Übereinstimmung mit Goodship et al. [54] einen etwas niedrigeren MFI für die Kernkomponente im Vergleich zur verwendeten Hautkomponente.



**Abbildung 10** Optimaler Bereich für das Viskositätsverhältnis  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$ , sowie die Scherrate, bei der die Viskositäten bestimmt wurden im Vergleich [10,33,35,53,54].

### 2.2.3 Fazit

Eine Co-Injektion ist mittels unterschiedlicher Anlagentechniken durchführbar. In der vorliegenden Arbeit wird aufgrund der flexibleren Prozessparameter bei der Co-Injektion mit Verschlussdüsen (unabhängig voneinander einstellbare Massetemperaturen der Haut- und Kernkomponente) die Mono-Co-Injektion ausgeschlossen. Es wird eine Zwischenplatte zur Co-Injektion verwendet. Die Ergebnisse sind auch auf eine Anlage mit Co-Injektions-Düse übertragbar.

Eine Simultanphase wird in der vorliegenden Arbeit nicht berücksichtigt, die Kern-Komponente wird direkt nach der Hautkomponente (ohne zeitliche Überschneidung) eingespritzt. Dies ist aufgrund der im Anwendungsbeispiel angestrebten Werkzeugtechnik festgelegt, die keine definierte Simultanphase zulässt.

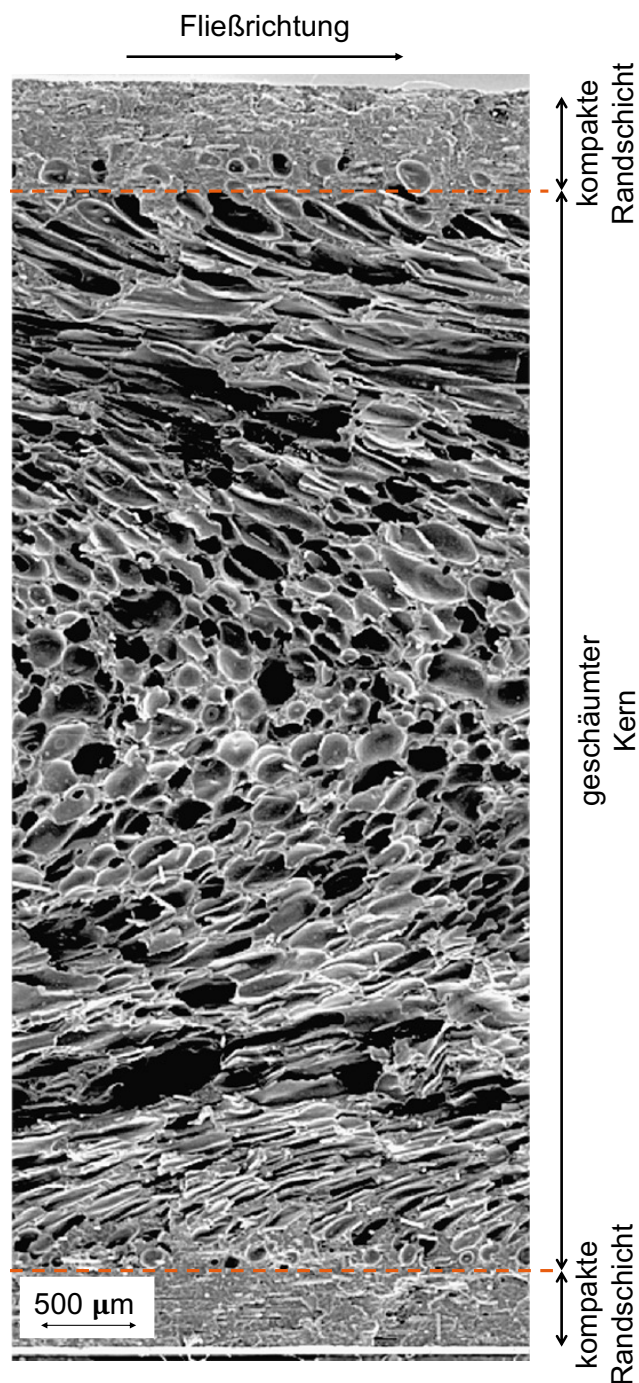
Der Fokus der Untersuchungen der Einflussparameter wird in der vorliegenden Arbeit auf die scherratenabhängige Viskosität gelegt. Die Scherraten, bei denen optimale Viskositätsverhältnisse erzielt werden, sind in der Literatur sehr unterschiedlich. Während beim Spritzgießen verschiedene Scherraten an unterschiedlichen Stellen im Werkzeug auftreten, werden in der Literatur nur feste Scherraten und keine Bereiche diskutiert. Lediglich Vangosa [53] betrachtet einen Scherratenbereich. Das von Vangosa [53] empfohlene Viskositätsverhältnis wird mit 0,5 bis 2 allerdings sehr weit gefasst.

Außerdem existiert keine wissenschaftliche Veröffentlichung zu Co-Injektion von Hart-Weich-Kombinationen unter Verwendung von TPEs als Weichkomponente.

## 2.3 Thermoplastschaumspritzgießen

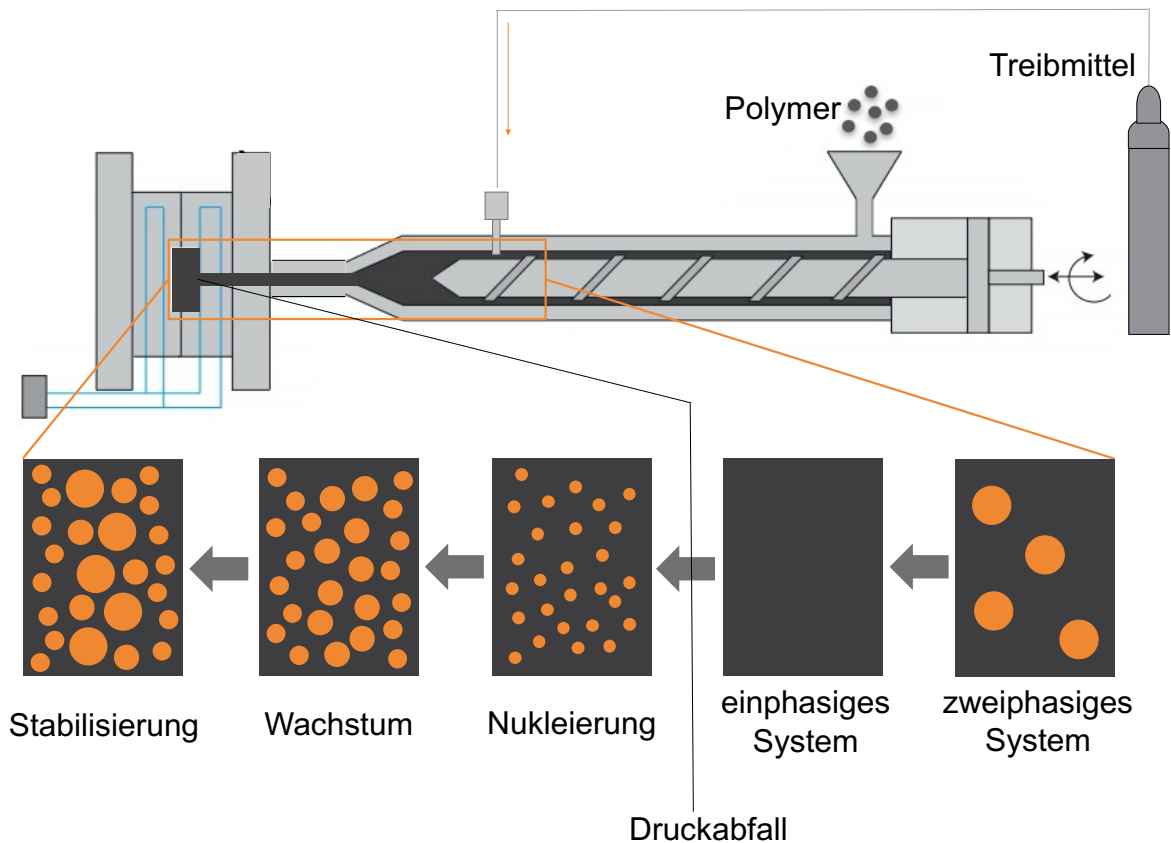
Thermoplastschaumspritzgießen (TSG) stellt ein Sonderverfahren des klassischen Spritzgießens dar, bei welchem eine geschlossenzellige Struktur im Kern des Bauteils erzeugt wird. Die Zellen sind üblicherweise entlang des Fließwegs ausgerichtet. Der poröse Kern ist von einer kompakten Oberfläche ummantelt, weshalb bei Strukturen aus dem TSG-Verfahren von Integralschaumstrukturen (Abbildung 11) gesprochen wird.

Bauteile aus dem TSG-Verfahren weisen eine hohe spezifische Biegesteifigkeit auf, welche durch den Abstand und die Dicke der kompakten Randschichten bestimmt wird. Einzelne Schaumzellen, die sich in der kompakten Randschicht befinden wirken als Fehlstellen, die die Biegesteifigkeit herabsetzen.



**Abbildung 11** Typische Integralschaumstruktur von TSG-Bauteilen (REM-Aufnahme eines PA12-Schaums).

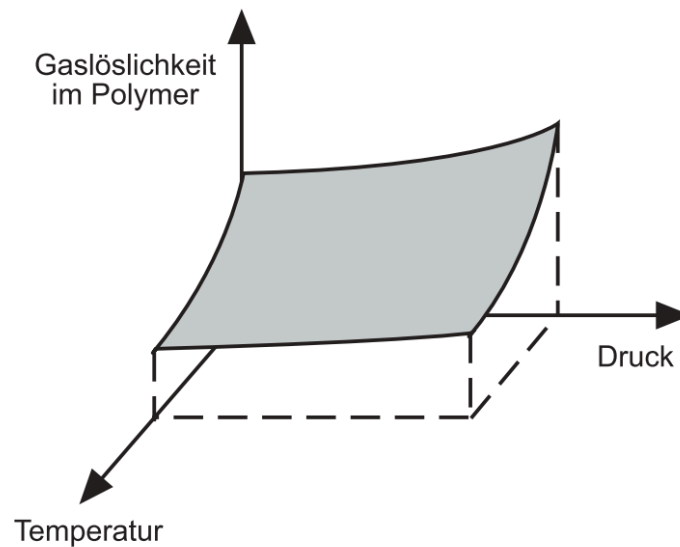
In Abbildung 12 sind die grundlegenden physikalischen Vorgänge, die während des TSG-Prozesses ablaufen, dargestellt.



**Abbildung 12** Schematische Darstellung der physikalischen Vorgänge beim TSG-Prozess (in Anlehnung an [1]).

Der Zyklus beginnt, wie auch beim konventionellen Spritzgießen mit der Plastifizierung des Polymers. Durch Einbringung eines Treibmittels entsteht zunächst eine zweiphasige Polymer-Gas-Mischung, welche durch Gas-Sorption und Diffusion unter Scherung durch den Plastifizierungsvorgang in eine einphasige Polymer-Gas-Mischung übergeht. Die Diffusionsgeschwindigkeit nimmt dabei mit der Temperatur zu. Die Gaslöslichkeit im Polymer nimmt proportional zum Druck (im Henry'schen Bereich) zu, sinkt jedoch mit steigender Temperatur (siehe Abbildung 13) [1]. Bei einigen Polymer-Gas-Kombinationen kann sich die Löslichkeit mit steigender Temperatur jedoch auch erhöhen.





**Abbildung 13** Einfluss von Temperatur und Druck auf die Gaslöslichkeit im Polymer [1].

Während dieses Prozesses befindet sich die Mischung aus Polymer und Gas in der Plastifiziereinheit der Spritzgießanlage. Dort herrscht ein hoher Druck (ca. 200 bar), wodurch das Polymer am Aufschäumen gehindert wird. Beim Einströmen in die Kavität kommt es zur Nukleierung von Schaumzellen. Die Nukleierung kann in homogene und heterogene Nukleierung unterteilt werden. Homogene Nukleierung erfolgt durch den Druckabfall, wodurch die Schmelze mit gelöstem Treibmittel übersättigt wird, das Gas desorbiert und metastabile Keimzellen bildet. In realen Verarbeitungsprozessen wird die homogene Nukleierung (die von einem System ohne Verunreinigungen und Grenzflächen ausgeht) von heterogener Nukleierung überlagert. Dabei erfolgt die Keimbildung an einer Grenzfläche beispielsweise eines zudosierten Nukleierungsmittels (wie Talk), Verunreinigungen oder der Oberfläche des Spritzgießwerkzeugs [1,56,57].

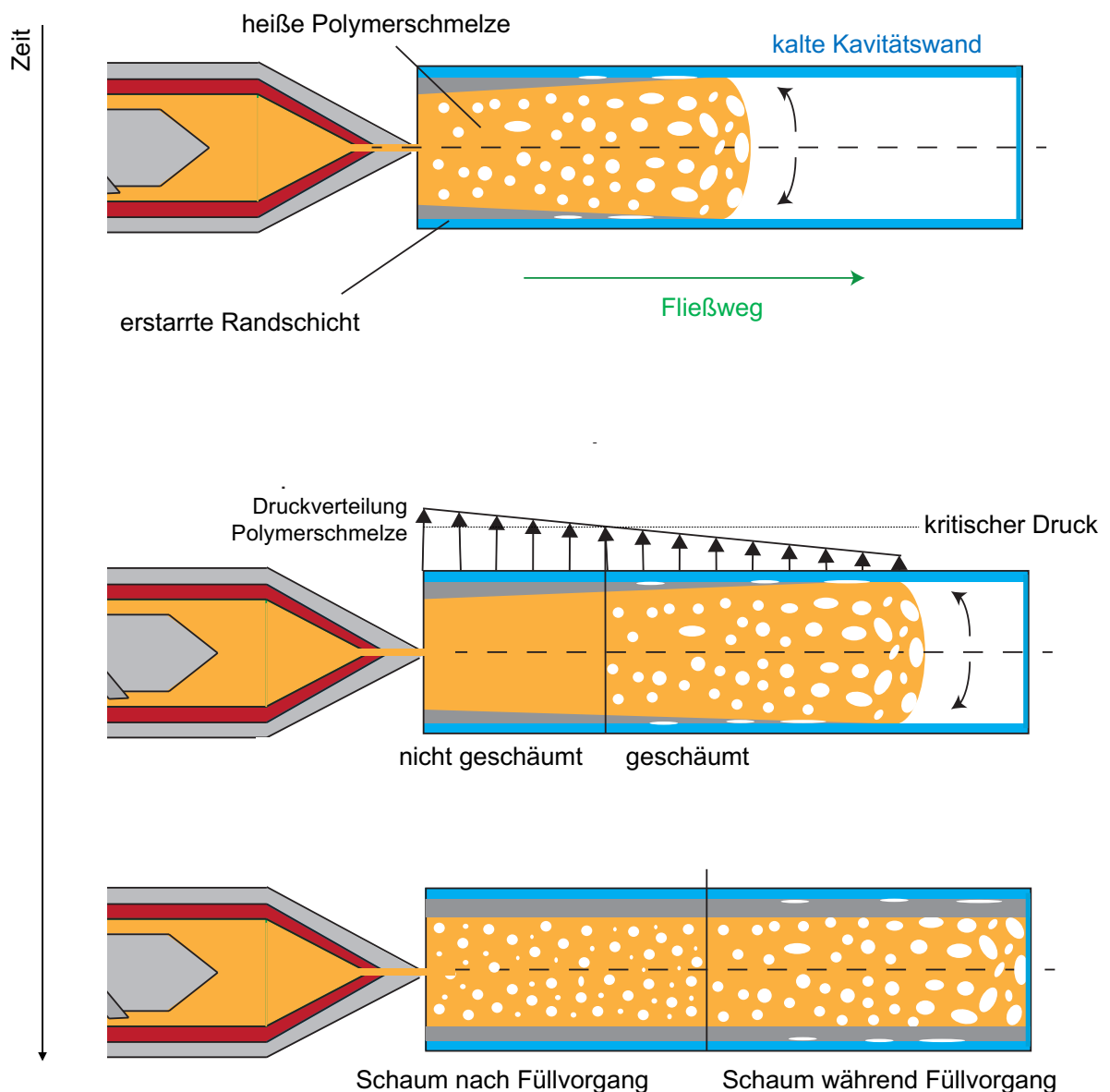
Nach der Nukleierung der Zellen, beginnt das Blasenwachstum. Die Schaumzellen vergrößern sich durch Diffusion des im Polymer gelösten Gases in die Zelle. Die Menge an gelöstem Gas im Polymer begrenzt das maximale Blasenwachstum und damit den maximalen Aufschäumgrad. Eine Schaumblase wächst so lange weiter, bis die Energie, die zum Wachstum der Zelle aufgebracht werden muss, mit der Volumenarbeit in der Blase im Gleichgewicht ist. Bei gegebener konstanter Oberflächenspannung ist der Innendruck kleiner Zellen größer. Treten Zellen

beim Aufschäumen in Kontakt, vereinigen sie sich. Dieses Phänomen wird als Zellkoaleszenz bezeichnet. Um eine feinzellige Schaummorphologie zu erreichen, ist eine rechtzeitige Stabilisierung der Schaumzellen unabdingbar. Auf diese Stabilisierung und die daraus resultierende Ausbildung der Integralschaumstruktur wird im folgenden Abschnitt eingegangen [1,5].

### **2.3.1 Ausbildung der typischen Integralschaumstruktur**

Die Ausbildung der Integralschaumstruktur wird wesentlich durch die thermischen Verhältnisse in der Kavität beeinflusst. Die injizierte Polymerschmelze trifft auf die kalte Werkzeugwand und erstarrt dort sofort, während sie im Zentrum des Bauteils langsamer erstarrt und daher aufschäumt (Abbildung 14 oben). Dies führt zur bereits beschriebenen Integralschaumstruktur. Im weiteren Verlauf des Füllvorgangs entsteht ein Druckabfall entlang des Fließwegs. An der Fließfront der Quellströmung weist die Schmelze einen geringeren Druck als in Anspritzpunktnähe auf, was zu einer Zweiteilung der Morphologieausbildung führt: Bereiche, die sich bereits während des Einspritzens auf einem Druckniveau unterhalb des kritischen Drucks, bei dem das Treibmittel aus dem Polymer diffundiert (z.B. Polypropylen, 0,3 Gew.-% N<sub>2</sub>: 30 MPa bei 200 °C), befinden, schäumen bereits während des Füllvorgangs auf, wohingegen die angussnahen Bereiche erst nach dem Füllvorgang aufschäumen. Kritische Drücke relevanter Gase in ausgewählten Polymeren können der Fachliteratur entnommen werden [58].

Durch Abkühlung der Schmelze erhöht sich bei amorphen Kunststoffen die Viskosität bzw. erstarrt der Kunststoff bei teilkristallinen Kunststoffen durch Kristallisation und die Schaumzellen werden stabilisiert. Im TSG-Verfahren ist die Temperierung des Werkzeugs sowie die Bauteildicke entscheidend für die Stabilisierung der Zellen. Bei großen Wandstärken und hohen Werkzeugtemperaturen bleibt das Polymer im Inneren des Bauteils länger im schmelzeförmigen Zustand, was Zellkoaleszenz begünstigt [59]. Kältere Werkzeugtemperaturen und dünnere Wandstärken führen allerdings zu höheren Anteilen der kompakten Randschicht am Gesamtbauteil. Dies resultiert in geringeren Dichtereduktionen, weshalb hier ein Kompromiss eingegangen werden muss [1]. Spörrer und Altstädt [57] zeigen, dass eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur von 20 °C auf 80 °C zu einer um ca. 20 % verringerten kompakten Randschichtdicke von PP führt, was sie auf den geringeren Temperaturgradienten zwischen Schmelze und Werkzeug zurückführen.

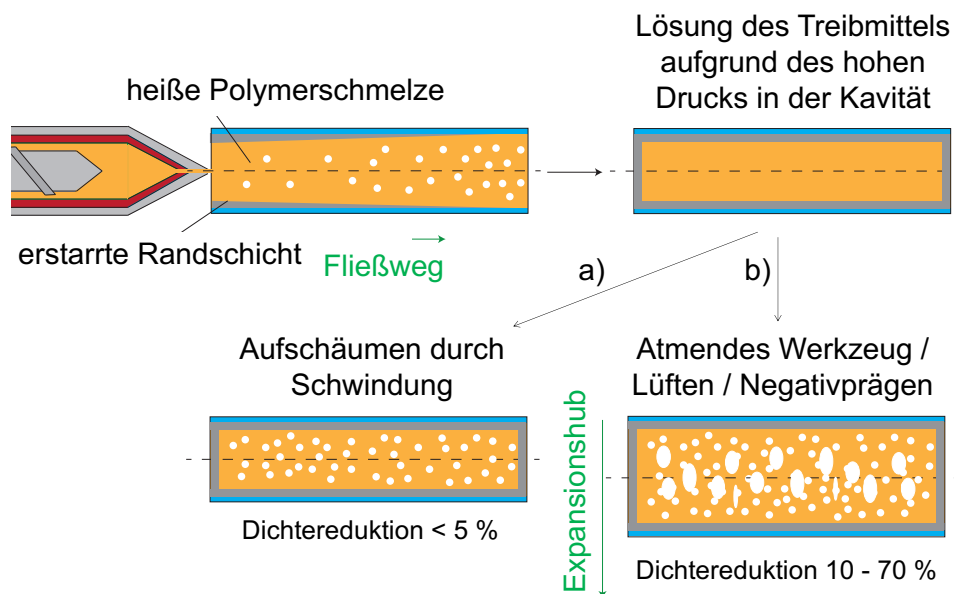


**Abbildung 14** Füllvorgang beim Standard- oder Niederdruck-TSG-Verfahren.

### 2.3.2 Verfahrensvarianten des Thermoplastschaumspritzgießens

Beim TSG-Verfahren existieren zwei unterschiedliche Verfahrensvarianten: Das Niederdruck- und das Hochdruckschäumen (auch als „atmendes Werkzeug“, „Lüften“ oder „Negativ-Prägen“ bezeichnet). Beim Niederdruckschäumen, dessen Verfahrensablauf bereits in Abbildung 14 dargestellt ist, wird die Dichtereduktion über die eingespritzte Polymermenge eingestellt: Diese ist geringer als im konventionellen kompakten Spritzgießen, da das verbleibende Volumen durch das Aufschäumen ausgefüllt wird. Die maximale Dichtereduktion ist dadurch be-

grenzt, dass die Kavität durch die aufschäumende Schmelze nicht mehr vollständig gefüllt wird. Dahingegen wird beim Hochdruckverfahren die Dichtereduktion über die Vergrößerung der Kavität nach dem Einspritzen bestimmt. Die Kavität wird hierbei zunächst volumetrisch gefüllt (siehe Abbildung 15). Anschließend sind unterschiedliche Prozessvarianten möglich. Wenn die Kavität nicht vergrößert wird, schäumt das Material lediglich durch Kompensation der Schwindung auf (Abbildung 15a). Dies führt im Gegensatz zu den anderen Möglichkeiten zu einer sehr geringen Dichtereduktion ( $< 5\%$ ; abhängig vom Schwindungsverhalten des Polymers). Wird die Kavität vollständig durch einen Öffnungshub vergrößert (Abbildung 15b), findet der Druckabfall während des Expansionshubs statt und das Material schäumt auf. Die maximale Dichtereduktion beim Hochdruckverfahren ist erreicht, wenn das Bauteil nicht bis zur Enddicke der Kavität folgt oder die beiden kompakten Deckschichten nicht mehr durch einen Schaumkern verbunden sind („Tascheneffekt“) [5].



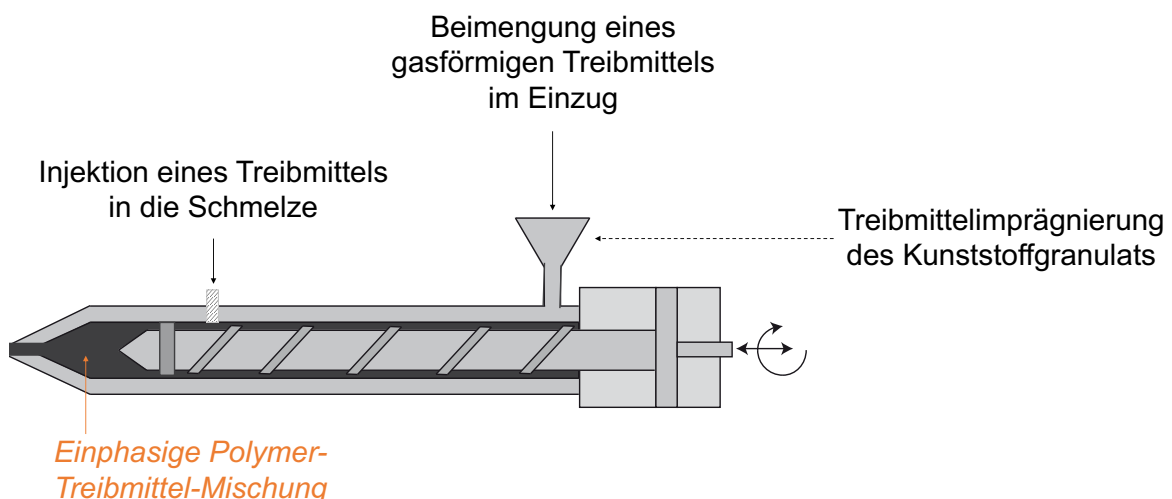
**Abbildung 15** Verfahrensvarianten des Hochdruckschäumens: a) Aufsäumen durch Schwindung; b) Atmendes Werkzeug.

Neben der Unterscheidung zwischen Nieder- und Hochdruckverfahren, kann das TSG-Verfahren auch hinsichtlich der Art der Treibmitteleinbringung unterteilt werden. Es kommen chemische und physikalische Treibmittel, sowie Mikrosphären zum Einsatz. Letztere stellen

Polymerhohlkugeln dar, welche dem Kunststoffgranulat im Trichter beigemischt werden und durch den Druckabfall im Werkzeug expandieren. Typisch für diese Art des Treibmittels ist, dass die Anzahl der Schaumzellen im Bauteil exakt der beigemengten Anzahl der Mikrosphären entspricht.

Wie diese Polymerhohlkugeln werden auch chemische Treibmittel, in Form von Masterbatches oder Pulver, dem Kunststoff im Trichter beigemischt. Diese organischen oder anorganischen Substanzen zersetzen sich oberhalb einer bestimmten Temperatur im Massezylinder der Spritzgießmaschine und setzen eine gasförmige Komponente frei, welche aufgrund des hohen Drucks in der Kunststoffschmelze gelöst und durch die Scherung der Schnecke homogenisiert wird. Chemische Treibmittel können nach ihrer Zersetzung nach endotherm (unter Energieaufnahme zersetzend) und exotherm (unter Energieabgabe zersetzend) unterschieden werden.

Als physikalisches Treibmittel wird überwiegend Stickstoff ( $N_2$ ), teils auch Kohlenstoffdioxid ( $CO_2$ ), eingesetzt. Diese werden direkt aus Gasreservoiren bezogen und nicht wie beim chemischen Schäumen in einer Reaktion erzeugt. Die unterschiedlichen physikalischen Schäumverfahren können nach der Art der Treibmitteleinbringung (siehe Abbildung 16), sowie nach dem (Aggregat-)Zustand des Polymers und des Treibmittels bei der Zusammenführung differenziert werden.



**Abbildung 16** Möglichkeiten der Treibmittelzufuhr beim physikalischen Schaumspritzgießen.

Für die unterschiedlichen Möglichkeiten der Treibmittelzufuhr ist eine Vielzahl von Verfahren bekannt. Details zu den einzelnen Verfahren sind den jeweiligen Veröffentlichungen der Hersteller zu entnehmen. Neben der Injektion eines Treibmittels im überkritischen Zustand in die Schmelze<sup>2,3,4</sup>, kann dieses auch im gasförmigen Zustand in die Schmelze injiziert werden [60], im gasförmigen Zustand im Einzug beigemischt werden<sup>5</sup> [61] oder das Kunststoffgranulat wird vor dem eigentlichen Prozess mit Treibmittel imprägniert<sup>6,7</sup>.

Stellvertretend wird hier die physikalische Schäumtechnologie *MuCell* genauer beschrieben [62]. Grundlage des MuCell<sup>®</sup>-Verfahrens stellt das SCF-Dosiersystem (SCF = supercritical fluid) dar, welches das Gas (N<sub>2</sub> oder CO<sub>2</sub>) aus einem Reservoir (z. B. Flasche) bezieht (siehe Abbildung 17) und in den superkritischen Zustand bringt. Dieses wird anschließend gewichtsspezifisch durch den Injektor in den Zylinder der Spritzgießmaschine eingebracht. Durch die Verschlussdüse des Zylinders wird der Druck aufrechterhalten und ein vorzeitiges Aufschäumen der Schmelze im Zylinder vermieden.

Das spezielle Schneckendesign, das bei dieser Technologie angewendet wird, ist in Abbildung 18 dargestellt.

---

<sup>2</sup> Trexel Inc.: The MuCell Processes, *The MuCell Processes*, 2017. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.trexel.com/de/>.

<sup>3</sup> WITTMANN Kunststoffgeräte Ges.m.b.H.: Leichtbautechnologie CELLMOULD<sup>®</sup>, *Firmenschrift der Wittmann Group*. 2019.

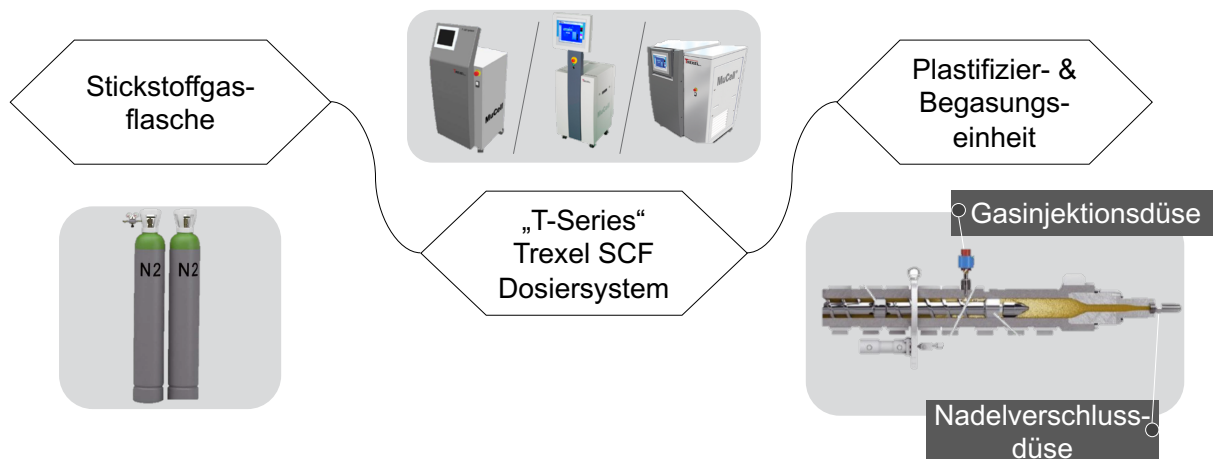
<sup>4</sup> Stieler Kunststoff Service GmbH: SmartFoam<sup>®</sup>. [Online]. Verfügbar unter: <https://cms.stieler.de/de/sonderverfahren/smartfoam>.

<sup>5</sup> ARBURG GmbH + Co KG: Leichtbauteile Spritzgießen. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.arburg.com/de/de/leistungsspektrum/spritzgiessen/verfahren/leichtbauteile-spritzgiessen/>.

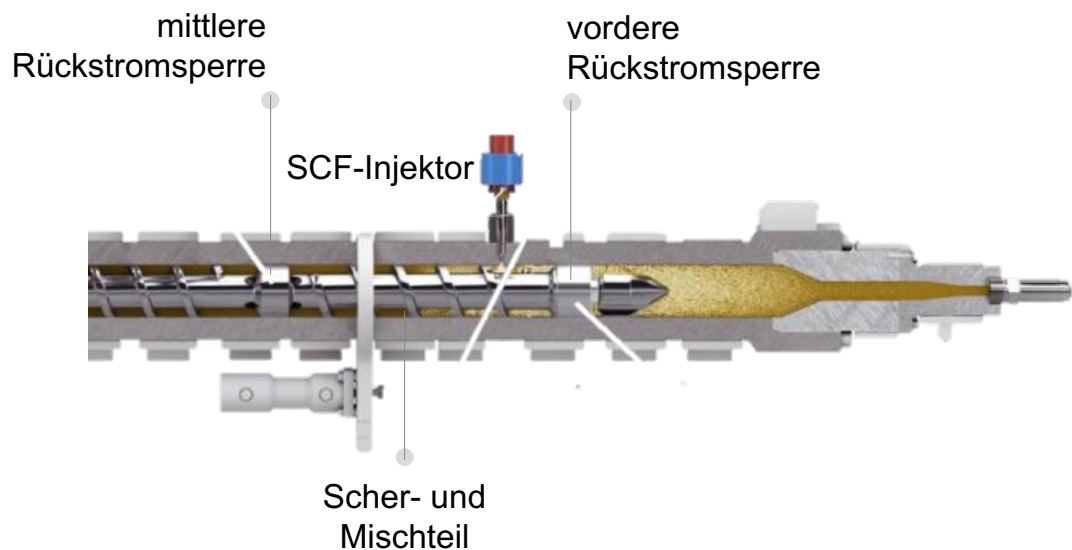
<sup>6</sup> The Linde Group: PLASTINUM Foam Injection Moulding. [Online]. Verfügbar unter: [https://www.lindegas.com/en/products\\_and\\_supply/plastic\\_rubber\\_solutions/plastinum\\_foam\\_injection\\_moulding.html](https://www.lindegas.com/en/products_and_supply/plastic_rubber_solutions/plastinum_foam_injection_moulding.html).

Kunststoff-Institut für die mittelständische Wirtschaft NRW GmbH: PLASTINUM<sup>®</sup> TSG Thermoplast-SchaumSpritzguss, *PLASTINUM<sup>®</sup> TSG Thermoplast- SchaumSpritzguss*, 2019. [Online]. Verfügbar unter: [https://kunststoff-institut-luedenscheid.de/wp-content/uploads/2018/11/Flyer\\_Plastinum\\_Schäumen\\_2018\\_gs.pdf](https://kunststoff-institut-luedenscheid.de/wp-content/uploads/2018/11/Flyer_Plastinum_Schäumen_2018_gs.pdf).

<sup>7</sup> ProTec Polymer Processing GmbH: SOMOS<sup>®</sup> PERFOAMER. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.sp-protec.com/de/somos-material-handling/perfoamer/vorteile>.



**Abbildung 17** Gasbereitstellung, -dosierung und -injektion des MuCell-Prozesses.



**Abbildung 18** MuCell-Schneckenkonfiguration.

An der Spitze der Schnecke befindet sich – wie auch im konventionellen Spritzgießen üblich – eine Rückstromsperre. Zusätzlich existiert eine weitere Rückstromsperre, welche verhindert, dass die gasbeladene Schmelze Richtung Trichter wandert, was zu Gasverlust und damit zu höherem Gasverbrauch und Prozessschwankungen führen würde. Zwischen den beiden Rückstromsperrern befindet sich ein Scher- und Mischelement, wodurch das Treibmittel mit dem Polymer zu einer einphasigen Lösung vermischt wird.

### 2.3.3 Fließverhalten treibmittelbeladener Schmelzen

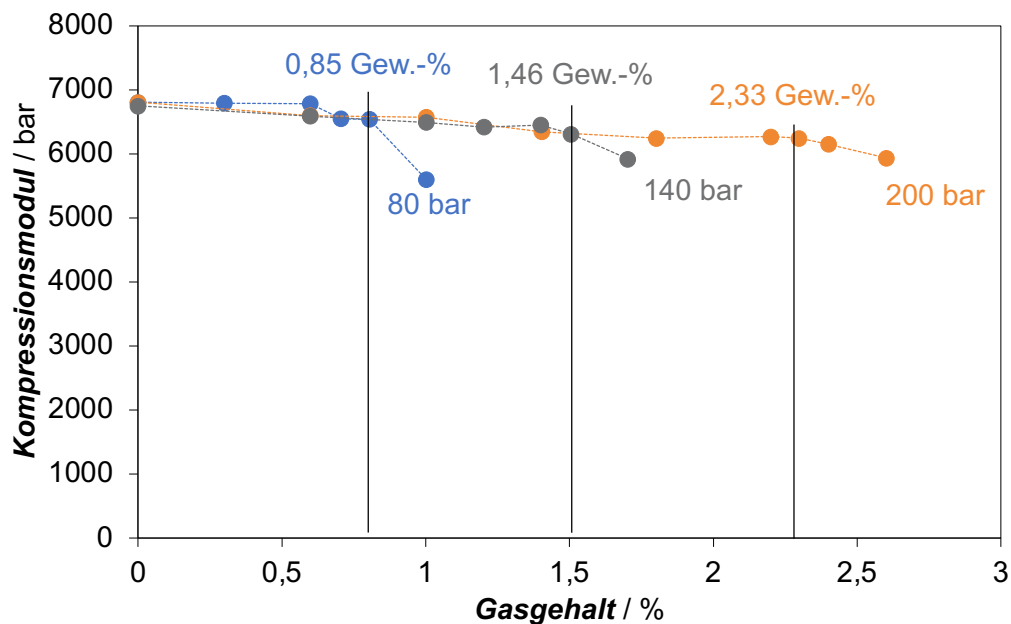
Das eingebrachte Treibmittel beeinflusst auch das Fließverhalten der Schmelze. Durch Lösung des superkritischen Treibmittels erhöht sich das freie Volumen des Polymers, wodurch geringere Reibung und damit erhöhte Beweglichkeit der Polymerketten beispielsweise beim Einspritzprozess des Spritzgießens einher geht. Je mehr superkritisches Treibmittel in der Schmelze gelöst ist, desto größer das freie Volumen und desto geringer die Viskosität [1,63,64]. Dies gilt jedoch nur bei einphasigen Polymer-Gas-Lösungen. Liegt ein zweiphasiges System vor (d.h. das Treibmittel ist zumindest teilweise nicht mehr in Lösung), können die sekundären Gasphasen durch Erhöhung des Gleitwiderstands zu einer Steigerung der Viskosität durch Einbringung von Treibmittel führen [64–67].

Kastner [68] entwickelte eine Methodik zur Bestimmung der Löslichkeitsgrenzwerte von Treibmitteln unter Prozessbedingungen, basierend auf der Kompressibilität der Schmelze. Das Kompressionsmodul der Polymerschmelze ist um ein Vielfaches höher als das des Treibmittels. Bei treibmittelbeladenen Polymerschmelzen sinkt das Kompressionsmodul mit steigendem Treibmittelgehalt zunächst linear, bis es bei Erreichen des Löslichkeitslimits (unter den vorliegenden Bedingungen) schlagartig abfällt. Basierend auf der Sanchez-Lacombe-equation of state wird die Druck- und Volumendifferenz entlang einer Teststrecke gemessen. Mit Hilfe von Gleichung (1) wird das Kompressionsmodul  $C$  der Schmelze direkt aus den Spritzgießparametern berechnet. Dabei ist  $\Delta p$  die Druckdifferenz,  $S$  die Schneckenposititon,  $V_M$  das Volumen der Teststrecke und  $A$  der Zylinderquerschnitt.

$$C = - \frac{\Delta p}{\Delta S} \cdot \left( \frac{V_M}{A} + S_0 \right) \quad (1)$$

Je höher der im Prozess eingestellte Staudruck, desto höher das Löslichkeitslimit und desto mehr Treibmittel kann ohne Entstehung von sekundären Gasphasen im TSG-Prozess eingebracht werden (siehe Abbildung 19). Umso höher ist das Potential für die Dichtereduktion im Bauteil.





**Abbildung 19** Bestimmung des Löslichkeitslimits anhand des Abfalls des Kompressionsmoduls im Spritzgießprozess bei unterschiedlichen Gasbelastungen (nach [68]).

Zur Bestimmung der Viskosität treibmittelbeladener Schmelzen stehen im Labor lediglich Rotationsrheometer mit Druckzelle zur Verfügung, die üblicherweise Scherraten von bis zu 100 1/s erreichen. Um Messungen im spritzgießrelevanten Scherratenbereich (100 1/s bis 1000 1/s) durchführen zu können, werden in der Literatur einige InLine-Messsysteme vorgestellt, die zur Aufklärung des Verhaltens treibmittelbeladener Schmelzen dienen. Dabei kommen unterschiedliche Verfahren (Spritzgießen [68–80] und Extrusion [65,66,81]) bei verschiedensten Messgeometrien, wie Schlitzdüsen [66,70,75,76,82] und Kapillaren [65,71,72,74,80] zum Einsatz.

Raps et. al [66] zeigen mit Hilfe eines Schlitzdüsen-InLine-Messsystems auf einem Extruder, dass bei einem CO<sub>2</sub>-Gehalt von 6 % die Viskosität von Polycarbonat (PC) im Vergleich zu einer unbeladenen Schmelze sinkt. Das Verhalten CO<sub>2</sub>-beladener Schmelzen – vor allem im Extrusionsprozess – ist in der Literatur gut untersucht, wohingegen zu N<sub>2</sub>-beladenen Schmelzen nur wenige, hier aufgelistete Daten vorliegen [68,83]. Lohr et. al [78] beobachtet bereits bei einer Zugabe von 0,3 % N<sub>2</sub> eine Abnahme der Viskosität von PP um 20 % (bei einer Scherrate von 6000 1/s) im Vergleich zu seinem kompakten Material. Volpe [76] zeigt in ihrer Disserta-

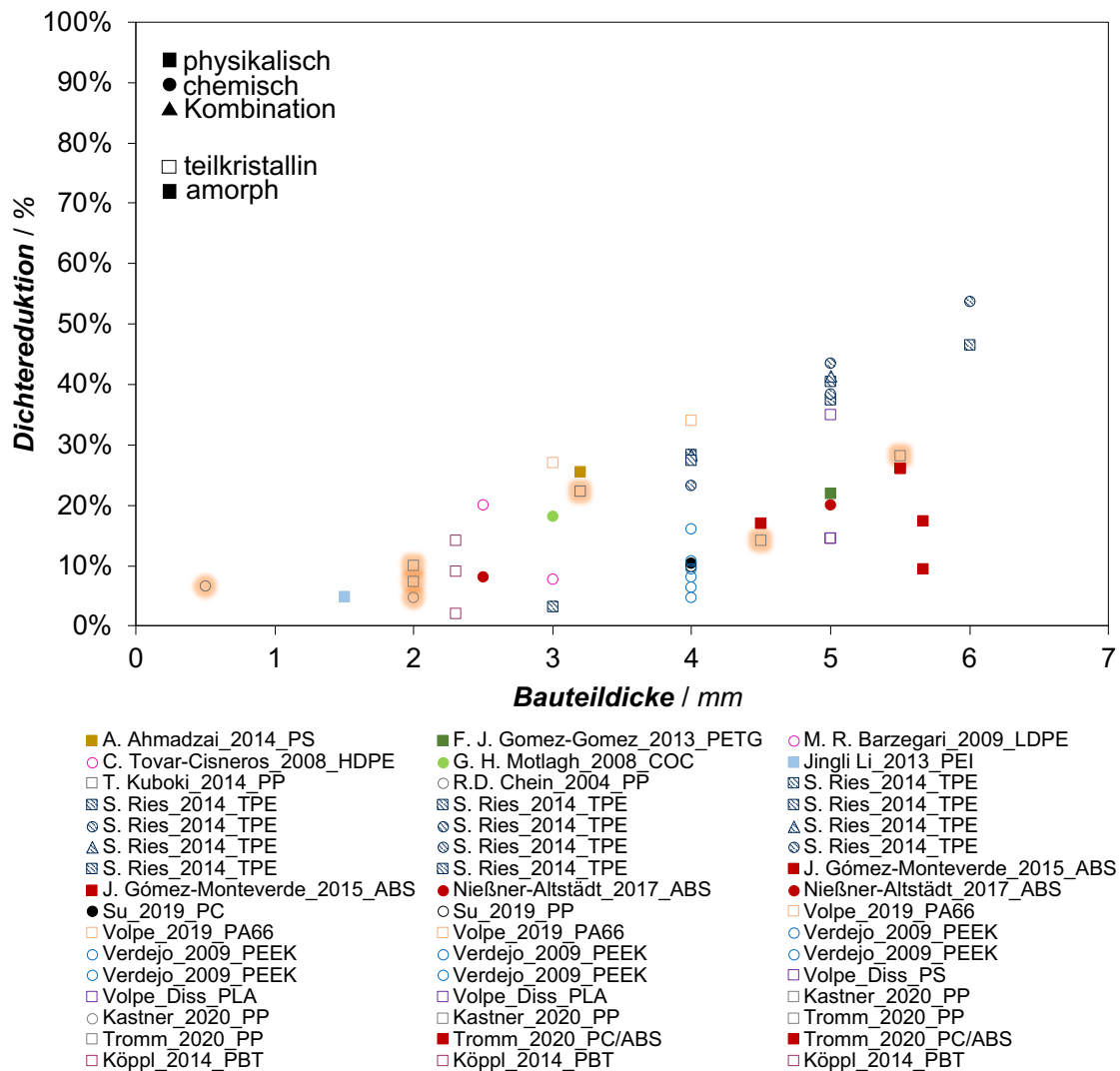
tion anhand eines Schlitzdüsen-Rheometers an einer Spritzgießanlage, dass 2,3 % N<sub>2</sub> beim eingesetzten PP zu einer Viskositätsminderung von bis zu 30 % (bei 100 1/s) führt. Bei höheren Scherraten (im spritzgießrelevanten Bereich) nimmt der Einfluss des Treibmittels auf die Viskosität jedoch kontinuierlich ab [76]. Die Zugabe von bis zu 6 % chemischem Treibmittel zu PP in der Arbeit von Kastner [68] führt zu keiner Minderung der Viskosität.

Im Allgemeinen ist festzuhalten, dass der viskositätsmindernde Effekt von Treibmitteln stark vom Prozess (auftretende Scherraten und Drücke), vom Material (Viskosität des Rohmaterials), sowie der Art des Treibmittels (CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, chemisches Treibmittel) abhängt und nicht pauschal von einer Reduktion der Viskosität bei steigendem Treibmittelgehalt auszugehen ist.

#### 2.3.4 Erzielbare Dichtereduktion

Abbildung 20 fasst die Dichtereduktion von geschäumten Proben aus dem TSG-Prozess zusammen. Dabei sind ausschließlich Proben aus dem Niederdruckverfahren, mit unterschiedlicher Treibmitteleinbringung und verschiedenster Materialien gezeigt. Zu beachten ist, dass nicht bei allen der aufgeführten Bauteile aus dem Stand der Technik das Ziel war die maximale Dichtereduktion zu erreichen. Dennoch ist es durch die Vielzahl der betrachteten Veröffentlichungen und damit der großen Menge an betrachteten geschäumten Bauteilen möglich, auf prinzipielle Zusammenhänge zu schließen.

PP-Schäume sind in der Abbildung orange hinterlegt. Im Allgemeinen sind bei größeren Bauteildicken höhere Dichtereduktionen dokumentiert worden. Während Chein et al. [2] mit PP bei einer Bauteildicke von 0,5 mm 6,5 % Dichtereduktion erzielen, sind bei einer Bauteildicke von 6 mm 57 % [1] Dichtereduktion erreichbar. Dies ist auf die thermischen Bedingungen bei der Herstellung dickwandiger Bauteile zurückzuführen. Je dicker das Bauteil ist, desto mehr Wärme muss abgeführt werden und desto länger bleibt der Thermoplast in der Bauteilmitte im schmelzeförmigen Zustand und kann geschäumt werden. Dadurch wird prozentual das Hautvolumen immer kleiner zum geschäumten Kernvolumen.



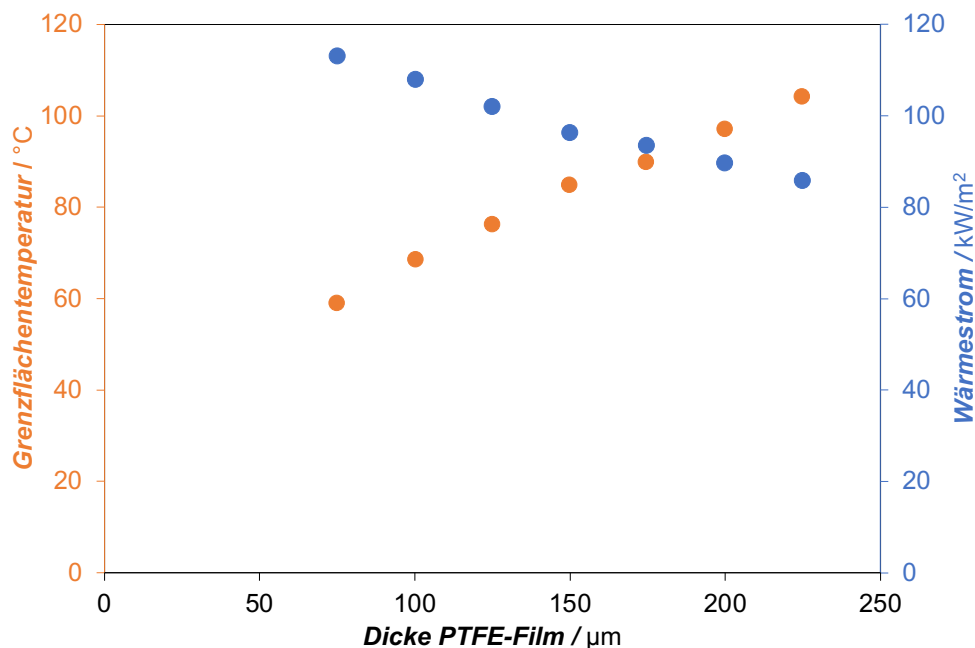
**Abbildung 20** Dichtereduktion über Bauteildicke beim Thermoplastschaumspritzgießen im Niederdruckverfahren [1–3,6,68,76,84–96]; PP-Schäume sind mit orangem Leuchten hervorgehoben.

### 2.3.5 Oberflächen beim Thermoplastschaumspritzgießen

Für die Anwendung thermoplastischer Schäume spielen nicht nur die erzielbare Dichtereduktion und die resultierenden mechanischen Eigenschaften eine Rolle, auch das Erscheinungsbild der Oberfläche ist in vielen Fällen wichtig. Ein großer Nachteil des TSG sind Silberschlieren, die sich beim Schäumen an der Oberfläche ausbilden: während des Einspritzens der gasbeladenen Schmelze werden Schaumzellen durch den Quellfluss an die Kavitätswand transportiert, wo sie aufreißen und erstarren [7,8]. Um diesem Effekt entgegenzuwirken, kann eine

dynamische Wechseltemperierung oder ein Gasgedr uck eingesetzt werden [57,97]. Jedoch ist hierbei mit einem hohen Invest für aufwendige K ohlkan ale im Werkzeug (häufig aus dem Laser-Cuising-Verfahren) oder gasdichte Werkzeugverschl usse (Tauchkante) zu rechnen [59].

Eine weitere, bisher nicht sehr verbreitete Möglichkeit ist es, eine isolierende Kunststoffschicht zwischen die kalte Werkzeugwand und die Kavität einzubringen. Hierdurch kann die Schmelzetemperatur an der Kavitätswand und damit die Dicke der kompakten Randschicht im Bauteil beeinflusst werden [59,98]. Beispielsweise zeigten Lee und Turng [98], dass ein dünner (225  $\mu\text{m}$ ) Polytetrafluorethylen (PTFE)-Film (Wärmeleitfähigkeit  $\lambda = 0,25 \text{ W/mK}$ ) zu einer höheren Temperatur (104  $^\circ\text{C}$ ) direkt nach dem Einspritzen am Bauteilrand führt. Die Werkzeugtemperatur betrug dabei 25  $^\circ\text{C}$ . Durch das Einlegen des Films und die daraus folgende Erhöhung der Temperatur an der Bauteiloberfläche können die Silberschlieren vollständig vermieden werden. Je dicker der PTFE-Film, desto geringer der Wärmefluss von Kavität zu kalter Werkzeugwand und desto höher die Grenzflächentemperatur zwischen Polymerschmelze und PTFE-Film (siehe Abbildung 21). Leider erhöht sich dadurch auch die K ohlzeit und es verringert sich die Wirtschaftlichkeit.



**Abbildung 21** Grenzflächentemperatur und Wärmestrom in Abhängigkeit der Dicke des PTFE-Films (in Anlehnung an [98]).

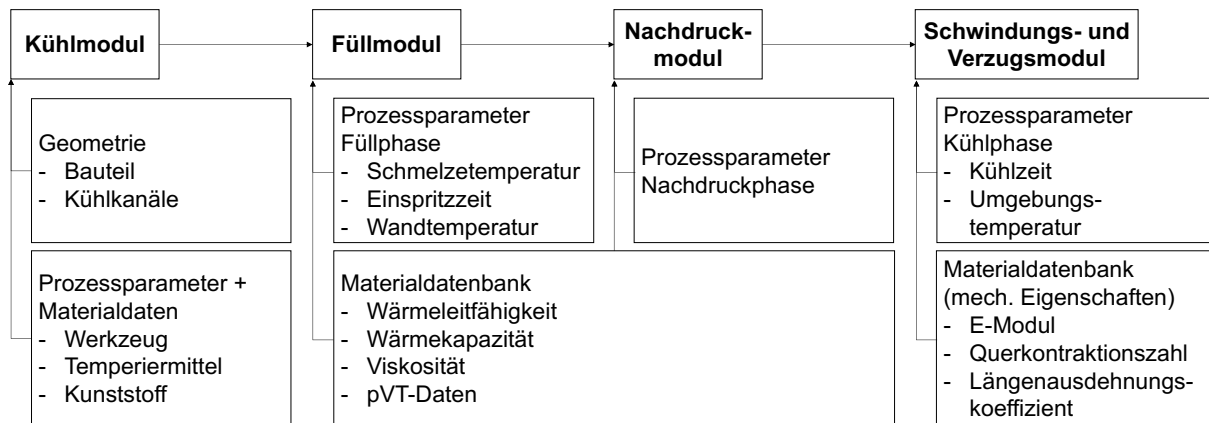
Eine andere Möglichkeit ist das Einlegen einer zweiten Kunststoffkomponente (z.B. kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff) in das Werkzeug, die dann am Bauteil verbleibt. Die Wärmeleitfähigkeit, sowie die Einlegerdicke beeinflussen hierbei direkt den Wärmefluss und damit die resultierende Temperaturverteilung über die Bauteildicke. Beck [99] hinterschäumt beispielsweise Organobleche zur Herstellung von Leichtbauteilen mit hoher Biegesteifigkeit mit glasfaserverstärktem PP. Während beim Schäumen ohne Einleger eine feinzellige Schaummorphologie erzielt wird, folgt beim Einlegen von Organoblechen einer Dicke von 1 mm auf beiden Seiten (Gesamtbauteildicke 8 mm) Zellkoaleszenz, da die Wärme des aufschäumenden Materials durch Einbringung der Organobleche langsamer abtransportiert werden kann. Eine systematische Analyse des Einflusses der Deckschichtdicke auf die Schaummorphologie erfolgt nicht.

Durch die Einbringung einer zweiten Kunststoffkomponente kann neben der Abdeckung der Silberschlieren oder der mechanischen Optimierung auch eine haptische Optimierung des Bauteils erfolgen. Diese Möglichkeit wird in der vorliegenden Arbeit genauer betrachtet (siehe Abschnitt 5.3). Die daraus gewonnenen Erkenntnisse werden anschließend auf die Co-Injektion mit geschäumtem Kern übertragen.

### 2.3.6 Simulation des Thermoplastschaumspritzgießprozesses

Um die Bauteilauslegung für den Schäumprozess zu optimieren, kommen simulative Methoden zum Einsatz. Eine ausgewogene Formteillfüllung (im Gegensatz zum konventionellen Spritzgießen von dünnen Wandstärken zu dicken Wandstärken) ist dabei ausschlaggebend für eine homogene Dichteverteilung und damit für ein maximales Gewichtseinsparungspotential [1].

Durch kommerzielle Software sind die einzelnen Phasen des Spritzgießprozesses virtuell abbildbar. Abbildung 22 fasst die hierzu verfügbaren Module in der Spritzgießsimulation zusammen. Durch den modularen Aufbau der Programme ist es auch möglich nur Teilaspekte des Prozesses zu simulieren.



**Abbildung 22** Module in der Spritzgießsimulation (nach [100])

Im Preprocessing werden die Vorarbeiten, die zur Simulation nötig sind, durchgeführt. Dabei wird zunächst das Formteil (als CAD-Modell) erstellt oder eingeladen und durch dreidimensionale Elementformen (Tetraeder, Pyramiden, Hexaeder oder Prismen) vernetzt. Dabei ist die Elementanzahl über die Bauteildicke im Allgemeinen höher als bei der Struktursimulation (mehr als neun Elemente), da bei einer zu groben Vernetzung der Strömungskanal zu schnell einfriert. Kommerzielle Software-Pakete führen die Vernetzung selbstständig durch. Bei vereinfachter Betrachtung kann das Kühlmodul unter der Annahme einer konstanten Werkzeugtemperatur eingesetzt werden. Bei einer ausführlicheren Simulation werden Kühlkanäle, Einleger, Schieber, Angussysteme und das Werkzeug mitbetrachtet.

Als Eingangsgrößen für die Spritzgießsimulation werden die Prozessparameter (Schmelztemperatur, Einspritzzeit/Volumenstrom, usw.) analog zu den Parametern an der Spritzgießanlage eingegeben. Die Qualität der Materialdaten ist besonders ausschlaggebend für die realistische Abbildung des Spritzgießprozesses. Es können in der Software hinterlegte Materialkarten genutzt oder die Materialdaten selbst ermittelt und in die Software eingetragen werden. Für die Füllsimulation sind insbesondere die rheologischen Daten ausschlaggebend, während bei Fokus auf die Schwindungs- und Verzugscharakteristik vor allem die mechanischen Materialeigenschaften fokussiert werden sollten [100,101].

Bei der Simulation des TSG-Prozesses ist der ausschlaggebende Schritt das Zellwachstum, welches mit den makroskopischen Vorgängen des Spritzgießprozesses kombiniert werden muss. Dabei werden die in Abschnitt 2.3.1 (Seite 20) vorgestellten physikalischen Vorgänge betrach-

tet. Üblicherweise wird die Anzahl der Nukleierungskeime in der Simulation vorgegeben. Pichler [102] vergleicht die Ergebnisse unterschiedlicher Simulationsprogramme mit hergestellten Bauteilen aus dem TSG-Prozess. Dabei stellt er einen deutlichen Unterschied zwischen der Vorhersage der Simulationsmodelle und den CT-Scans seiner Bauteile fest: die Simulation sagt größere Schaumzellen bei einer engeren Zellgrößenverteilung voraus. Auch die Ausbildung der kompakten Randschicht stimmt nicht mit der Simulation überein [102].

### 2.3.7 Fazit

Das Thermoplastschaumspritzgießen (TSG) stellt eine Möglichkeit zur Herstellung geschäumter Bauteile im Spritzgießprozess dar. Dabei bietet es sowohl bauteilspezifische Vorteile, wie beispielsweise geringere Dichte, weniger Materialeinsatz, höhere spezifische Biegesteifigkeit und geringeren Verzug, als auch prozesstechnische Vorteile, wie die verringerte Schmelzviskosität, geringere Forminnendrucke und damit Schließkräfte und den Wegfall von Nachdruck [1,5].

Die erzielbare Dichtereduktion beim TSG hängt stark von der Bauteildicke und den daraus resultierenden thermischen Verhältnissen ab: je dicker das Bauteil, desto länger liegt der Kunststoff im schmelzeförmigen Zustand vor und kann aufschäumen. Für eine gleichmäßige Schaummorphologie ohne Lunker ist allerdings die rechtzeitige Stabilisierung der Schaumzellen ausschlaggebend.

Auch die Kombination mit weiteren Kunststoffkomponenten wirkt sich auf die thermischen Verhältnisse in der aufschäumenden Schmelze aus [98,99]. Eine umfassende Analyse des Einflusses der Dicke von (haptisch optimierten) Deckschichten auf die Morphologie der geschäumten Komponente liegt bisher nicht vor und ist daher Teilziel der vorliegenden Arbeit. Unterstützt wird diese Betrachtung durch simulative Methoden. Dabei erfolgt eine Konzentration auf die Analyse der Temperatur im zeitlichen Verlauf des TSG-Prozesses, da die Morphologie bisher nicht hinreichend genau durch verfügbare Simulationsmodelle abgebildet wird [102]. Die Erkenntnisse werden weiterhin auf die Co-Injektion mit Schaumkern übertragen.

## 2.4 Co-Injektion mit geschäumtem Kern

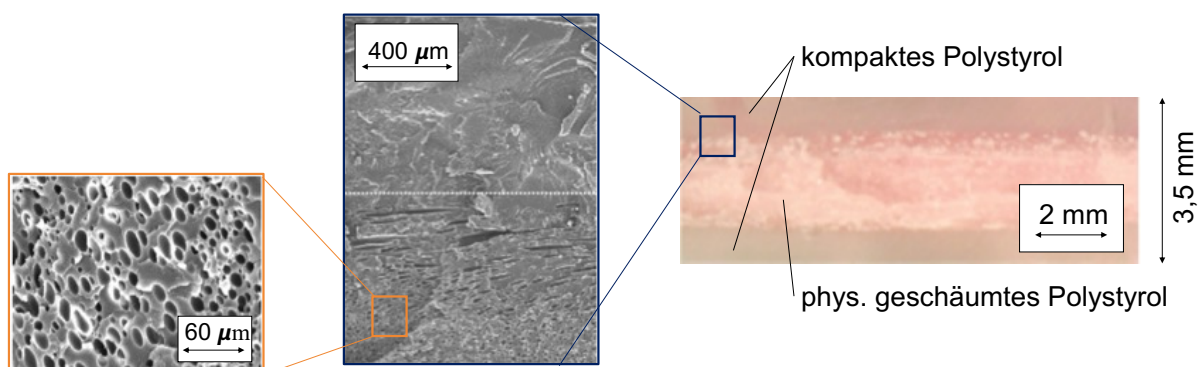
In Tabelle 3 ist die wesentliche verfügbare Literatur zu Co-Injektion mit geschäumtem Kern zusammengefasst. Dabei sind die Materialien für Haut- und Kernkomponente, sowie das Treibmittel und die wesentlichen Erkenntnisse aufgeführt.

**Tabelle 3** Zusammenfassung der verfügbaren Literatur zu Co-Injektion mit geschäumtem Kern.

Haut	Kern	Treibmittel	Wesentliche Erkenntnisse	Quelle, Jahr
nicht angegeben	nicht angegeben	chem.	Prozess realisierbar unter vorliegenden Bedingungen	[103], 2015
PP	PP	chem.	Höhere spezifische Biegesteifigkeit verglichen zum 1K-geschäumten Bauteil aus dem Spritzgießprozess	[104], 2014
PC/ABS	ABS	phys.: N <sub>2</sub>	Machbarkeit der Materialkombinationen anhand eines Beispiels gezeigt; keine wissenschaftlichen Zusammenhänge beschrieben Feinzellige Schaummorphologie erreichbar (durch Einbringung von chemischem Treibmittel als Nukleierungsmittel)	[13], 2019
PA	PA			
TPU-GF	TPU			
PP-LGF	PP			
PP	PP			
PP	PP	chem.	Nur untergeordnete Auswirkungen des chemischen Treibmittels auf die Haut/Kern-Verteilung: mit Treibmittel versetztes Kernmaterial tendiert dazu weiter Richtung Fließwegende vorzudringen. Änderungen in der Viskosität sind nicht im Online-Viskosimeter nachweisbar.	[14], 2011
PP	PP	chem.	Optimierte Oberflächenqualität und 13 - 25 % höhere Zugfestigkeit im Vergleich zu schaumspritzgegossenen Bauteilen	[2], 2004
PP-GF	PP	phys.: N <sub>2</sub>	5 % Gewichtsreduktion (im Vergleich zu kompakten Bauteilen der selben Materialkombination) bei einer Bauteildicke von 3 - 5 mm 46,7 % höherer Oberflächenglanz (im Vergleich zu geschäumtem PP-GF ohne Hautkomponente)	[11], 2017
PS	PS	phys.: N <sub>2</sub>	6 % Gewichtsreduktion (im Vergleich zu kompakten Bauteilen der selben Materialkombination) bei einer Bauteildicke von 3,5 mm 84 % Verringerung des Verzugs (im Vergleich zum kompakten Bauteil) Die geschäumte Kernkomponente dringt weiter Richtung Fließwegende vor im Vergleich zur kompakten Kernkomponente und führt zu einer homogeneren Verteilung	[12], 2004



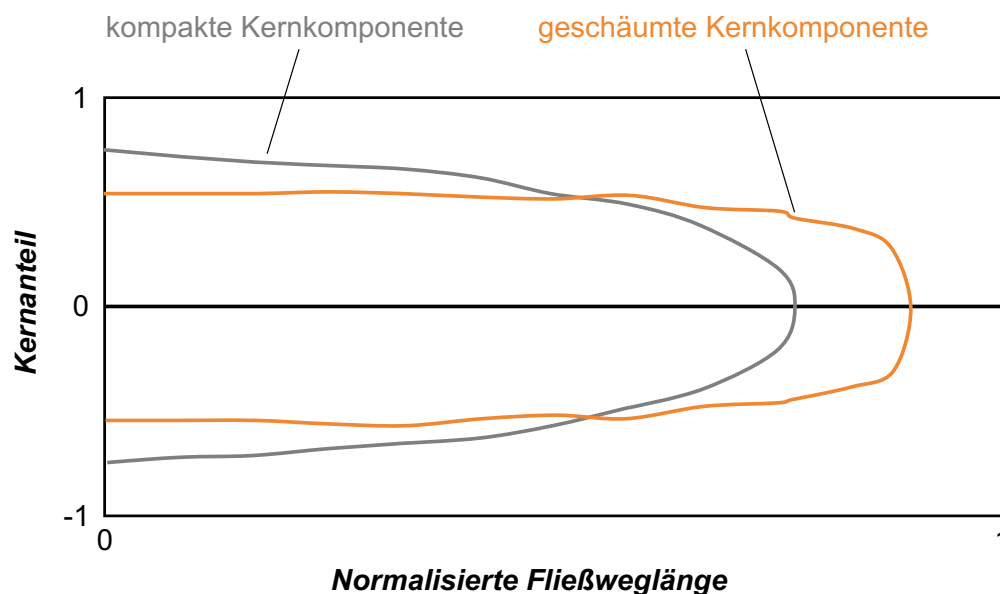
L.-S. Turng und H. Kharbas [12] co-injizieren Polystyrol als Hautkomponente und Polystyrol mit Treibmittel (N<sub>2</sub>) als Kernkomponente. Zur Unterscheidung der Haut- und Kernkomponente wurde die Kernkomponente mit einem Masterbatch (Clariant Masterbatches GmbH, Ahrensberg, Deutschland) eingefärbt. Die resultierenden Plattenbauteile weisen eine Größe von 120 mm x 40 mm x 3,5 mm auf. Der Querschnitt eines dieser Bauteile ist in Abbildung 23 dargestellt. Dabei ist zu erkennen, dass eine klare Kante zwischen kompakter Randschicht und geschäumtem Kern, sowie eine feinzellige Schaummorphologie erzielbar sind. Die Dichtereduktion beträgt 6 % bezogen auf ein kompaktes Bauteil aus dem gleichen Polystyrol. Es wird die Haut/Kern-Verteilung der kompakten und geschäumten co-injizierten Bauteile verglichen (siehe Abbildung 24). Der geschäumte Kern dringt weiter Richtung Fließwegende durch und erzeugt eine homogenere Hautschicht als ein kompakter Kern. Dies wird durch die Reduktion der Viskosität von Polystyrol durch Zugabe von Treibmittel erklärt. Untersuchungen zur Viskositätsminderung sind der Veröffentlichung nicht enthalten.



**Abbildung 23** Co-injiziertes Bauteil aus Polystyrol mit physikalisch geschäumtem Kern (Fotographie und Mikroskopieaufnahmen aus [12]).

Moritzer [14], der sowohl als Haut- als auch als Kernkomponente PP einsetzt unternimmt einen Versuch, den Einfluss des Treibmittelgehalts auf die Viskosität zu ermitteln. Dabei setzt er 0 %, 1 % und 5 % chemisches Treibmittel vom Typ Hydrocerol BM 40 der Firma Clariant Masterbatches GmbH, Deutschland ein, das 40 % wirksame Bestandteile aufweist, d.h. 40 % Gas (bezogen auf 1 und 5 % chemisches Treibmittel), in diesem Fall CO<sub>2</sub>, freisetzt. Bei Beimengung von 5 % Treibmittel werden somit 2 % CO<sub>2</sub> frei. Der Einfluss dieses Treibmittels auf

die Viskosität des eingesetzten PP ist allerdings unter den vorliegenden Bedingungen (Scherraten zwischen 10 und 1000 1/s) nicht detektierbar. Raps et. al [66] stellen bei einer Beimengung von 6 % CO<sub>2</sub> als physikalisches Treibmittel eine deutliche Minderung der Viskosität von PP bei Scherraten von 0,1 bis 100 1/s fest. Da dies im Extrusionsprozess gemessen wurde und die Scherraten in den beiden Versuchen sehr unterschiedlich waren, kann jedoch kein aussagekräftiger Vergleich gezogen werden.



**Abbildung 24** Kernanteil über Fließweglänge für kompakt und geschäumt co-injizierte Bauteile aus Polystyrol (in Anlehnung an [12]).

Die Kombination aus den Verfahren Co-Injektion und TSG ermöglicht es optisch ansprechende Oberflächen [11] bei verringertem Bauteilgewicht [2,11,12], weniger Verzug [12] und optimierten mechanischen Eigenschaften [2,104] im Vergleich zu geschäumten Bauteilen ohne Hautkomponente zu erzeugen. Bisherige in diesem Abschnitt zusammengefasste Veröffentlichungen behandeln jedoch lediglich thermoplastische Materialkombinationen, bei denen die Haut- und Kernkomponente jeweils (nahezu) identisch sind. Eine haptische Optimierung bei gleichzeitiger Stabilität der Bauteile durch den Einsatz einer weichen Hautkomponente und einer harten geschäumten Kernkomponente ist dabei nicht Gegenstand der Untersuchungen. Außerdem wurden bisher keine systematischen Betrachtungen des Einflusses der Bauteildicke auf das Gewichtseinsparungspotential und die Schaummorphologie durchgeführt. Auch der Einfluss des Gasgehalts auf die Bauteilmorphologie wurde bisher nicht untersucht.

### 3 Zielsetzung und Struktur der Arbeit

Übergeordnetes Ziel dieser Arbeit ist es die Morphologie der co-injizierten Bauteile mit einem hartelastischen geschäumten Kern und weichelastischer Haut in Abhängigkeit der Prozessbedingungen im Sinne von Prozess-Struktur-Eigenschafts-Beziehungen aufzuklären.

Basierend auf den im Stand der Technik beschriebenen Erkenntnissen aus der Literatur zum Einfluss des Viskositätsverhältnisses  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  auf die Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile werden Wirkzusammenhänge für ein komplexes Materialsystem am Beispiel PP mit TPS (Hart-Weichkombination) aufgeklärt.

Das Viskositätsverhältnis  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  der beiden Komponenten ist für die Morphologieausbildung (Haut-Kern-Verteilung) von entscheidender Bedeutung. In dem für das Spritzgießen relevanten Scherratenbereich (100 – 1000 1/s) soll der Einfluss des Viskositätsverhältnisses auf die Haut-Kern-Verteilung von co-injizierten Bauteilen grundlegend untersucht werden. Des Weiteren wird der Einfluss der Bauteildicke und -struktur (Haut-Kern-Verteilung) auf die erzielbare Gewichtsreduktion untersucht und aufgeklärt. Daraus leiten sich folgende Teilziele ab:

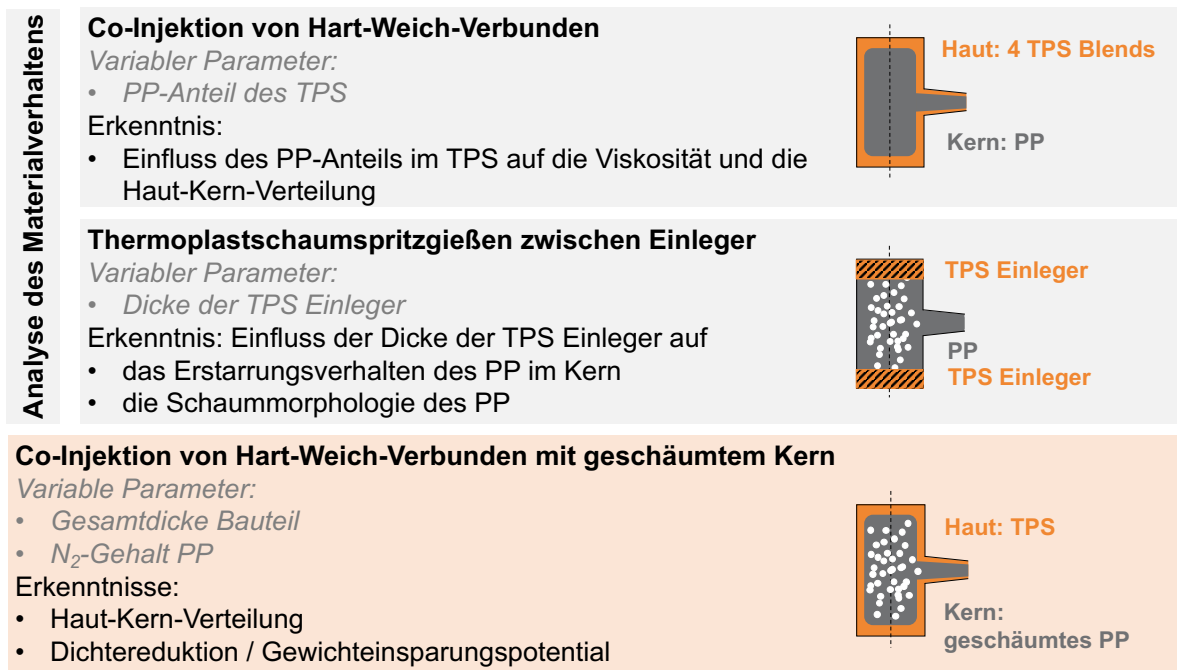
- Der Einfluss der Viskosität der weichelastischen Hautkomponente TPS für ein bestimmtes hartelastisches PP als Kernkomponente auf die Haut-Kern-Verteilung in der Co-Injektion mit kompakter Kernkomponente soll aufgeklärt werden. Dabei soll die scherratenabhängige Viskosität der Hautkomponente über den PP-Anteil im TPS gesteuert werden.
- Um die Ausbildung der Schaumstruktur zu verstehen, soll durch Spritzgießsimulation ein Modell für die Temperaturverteilung der Schmelze in der Kavität aufgestellt werden. Das Modell soll dann zur Vorhersage der Zeit bis zur Stabilisierung der Schaumzellen herangezogen werden. Damit wird der Einfluss der Haut-Kern-Verteilung (insbesondere der Einfluss der Hautschichtdicke) auf die Schaummorphologie aufgeklärt.

Um die formulierten Ziele zu erreichen, wird die in Abbildung 25 dargestellte prinzipielle Vorgehensweise verfolgt. Bei der Analyse des Materials (Abschnitt 5.1) werden zunächst die relevanten Eigenschaften der unterschiedlichen TPS-Compounds (weichelastische Hautkomponente) sowie des PP (hartelastische Kernkomponente) bestimmt. Dabei liegt der Fokus auf den rheologischen Eigenschaften. Die charakterisierten Materialien werden dann zur Herstel-

lung co-injizierter Bauteile mit kompaktem Kern verwendet (Abschnitt 5.2). Dabei wird durch Variation des PP-Anteils der Hautkomponente der Einfluss der scherratenabhängigen Viskosität auf die Haut-Kern-Verteilung systematisch evaluiert.

Das als Kernkomponente eingesetzte PP wird in Abschnitt 5.3 zunächst in einem mehrstufigen Spritzgießprozess (Hinterspritzen) verarbeitet, um den Einfluss der Dicke und Temperatur der Hautkomponente auf das Erstarrungsverhalten und die Schaum-Morphologie zu evaluieren. Zur Aufklärung der Temperaturverhältnisse während des Prozesses werden simulative Methoden angewendet.

Zuletzt werden die in den vorhergehenden Kapiteln gewonnen Erkenntnisse in der Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden mit geschäumtem Kern zusammengeführt (Abschnitt 5.4). Abgerundet wird die vorliegende Arbeit durch den Transfer der Erkenntnisse auf ein anwendungsrelevantes Bauteil anhand eines Beispiels aus der Baumaschinenbranche. Das Bauteil wird zusätzlich hinsichtlich Reduktion der Umweltwirkungen, durch einen Anteil rezyklierten Polypolylen als Kernmaterial analysiert.



**Abbildung 25** Graphische Darstellung der experimentellen Strategie dieser Arbeit.

## 4 Experimentelle Methoden

Im vorliegenden Kapitel werden sowohl die verwendeten Materialien als auch deren Charakterisierungsmethoden, Verarbeitungstechniken und Bauteilanalysen vorgestellt.

### 4.1 Verwendete Materialien

#### Weichelastische Hautkomponente

Vier unterschiedliche thermoplastische Elastomere basierend auf SEBS mit unterschiedlichen PP-Anteilen von 8 - 29 % (in der vorliegenden Arbeit als  $PP_{\text{Haut}}$  bezeichnet) werden von der Allod Werkstoff GmbH (Burgbernheim, Deutschland) für die Untersuchungen zur Verfügung gestellt. Diese wurden speziell für die vorliegende Arbeit hergestellt, sodass sich lediglich der  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteil der Materialien ändert. Genauere Informationen zum PP-Typ liegen nicht vor. Das Verhältnis von SEBS zu Weißöl und weiteren Additiven bleibt konstant.

Die wesentlichen Kenngrößen sind in Tabelle 4 dargestellt. Die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Abkürzungen für die Hautkomponenten enthalten in der Bezeichnung den entsprechenden  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteil. Als Einleger für die Zwischenschäumversuche wird keines der in Tabelle 4 aufgeführten Materialien verwendet, sondern das TPS Thermolast K TC5YCZ, da diese Versuche vor der Auswahl der TPS-Compounds zur Co-Injektion durchgeführt wurden. Die Wärmeleitfähigkeit der in dieser Arbeit verwendeten TPS ist mit 0,2 W/mK gleich [105].

**Tabelle 4** Weichelastische TPS Hautkomponenten.

Material	Abkürzung	$PP_{\text{Haut}}$ -Anteil [Gew.-%]	Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	Härte [Shore A]
ALLRUNA VS 05021805	TPS-08	8	0,88	39
ALLRUNA VS 05021806	TPS-11	11	0,90	50
ALLRUNA VS 05021807	TPS-18	18	0,89	72
ALLRUNA VS 05021808	TPS-29	29	0,90	83

## Kernkomponente

Als Kernkomponente wird ein Polypropylen Homopolymer (Moplen HF 501 N, LyondellBasell, Rotterdam, Niederlande) eingesetzt. In der vorliegenden Arbeit wird die Kernkomponente als  $PP_{\text{Kern}}$  bezeichnet. Es weist einen Schmelzflussindex von 10 g/10 min, eine Dichte von  $0,9 \text{ g/cm}^3$  und ein Zugmodul von 1550 MPa auf. Um die Erkennbarkeit der Grenzfläche zwischen Haut- und Kernmaterial zu erleichtern, wird die Kernkomponente mit 2 % eines PE-basierten Masterbatch (Deifel GmbH & Co. KG, Schweinfurt, Deutschland) schwarz eingefärbt. Außerdem wird zur Nukleierung der Schaumzellen 2 Gew.-% Talk beigefügt.

In der vorliegenden Arbeit wird die Mischbarkeit der Haut- und Kernkomponente nicht untersucht. Die Interdiffusion, die bei Einsatz unterschiedlicher PP-Typen stark abweichen kann, ist daher nicht sichergestellt.

## 4.2 Methoden der Materialcharakterisierung

### 4.2.1 Dynamische Differenzkalorimetrie

Die Dynamische Differenzkalorimetrie (engl.: Differential Scanning Calorimetry (DSC)) Messungen werden bei einer Kühlrate von 10 K/min unter Stickstoffatmosphäre (50 ml/min) mit einer DSC (Mettler Toledo DSC 1, Zürich, Schweiz) durchgeführt, um die Onset-Temperatur der Kristallisation des  $PP_{\text{Kern}}$ , sowie den Schmelzpeak, die Onset-Temperatur der Kristallisation und die Kristallinität der TPS-Compounds zu charakterisieren. Ca. 15 mg des  $PP_{\text{Kern}}$ -Granulats werden in einem 50 ml Aluminiumtiegel platziert, der Tiegel verpresst und von 250 °C auf 25 °C gekühlt. Die DSC-Messung der unterschiedlichen Hautkomponenten werden von -50 °C bis 200 °C durchgeführt. Es wird die Auswirkung unterschiedlicher  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalte auf die Wärmekapazität unter nicht-isothermen Bedingungen für die anschließende Simulation in der Spritzgießsoftware analysiert. Unter konstantem Druck wird die von einer bestimmten Masse pro 1 K absorbierte Wärme als Wärmekapazität ( $c_p$ ) der Substanz bezeichnet. Je höher der  $c_p$  des Stoffes ist, desto schwächer ist die endotherme Kapazität des Stoffes. Die Wärmekapazität der Hautmaterialien wird mittels DSC (Mettler Toledo DSC 1, Zürich, Schweiz) bestimmt. Die Messtemperaturen liegen dabei zwischen 30 °C und 250 °C in 10 °C-Abständen.

### 4.2.2 Rheometrie

Die rheologischen Untersuchungen der Spritzgießcompounds werden mit einem Kapillarrheometer (Göttfert Werkstoff-Prüfmaschinen GmbH, Typ Kapillarrheometer 6000, Buchen, Deutschland) durchgeführt. Die Längen / Durchmesser der verwendeten Düsen sind 10 mm / 1 mm, 20 mm / 1 mm und 30 mm / 1 mm. Zur Korrektur des Eingangsdruckverlustes wird die Bagley-Korrektur angewendet. Die Viskosität wird bei jedem Material bei je drei Temperaturen gemessen. Wenn nicht anders angegeben bei 180 °C, 200 °C und 220 °C. Jedes Material wird bei jeder Temperatur mindestens dreimal getestet. Es wird die Weißenberg-Rabinowitsch-Korrektur angewendet, um die Scherratenabhängigkeit der Viskosität zu korrigieren. Die Ergebnisse werden in diesem Fall mit dem cross-WLF-Fit angenähert, da dieser für die vorliegenden Materialien das Verhalten über einen breiten Temperaturbereich am besten beschreibt. Die Scherrate wird zwischen 10 1/s und 10000 1/s variiert und an neun Punkten gemessen.

Das cross-WLF-Viskositätsmodell wird häufig für die Analyse des Fließverhaltens von Polymerschmelzen verwendet [106]. Es beschreibt die Veränderung der Schmelzeviskosität mit der Temperatur über einen weiten Bereich von Scherraten genau. In dieser Arbeit wird dieses Modell verwendet, um die Viskosität  $\eta$  [Pa·s] und die Viskositätsverhältnisse der eingesetzten Haut- und Kernmaterialien kontinuierlich mit der Scherrate zu beschreiben.

$$\eta(\dot{\gamma}) = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \dot{\gamma}}{\tau^*}\right)^{1-n}} \quad (2)$$

wobei  $\eta_0$  [Pa·s] die Viskosität bei Null-Scherrate,  $\dot{\gamma}$  [1/s] die Scherrate,  $\tau^*$  [Pa] das kritische Spannungsniveau beim Übergang von Newtonscher Viskosität zu Scherverdünnung und  $n$  [-] der Potenzgesetzindex (der das pseudoplastische Verhalten symbolisiert) ist. Die Viskosität bei Null-Scherrate  $\eta_0$  [Pa·s] wird in diesem Fall anhand der Williams-Landel-Ferry-Gleichung (WLF-Gleichung) berechnet, die die Veränderung der Schmelzviskosität mit Druck und Temperatur widerspiegelt:

$$\eta_0(T) = D_1 \cdot \exp \left[ \frac{-A_1(T - T_g)}{A_2 + T - T_g} \right] \text{ with } A_2 = A_3 + D_3 p \quad (3)$$

wobei  $T$  die entsprechende absolute Temperatur [K],  $T_g$  die Glasübergangstemperatur [K] und  $p$  der Druck [Pa] ist. Der Parameter  $A_3$  ist 51,6 K und  $D_3$  ist 0 K/bar, wobei eine geringe Druckabhängigkeit der Viskosität angenommen wird [22, 23]. Die übrigen vier Parameter ( $D_1$ ,  $A_1$ ,  $\tau^*$  und  $n$ ) erhält man dann als Ergebnis von den Viskositätsmessungen, die gefittet werden.

### 4.2.3 Dynamisch-mechanische Analyse

Die dynamisch-mechanische Analyse wird mit rechteckigen Proben (50 mm × 10 mm × 2 mm) durchgeführt, die aus druckgeformten Platten geschnitten werden. Die Tests werden mit 1 Hz von -100 °C bis 120 °C bei einer Heizrate von 4 K/min auf einem DMA/SDTA-Gerät (Mettler Toledo DMA/SDTA 861e, Zürich, Schweiz) unter N<sub>2</sub>-Atmosphäre getätigt. Die Experimente werden im Biegemodus unter Verwendung des Dual-Cantilever-Messsystems durchgeführt, wobei die Deformation so klein gewählt wird, dass linear-elastisches Verhalten sichergestellt ist. Die Glasübergangstemperatur ( $T_g$ ) ist durch das Maximum des Verlustfaktors, der aus dem Verhältnis des Verlustmoduls zum Speichermodul ( $E'' / E'$ ) gebildet wird, gegeben.

## 4.3 Verarbeitungsversuche

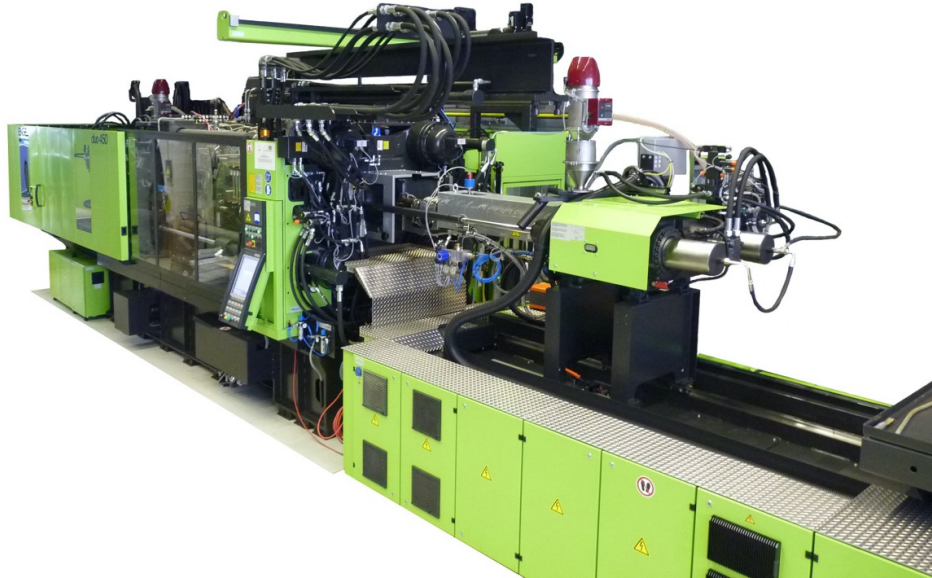
Für die Verarbeitungsversuche werden Anlagen und Werkzeuge der Neue Materialien Bayreuth GmbH verwendet, welche im Folgenden dargestellt werden.

### 4.3.1 InLine-Rheometrie

Die Viskositätsanalyse der gasbeladenen Schmelze wird mit Hilfe einer in Zusammenarbeit mit A&E Produktionstechnik GmbH (Dresden, Deutschland) entwickelten InLine-Messstrecke auf



einer modifizierten Spritzgießmaschine (Engel DUO-1350H-1350M-450, Schwertberg, Österreich, siehe Abbildung 26) durchgeführt. Die Schließkraft der Anlage beträgt 4500 kN.

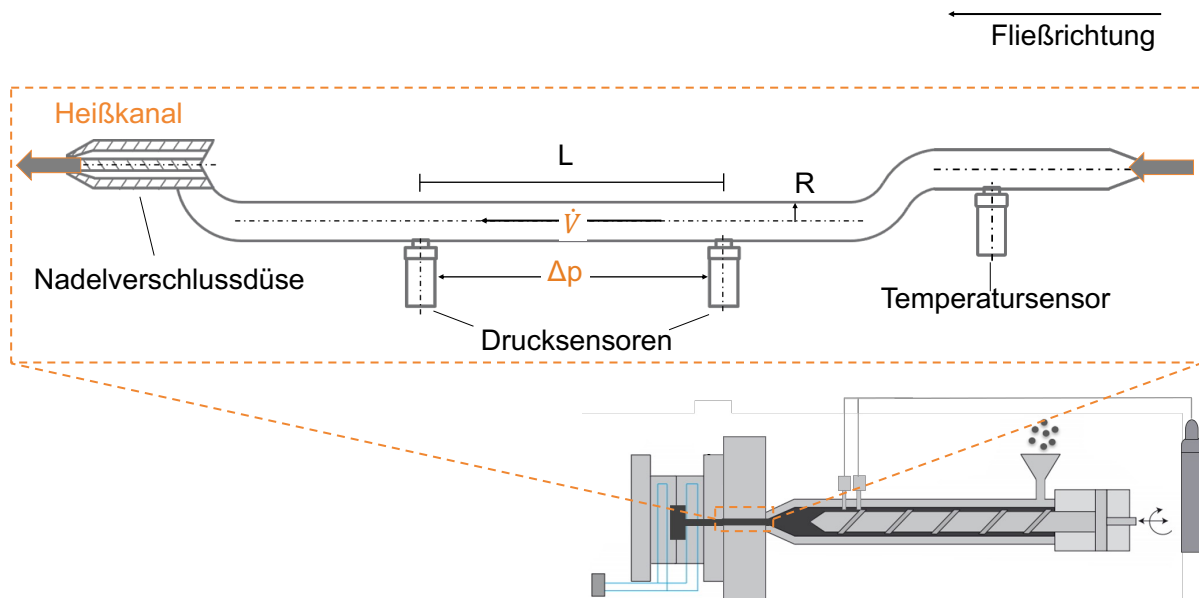


**Abbildung 26** Spritzgießanlage zur Herstellung von co-injizierten Bauteilen: Engel DUO-1350H-1350M-450 Combi M.

Dazu wird eine Schmelzedruck-Messeinheit bestehend aus zwei Drucksensoren vom Typ 4021B (Kistler Instrumente AG, Sindelfingen, Deutschland) installiert. Diese sind für einen Spritzdruck von 0 bar bis 3000 bar und eine Temperatur von 0 °C bis 350 °C ausgelegt. Für schnelles Ansprechverhalten der Sensoren ist ein Einbau mit direktem Schmelzekontakt essenziell. Die Aufzeichnung des verstärkten Messsignals erfolgt über eine Schnittstelle zur Spritzgießanlage. Gemeinsam mit deren Prozessüberwachung können ebenfalls alle anderen für die Bestimmung der Viskosität nötigen Parameter (z. B. Einspritzgeschwindigkeit) aufgezeichnet werden. Der Aufbau der Messstrecke ist schematisch in Abbildung 27 dargestellt.

Die Drucksensoren der Messkette besitzen einen Abstand  $L$  von 160 mm und der Heißkanal hat über die komplette Länge der Messstrecke einen gleichbleibenden Radius  $R$  von 70 mm. Der Volumenstrom der Polymerschmelze wird von der Prozessüberwachung der Anlage aufgezeichnet und über den Weg des axialen Schneckenanschubs sowie die Abmessung des Zylinders in der Plastifiziereinheit bestimmt. Scherraten sind nach unten und oben durch die Anlagentechnik (geringste Einspritzgeschwindigkeit ohne störende Fluktuationen bei 30 cm<sup>3</sup>/s)

und den maximalen Einspritzdruck (der über den Durchmesser der Kapillare begrenzt ist) limitiert. Jeder Messpunkt wird mindestens fünfmal aufgenommen.

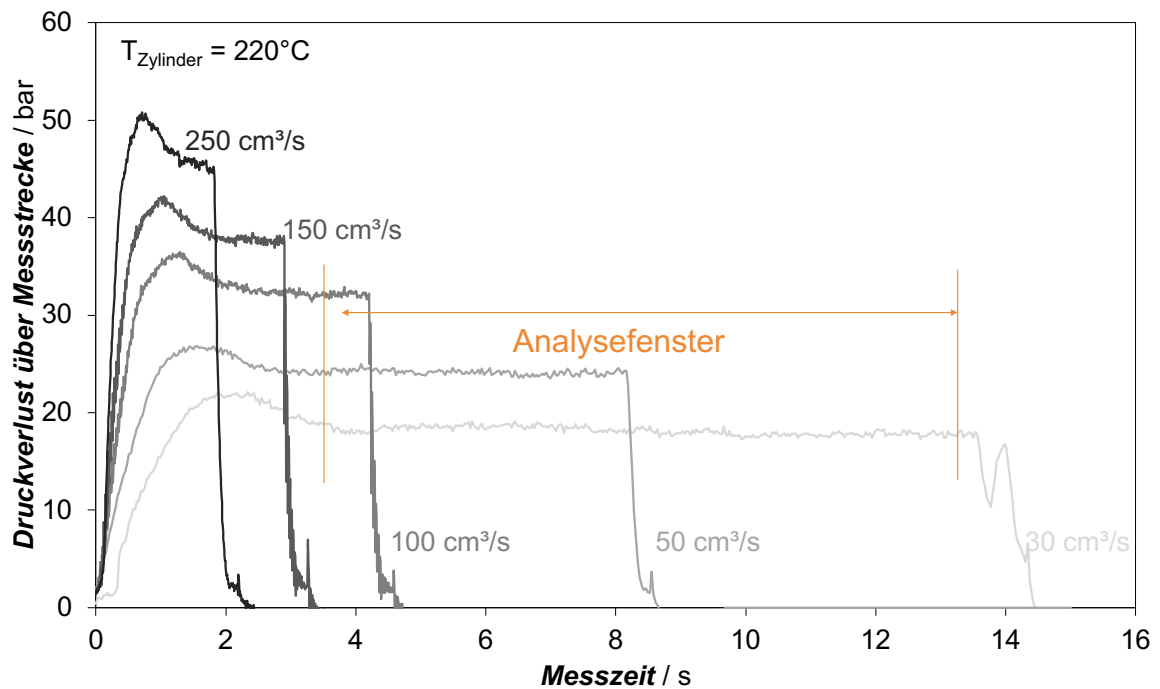


**Abbildung 27** InLine-Messstrecke zur Bestimmung der Viskosität von gasbeladenen Schmelzen.

Abbildung 28 zeigt beispielhaft den Druckverlust über die Messkapillare bei ausgewählten Einspritzgeschwindigkeiten. Dieser ist über eine gewisse Messzeit konstant. Das Analysefenster beginnt 2 % nach dem Wendepunkt vor konstantem Druckverlustbereich und endet 2 % vor dem Wendepunkt nach konstantem Druckverlustbereich.

Die scheinbare Viskosität wird aus dem Druckverlust, der Einspritzgeschwindigkeit und den geometrischen Faktoren mit folgender Gleichung berechnet:

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} = \frac{\pi \cdot R^4}{8 \cdot L} \cdot \frac{\Delta p}{\dot{V}} \quad (4)$$

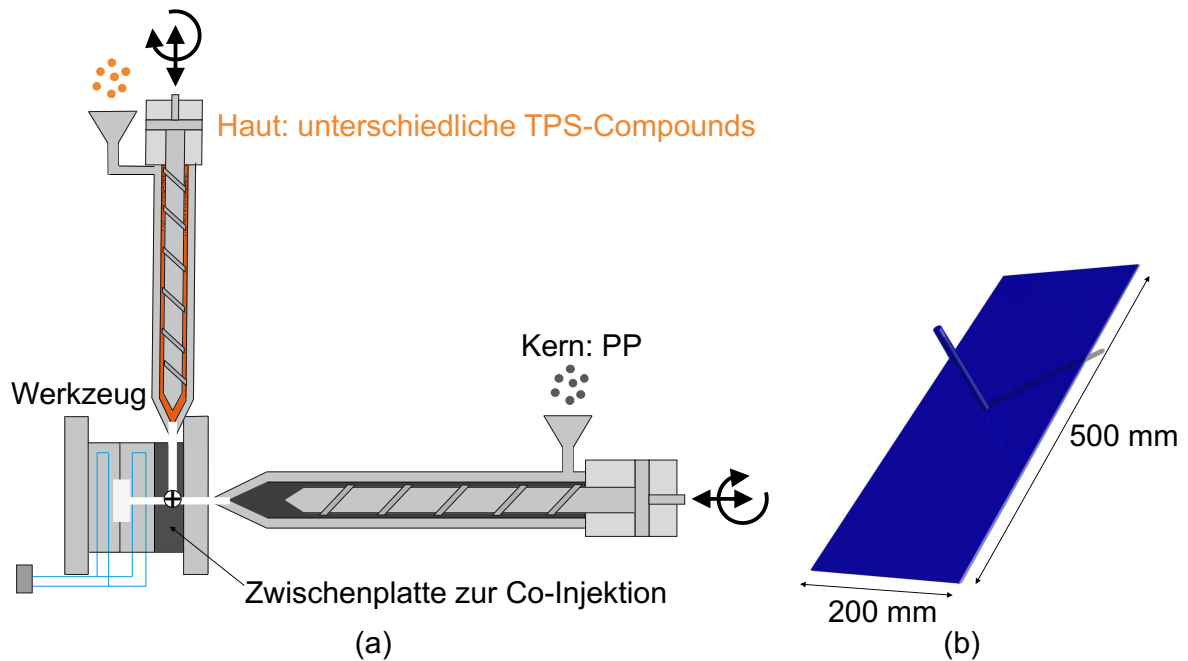


**Abbildung 28** Beispiel des Druckverlusts über die Messstrecke bei unterschiedlichen Einspritzgeschwindigkeiten und Definition des Analysefensters.

### 4.3.2 Probekörperherstellung

#### 4.3.2.1 Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden

Die Herstellung der co-injizierten Hart-Weich-Verbunde erfolgt auf einer modifizierten Spritzgießmaschine (Engel DUO-1350H-1350M-450, Schwertberg, Österreich, siehe Abbildung 26). Eine Zwischenplatte zur Co-Injektion (A&E Produktionstechnik GmbH, Dresden, Deutschland) wird mit einem Plattenwerkzeug kombiniert (siehe Abbildung 29a). Die Geometrie der Kavität weist eine Länge von 500 mm und eine Breite von 200 mm auf. Die Dicke der Platte wird zur Co-Injektion der hier betrachteten kompakten Bauteile bei 3 mm gewählt. Der Anspritzpunkt (kegelförmiger Kaltkanal) befindet sich im Zentrum der Platte.



**Abbildung 29** Herstellung von co-injizierten Bauteilen: (a) Herstellungstechnologie, (b) Bauteilgeometrie.

Zur Herstellung der co-injizierten Bauteile wird die Hauptspritzeinheit der Anlage für die Kernkomponente genutzt. Diese Spritzeinheit weist einen Schneckendurchmesser von 60 mm und ein L/D-Verhältnis von 24 auf. Für die Hautkomponente wird die seitliche Spritzeinheit in L-Stellung auf Bedienseite verwendet (Schneckendurchmesser: 45 mm, L/D-Verhältnis: 20) (siehe Abbildung 30).



**Abbildung 30** Blick in die Spritzgießanlage bei montierter Zwischenplatte zur Co-Injektion.

Die Spritzgießparameter wurden in vorgelagerten Versuchen optimiert. Dabei stellten der maximal erreichbare Kernanteil und dessen gleichmäßige Verteilung in der Hautkomponente die Zielgrößen dar. Die maximalen Zylindertemperaturen der Haut- und Kernkomponente wurden zwischen 200 und 240 °C in drei Stufen variiert (in Anlehnung an die Empfehlungen der Materialhersteller). Die Einspritzgeschwindigkeit wurde für beide Materialien unabhängig zwischen 50 und 150 cm<sup>3</sup>/s (ebenfalls in drei Stufen) untersucht und die Verzögerungszeit zwischen dem Einspritzvorgang der Haut- und der Kernkomponente wurde zwischen 0 und 6 s (in vier Stufen) betrachtet. Die beschriebenen, sowie weitere spritzgießrelevante Parameter, werden in den vorliegenden Versuchen konstant gehalten und sind in Tabelle 5 aufgelistet.

**Tabelle 5** Prozessparameter zur Herstellung co-injizierter Bauteile.

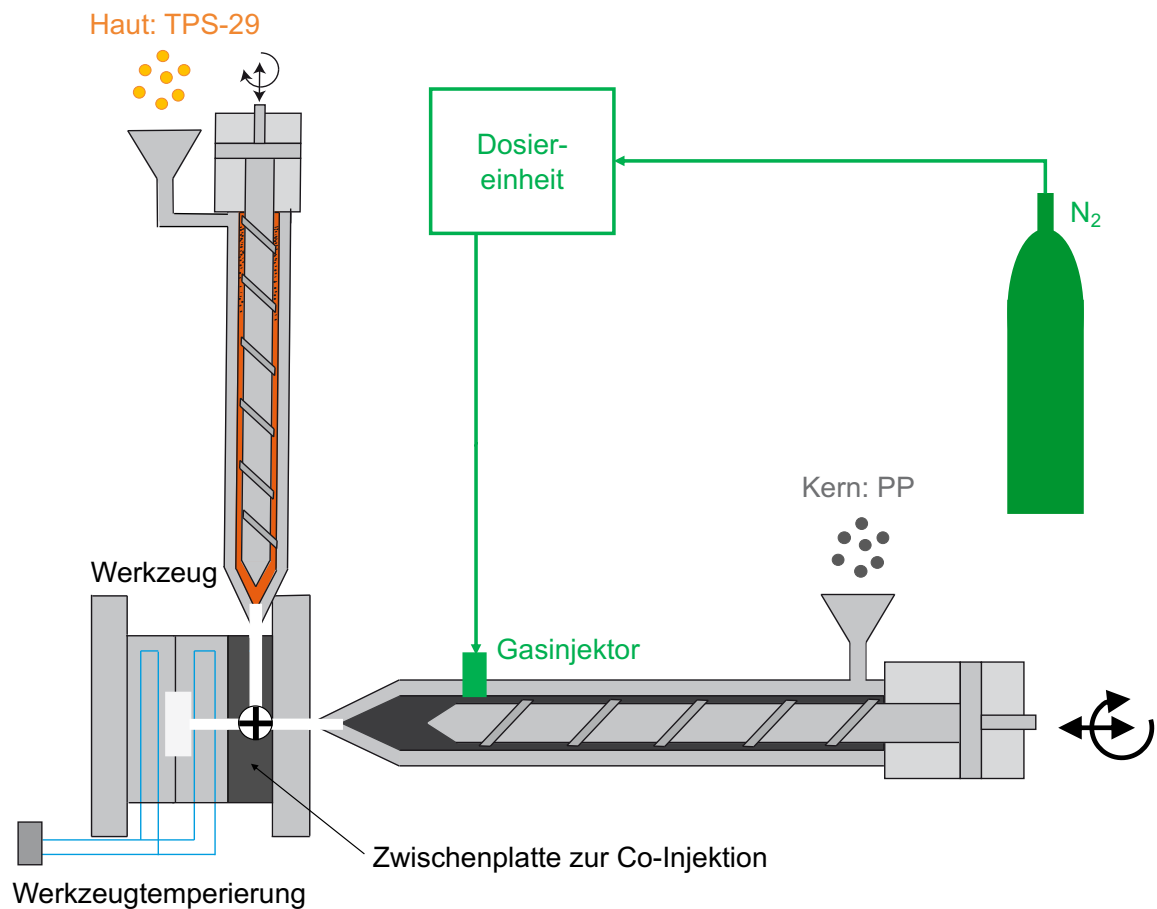
Prozessparameter	Spritzeinheit Kernkomponente	Spritzeinheit Hautkomponente
Massetemperatur (max) [°C]	220	220
Einspritzgeschwindigkeit [cm <sup>3</sup> /s]	100	150
Einspritzvolumen [cm <sup>3</sup> ]	170	170
Verzögerungszeit [s]		0
Nachdruck [bar]	600	-
Nachdruckzeit [s]	6	-
Kühlzeit [s]		20
Werkzeugtemperatur [°C]		35

#### 4.3.2.2 Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden mit geschäumtem Kern

Zur Co-Injektion mit geschäumtem Kern wird die bereits in Abbildung 26 gezeigte Spritzgießmaschine (Engel DUO-1350H-1350M-450) verwendet. Auch die verwendete Herstellungstechnologie ist analog zur Herstellung der kompakten Hart-Weich-Verbunde (siehe Abschnitt 4.3.2.1). Zusätzlich wird das MuCell-Verfahren mit dem Treibmittel N<sub>2</sub> zum Schäumen eingesetzt (siehe Abbildung 31). Die Hautkomponente wird bei den co-injizierten Bauteilen mit geschäumtem Kern nicht variiert. Es wird für alle Versuche TPS-29 eingesetzt. Die Bauteilgeometrie ist Abbildung 29b (Seite 46) zu entnehmen. Die bei der Herstellung konstanten Parameter sind in Tabelle 6 zusammengefasst.

**Tabelle 6** Konstante Prozessparameter zur Herstellung co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern.

Prozessparameter	Spritzeinheit Kernkomponente	Spritzeinheit Hautkomponente
Massetemperatur (max) [°C]	220	220
Einspritzgeschwindigkeit [cm <sup>3</sup> /s]	100	150
Verzögerungszeit [s]		0
Kühlzeit [s]		20
Werkzeugtemperatur [°C]		35



**Abbildung 31** Herstellung von co-inizierten Bauteilen mit geschäumtem Kern.

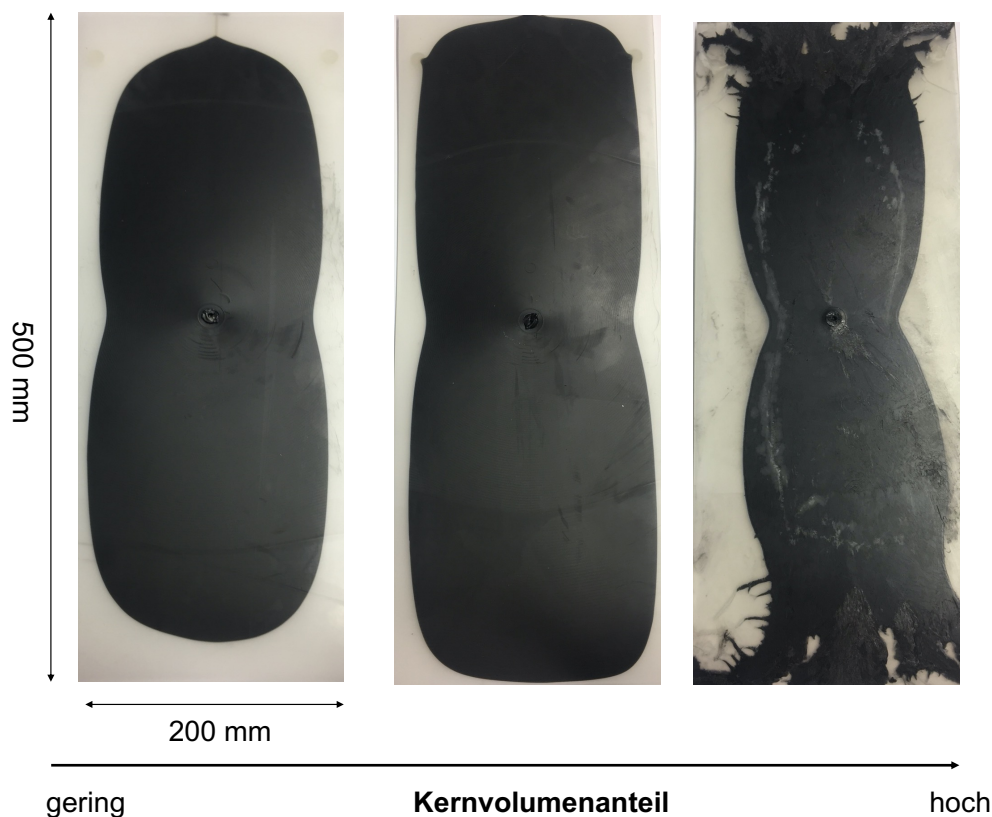
Außerdem werden die in Tabelle 7 gezeigten Parameter systematisch variiert, um deren Einfluss auf die resultierenden Bauteile zu evaluieren.

**Tabelle 7** Variable Prozessparameter zur Herstellung co-inizierter Bauteile mit geschäumtem Kern.

Prozessparameter				
Treibmittelgehalt N <sub>2</sub> [Gew.-%]	0	0,20	0,45	0,70
Kernvolumenanteil [%]	30	40	max	
Dichtereduktion [%]	0	5	max	
Bauteildicke [mm]	2	3	4	5



Der Kernvolumenanteil ist definiert als der Quotient aus eingespritztem Volumen der Kernkomponente und des Gesamtinjektionsvolumens. Wird der Kernanteil geschäumter co-injizierter Bauteile betrachtet, ist zwischen Kernvolumenanteil (d.h. eingespritztem Volumenverhältnis der beiden Komponenten durch die Spritzgießmaschine) und prozentuaalem Anteil der Kernoberfläche (resultierendem Verhältnis der beiden Komponenten im Bauteil bei Betrachtung der Draufsicht) zu unterscheiden. Diese beiden Verhältnisse stimmen nicht überein, da sich die Kernkomponente während des Schäumvorgangs ausbreitet und hierdurch mehr Volumen einnimmt. Die Hautkomponente hingegen bleibt kompakt. In der vorliegenden Arbeit bezeichnet der Kernvolumenanteil stets das Verhältnis der eingespritzten Volumina, während im Bauteil eine Flächenbetrachtung (Kernoberfläche) durchgeführt wird. Der maximale Kernvolumenanteil ist durch möglichst weite Ausbreitung über den Fließweg festgelegt. Dabei wird stets der Kernvolumenanteil erhöht, bis er zu hoch ist und es zum Durchbrechen der Kernkomponente führt (siehe Abbildung 32). Die maximale Bauteildicke ist limitiert durch die Einspritzvolumina der beiden Spritzeinheiten.



**Abbildung 32** Definition des maximalen Kernvolumenanteils: links: zu gering, Mitte: definierter Maximalwert, rechts: zu hoch, Kerndurchbruch.



### 4.3.2.3 Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einlegern

Die für das TSG zwischen Einlegern verwendeten TPS-Einleger werden mittels Spritzgießen auf einer 110-Tonnen Anlage (HM 110/525 (Abbildung 33) der Firma Wittmann Battenfeld, Meinertzhagen, Deutschland) gefertigt. Diese weist einen Schneckendurchmesser von 35 mm und ein L/D-Verhältnis von 25 auf. TSG wird auf derselben Anlage durchgeführt, die mit einer CellMould-Einheit ausgestattet ist. Die Parameter werden dabei konstant gehalten und sind in Tabelle 8 aufgelistet.

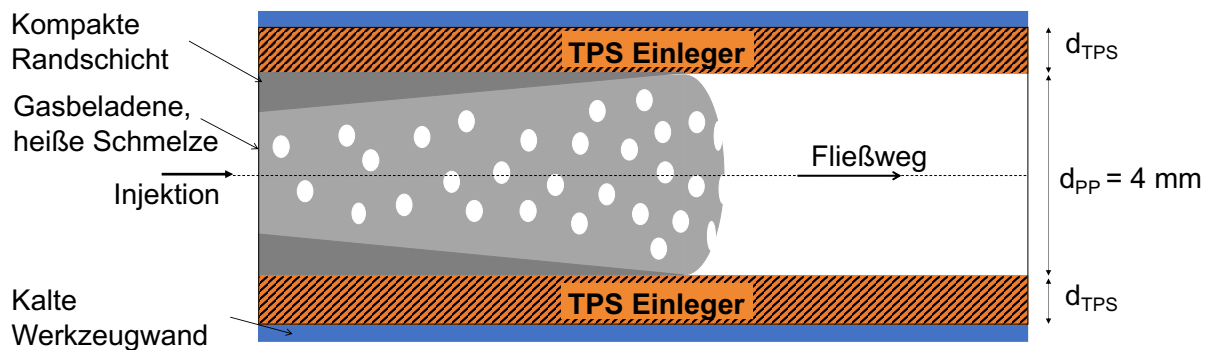


**Abbildung 33** Spritzgießanlage zur Herstellung der Einleger und des thermoplastischen Schaums (Battenfeld HM 110-525).

**Tabelle 8** Prozessparameter zur Herstellung des thermoplastischen Schaums aus Polypropylen.

Prozessparameter	Wert
Massetemperatur (max) [°C]	220
Einspritzgeschwindigkeit [cm <sup>3</sup> /s]	50
Werkzeugtemperatur [°C]	30
Kühlzeit [s]	60
Treibmittelgehalt [Gew.-%]	0,2

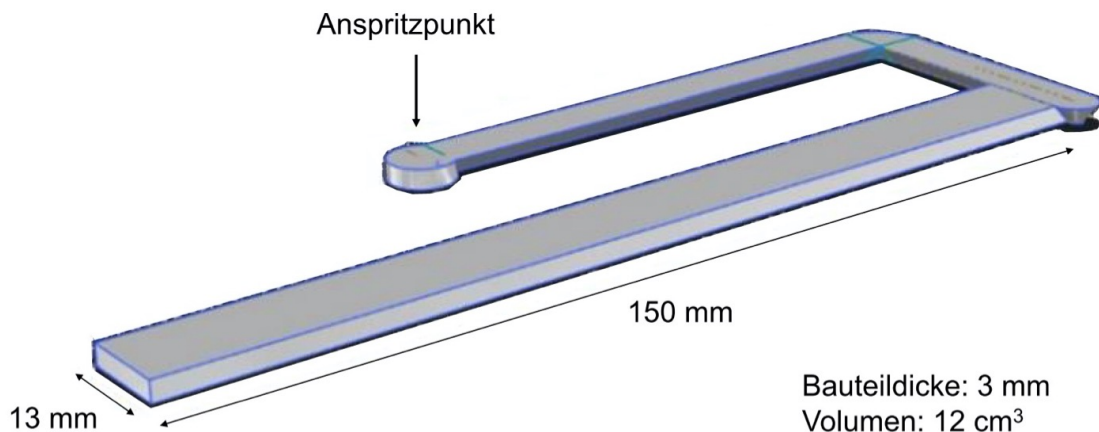
Sowohl zur Herstellung der Einleger als auch des thermoplastischen Schaums wird ein Werkzeug mit einer Plattengeometrie von 220 mm Länge und 65 mm Breite eingesetzt. Ein Filman-guss befindet sich auf der kurzen Plattenseite. Zunächst werden die TPS-Einleger durch konventionelles Spritzgießen hergestellt, welche im Anschluss bei Raumklima bis zur Weiterverarbeitung gelagert werden. Anschließend werden die Einleger in beide Seiten des Werkzeugs eingelegt, das PP<sub>Kern</sub> wird dazwischen injiziert und geschäumt (siehe Abbildung 34). Unter den in Tabelle 8 aufgeführten Bedingungen konnte eine konstante Dichte des Schaums von  $0,62 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$  erzielt werden.



**Abbildung 34** Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einlegern.

#### 4.3.2.4 Experimentelle Validierung der Materialmodelle zur Spritzgießsimulation

Zur Validierung des zur Spritzgießsimulation verwendeten Materialmodells werden Versuche auf einer 110-Tonnen Schaumspritzgießanlage (HM 110/525 (Abbildung 33) der Firma Wittmann Battenfeld, Meinertzhagen, Deutschland) durchgeführt. Die Bauteilgeometrie ist Abbildung 35 zu entnehmen. Das Bauteil wird zum Vergleich des Experiments und der Simulation lediglich zu 60 Vol-%, 75 Vol-% und 80 Vol-% gefüllt. Die resultierende Fließweglänge der Bauteile (mindestens drei je Versuchsreihe) wird mit einem Messschieber ausgewertet.



**Abbildung 35** Bauteilgeometrie zur Validierung der Materialmodelle zur Spritzgießsimulation.

#### 4.4 Spritzgießsimulation

Das kommerzielle Softwarepaket Autodesk Moldflow Insight Professional 2018 (San Rafael, USA) wird zur Vorhersage der Scherraten an verschiedenen Stellen im Werkzeug verwendet. Das Modell der Mittelebene wird direkt in der Simulationssoftware erstellt und mit Dreieckselementen in der Oberfläche vernetzt (3176 Knoten, 6142 Elemente). Die Finite-Elemente-Analyse basiert auf strömungsmechanischen und Wärmeübertragungsberechnungen. Es wird die Implementierung "Sandwich-Spritzgießverfahren" verwendet. Jedes Polymer folgt den geltenden Gleichungen für die verallgemeinerte Hele-Shaw-Strömung (vereinfachtes Modell zur effektiven Annäherung an komplexe Strömungsmuster) von inelastischen nicht-newtonschen Flüssigkeiten unter nicht-isothermen Bedingungen, die durch die Kontinuitätsgleichung, die Impulsgleichung und die Energiegleichung gegeben sind. Die Materialmodelle zur rechnergestützten Simulation wurden selbst erstellt und validiert. Die Prozessparameter entsprechen denen der Co-Injektions-Versuche.

Um die Temperaturverteilung im Werkzeug während des Schäumprozesses zu ermitteln, werden ebenso Simulationen mithilfe einer Software (Autodesk Moldflow Insight Professional 2018, San Rafael, USA) durchgeführt. Dabei wird das Modul "microcellular injection molding" genutzt. Die TPS-Einleger werden als „insert“ behandelt.

## 4.5 Methoden der Bauteilcharakterisierung

### 4.5.1 Massebestimmung

Die Masse der hergestellten Formteile wird gravimetrisch mit einer Waage (Kern PCB, Kern & Sohn GmbH, Balingen, Deutschland) ermittelt. Hierbei wird das gesamte Bauteil untersucht. Um statistisch verlässliche Ergebnisse zu erhalten, werden je Parametereinstellung drei Proben untersucht und deren mittlere Masse mit Standardabweichung bestimmt.

### 4.5.2 Bestimmung der Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile

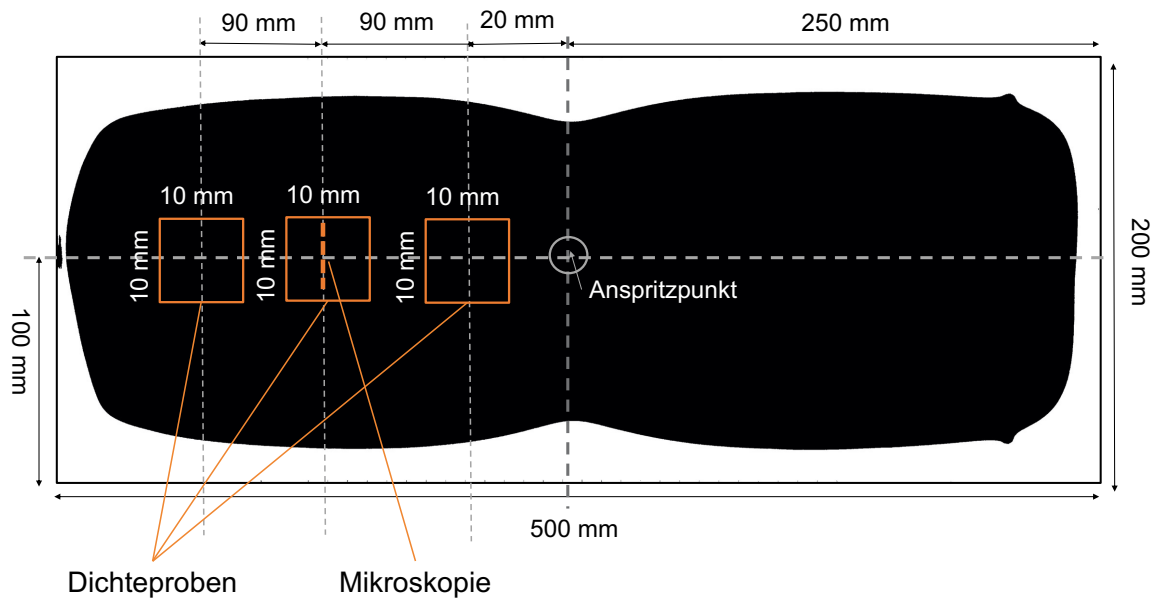
Zunächst werden Aufnahmen der Draufsicht mit einer hochauflösenden Kamera (Canon EOS 750D, Tokio, Japan) erstellt. Anschließend wird die Fläche, die das Kernmaterial einnimmt, mittels der Software ImageJ ausgewertet. Der prozentuale Anteil der Kernoberfläche wird durch den Quotienten aus der Fläche, die der Kern einnimmt und der Gesamtfläche ermittelt. Alle Ergebnisse basieren dabei auf mindestens drei Proben.

### 4.5.3 Mikroskopie der Schaummorphologie

Zur optischen Auswertung der Schaummorphologie werden Aufnahmen mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) (Zeiss EVO MA 15) bei 10 kV angefertigt. Die Proben werden vorab mit einer ca. 10 nm dünnen Goldschicht besputtert. Die Software ImageJ wird eingesetzt, um die Schaummorphologie quantitativ auszuwerten. Dabei werden pro Versuchsreihe mindestens drei Proben ausgewertet. Die Zelldichte  $N$  ist als Zellen pro Kubikmillimeter definiert [3], wobei  $n_{\text{Zellen}}$  die Zellzahl eines Bereichs der Mikroskopieaufnahme mit der Fläche  $A$  (mm<sup>2</sup>) ist. Dabei werden mindestens 10 mm Probekbreite ausgewertet. Die Auswertefläche unterscheidet sich je nach Bauteildicke.

$$N = \left( \frac{n_{\text{Zellen}}}{A} \right)^{\frac{3}{2}} \quad (5)$$

Die Analyse der Schaummorphologie erfolgt bei den TSG-Versuchen zwischen Einlegern im Zentrum des Bauteils und bei den Versuchen zur Schaum-Co-Injektion an der in Abbildung 36 dargestellten Stelle.



**Abbildung 36** Position der Probenentnahme zur mikroskopischen Analyse der Schaummorphologie co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern, sowie Größe und Position der Dichteproben bei co-injizierten Bauteilen mit geschäumtem Kern.

#### 4.5.4 Dichtemessungen

Zur Bestimmung der Probendichte werden aus den hergestellten geschäumten Formteilen jeweils mindestens drei quadratische Proben der Kantenlänge 1 cm mittels Wasserstrahl-schneidanlage präpariert. Die Proben der Bauteile aus den TSG-Versuchen mit Einlegern werden im Bauteilzentrum entnommen. Bei den co-injizierten Bauteilen mit geschäumtem Kern werden die Proben angussnah (3 cm vom Anguss entfernt), mittig (9 cm vom Anguss entfernt) und angussfern (15 cm vom Anguss entfernt) entnommen (siehe Abbildung 36). Die Dichtemessungen werden mit einer Waage (Kern YDB-03, Kern & Sohn GmbH, Balingen, Deutschland) durchgeführt.

## 5 Ergebnisse und Diskussion

### 5.1 Aufklärung des Materialverhaltens

Es werden die thermischen und rheologischen Eigenschaften der unterschiedlichen TPS-Compounds (weichelastische Hautkomponente) sowie des  $PP_{\text{Kern}}$  (hartelastische Kernkomponente) charakterisiert. Die charakterisierten Materialien werden dann zur Herstellung der Bauteile in den folgenden Ergebniskapiteln (Kapitel 5.2 bis 5.4) verwendet.

#### 5.1.1 Ermittlung der thermischen Eigenschaften der Haut- und Kernmaterialien als Eingangsparameter für die Spritzgießsimulation

##### 5.1.1.1 Thermische Eigenschaften der Hautkomponente in Abhängigkeit ihres Polypropylen-Gehalts

Die DSC wird zur Analyse der Auswirkungen verschiedener  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalte auf das Schmelzen und die Kristallisation der TPS-Compounds verwendet. Sowohl der Schmelzpunkt als auch der Onset der Kristallisation sind bei allen vier Materialien messbar (siehe Tabelle 9).

**Tabelle 9** Schmelztemperatur, Kristallisationstemperatur, Schmelzenthalpie und Kristallinität des  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteils der Hautmaterialien.

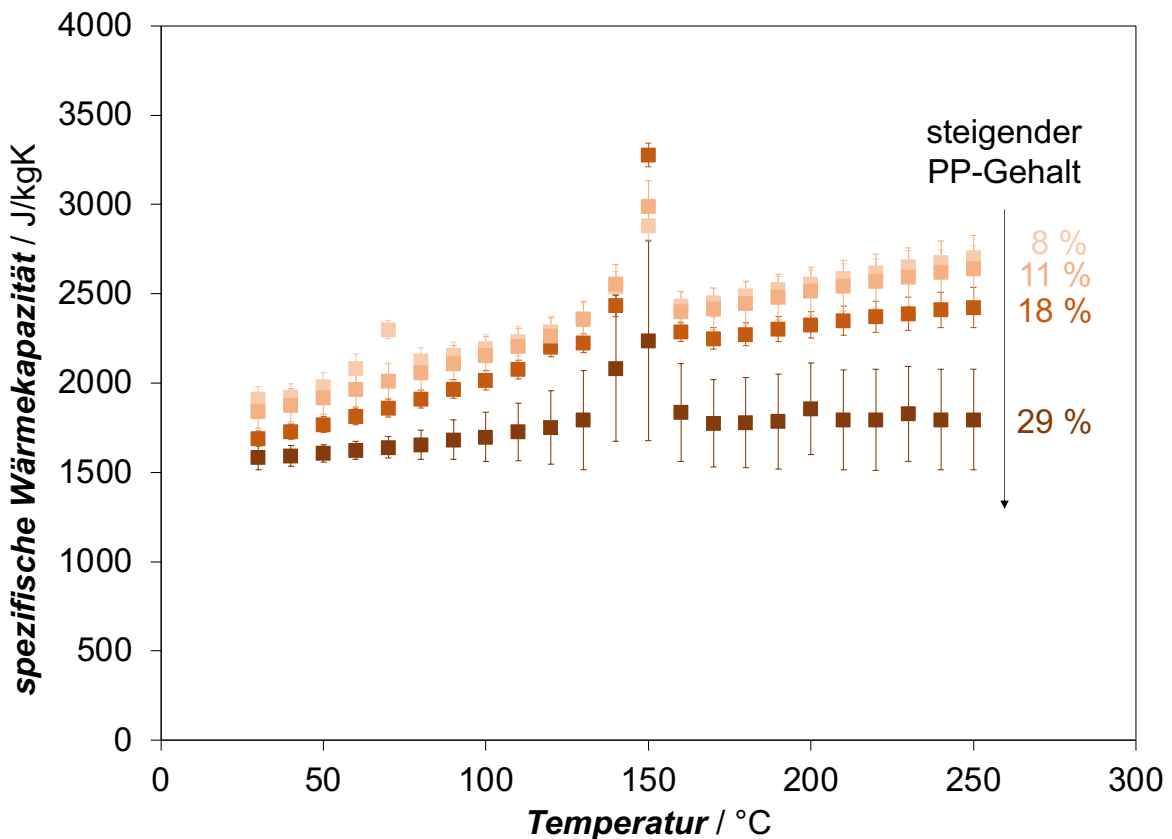
Material	Schmelztemperatur / °C	Kristallisationstemperatur / °C	Schmelzenthalpie / J/g	Kristallinität (PP-Anteil) / %
TPS-08	155	93	3	25
TPS-11	155	97	6	38
TPS-18	160	99	10	40
TPS-29	162	99	17	39

Beide steigen mit zunehmendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt an. Je höher der  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt, desto näher liegen die Werte an denen von reinem PP (Schmelzpunkt 166 °C; Onset der Kristallisation 115 °C). Bei geringem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt und damit hohem SEBS-Gehalt der Hautkomponente, verschlauft sich die Weichsegment-Phase des SEBS zunehmend mit dem amorphen  $PP_{\text{Haut}}$  und führt so zu sinkenden Schmelztemperaturen und Onset-Temperaturen der Kristallisation.

Betrachtet man die aus den DSC-Daten berechnete Kristallinität des  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteils der vier Compounds ist zu erkennen, dass ab einem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt von 11 % diese bei ca. 40 % liegt. Bei TPS-08 allerdings ist sie mit ca. 25 % deutlich geringer. Die Weichsegmente des SEBS verschlaufen sich während der Kristallisation mit dem amorphen  $PP_{\text{Haut}}$  und verhindern dadurch die Kristallisation. Mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt tritt dieses Phänomen nicht mehr auf, sodass die Kristallinität nicht mehr davon beeinflusst wird

In Abbildung 37 ist die Wärmekapazität  $c_p$  der verwendeten TPS-Compounds über die Temperatur (10 °C-Schritte) dargestellt. Zunächst ist zu erkennen, dass der Verlauf der  $c_p$ -Werte bei allen drei Materialien in drei Bereiche einteilbar ist. Im ersten Bereich (30 bis ca. 130 °C) liegen die TPS im festen Zustand vor. Hier zeigt die Wärmekapazität einen Anstieg. Anschließend folgt der Schmelzbereich der TPS. In diesem kleinen Temperaturbereich von 130 bis 160 °C (übereinstimmend mit den DSC-Messungen) steigt der  $c_p$ -Wert durch das endotherme Schmelzen der PP-Kristalle schlagartig an und fällt dann wieder ab. Im dritten Bereich (ab 160 °C) liegt das TPS im schmelzförmigen Zustand vor. Die Wärmekapazität ist etwas höher als im festen Zustand.

Mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt nimmt die Wärmekapazität sowohl im festen als auch im schmelzförmigen Zustand ab. Bei steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt wird weniger Wärmemenge benötigt, um eine Temperaturerhöhung zu erzielen, was auf die Bildung co-kontinuierlicher Phasen zurückzuführen ist, welche die Kettenmobilität des Polymers vereinfachen und der PP-Phase erlauben Wärmeenergie zu übertragen, ohne einen Wärmeaustausch über die SEBS-Segmente [22].

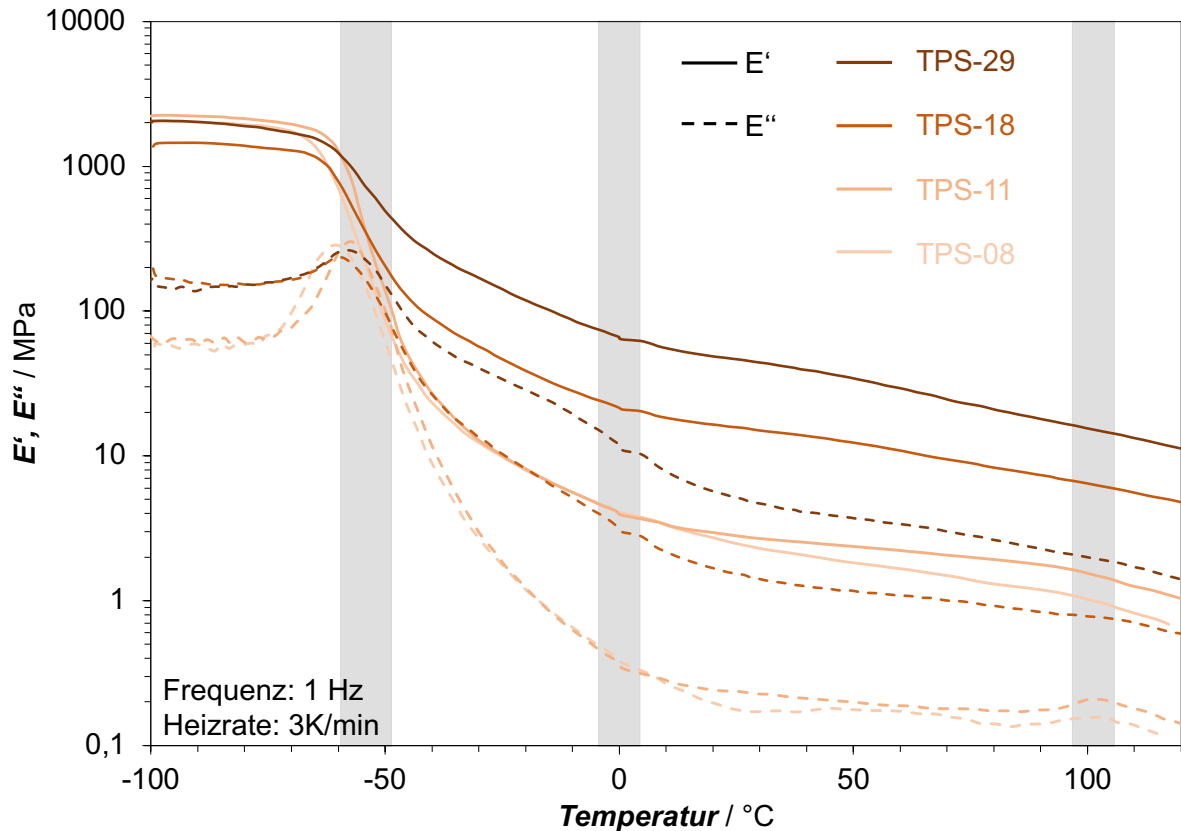


**Abbildung 37** Spezifische Wärmekapazität der TPS-Compounds mit unterschiedlichem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt.

Abbildung 38 zeigt den Speicher- und den Verlustmodul der DMA der vier unterschiedlichen TPS. Dabei ist zu erkennen, dass unter  $-50\text{ °C}$  alle Materialien ein Plateau aufzeigen: Das Material befindet sich im glasartigen Zustand. Die Erweichungsbereiche der einzelnen Phasen sind in der Abbildung grau hinterlegt. Zunächst erweicht die EB-Phase bei ca.  $-50\text{ °C}$ , anschließend folgt PP bei ca.  $0\text{ °C}$  und zuletzt PS bei ca.  $100\text{ °C}$ . Die Ausprägung ist je nach Anteil der jeweiligen Phase im Compound unterschiedlich. Der Speichermodul ( $E'$ ) von TPS-18 und TPS-29 ist wesentlich höher als der von TPS-08 und TPS-11, was auf die Hinderung der Bewegung der Molekülketten (höherer kristalliner Anteil) durch den größer werdenden  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteil zurückzuführen ist. Der Verlustmodul von TPS-29 nimmt, nach Übergang in den viskoelastischen Bereich, am langsamsten ab, was wiederum durch den steigenden  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt und die damit erhöhte Mikrophasenseparation der SEBS-Phase zu begründen ist. Bei

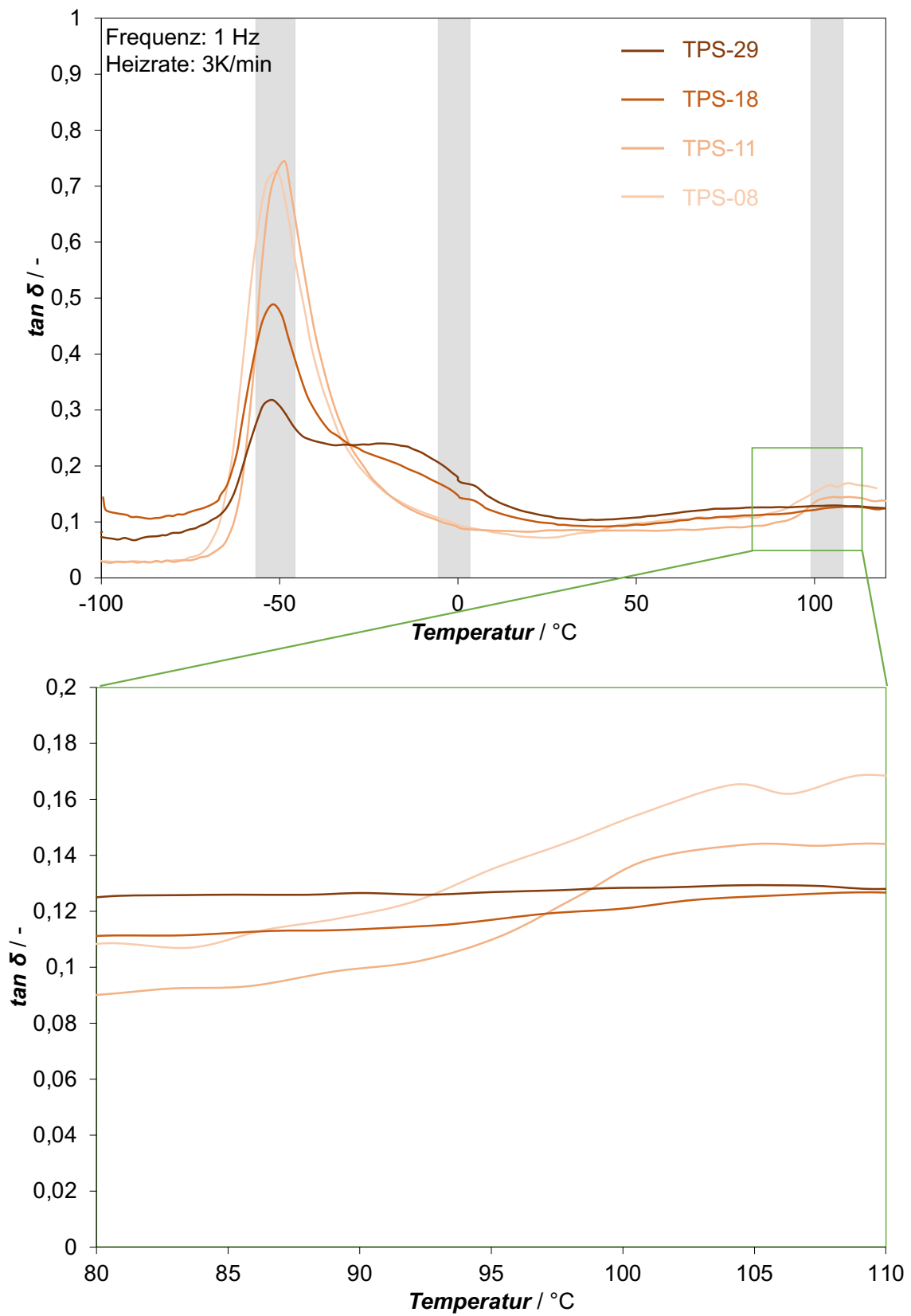


allen vier TPS-Compounds ist eine Änderung der Steigung des Speicher- und Verlustmoduls bei der Glasübergangstemperatur von PP (knapp über 0 °C) zu erkennen.



**Abbildung 38** Dynamisch-mechanische Analyse: Speicher- und Verlustmodul der Hautmaterialien.

In Abbildung 39 ist der Verlustfaktor der DMA-Messungen des verwendeten TPS dargestellt. Tabelle 10 zeigt die entsprechenden Glasübergangstemperaturen. Durch die Erhöhung des  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalts wird die Glasübergangstemperatur des Weichsegments (EB-Block) leicht abgesenkt. Bei TPS-08, TPS-11 und TPS-18 war der  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt zu gering, um die Glasübergangstemperatur der  $PP_{\text{Haut}}$ -Phase zu bestimmen. Die Glasübergangstemperatur des Hartsegments (PS-Block) kann für TPS mit 29 %  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt aufgrund des geringen PS-Gehalts nicht ermittelt werden. Bei den anderen TPS ist ein leichter Anstieg mit zunehmendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt zu erkennen. Bei geringem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt liegt das  $PP_{\text{Haut}}$  hauptsächlich dispergiert vor, während sich mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt allmählich eine co-kontinuierliche Netzwerkstruktur bildet [15].



**Abbildung 39** Dynamisch-mechanische Analyse: Verlustfaktor der Hautmaterialien.

**Tabelle 10** Glasübergangstemperaturen der Hautmaterialien.

Material	$T_g$ (EB) / °C	$T_g$ (PP <sub>Haut</sub> ) / °C	$T_g$ (PS) / °C
TPS-08	-49	0	104
TPS-11	-51	0	105
TPS-18	-52	0	106
TPS-29	-52	0	nicht detektierbar

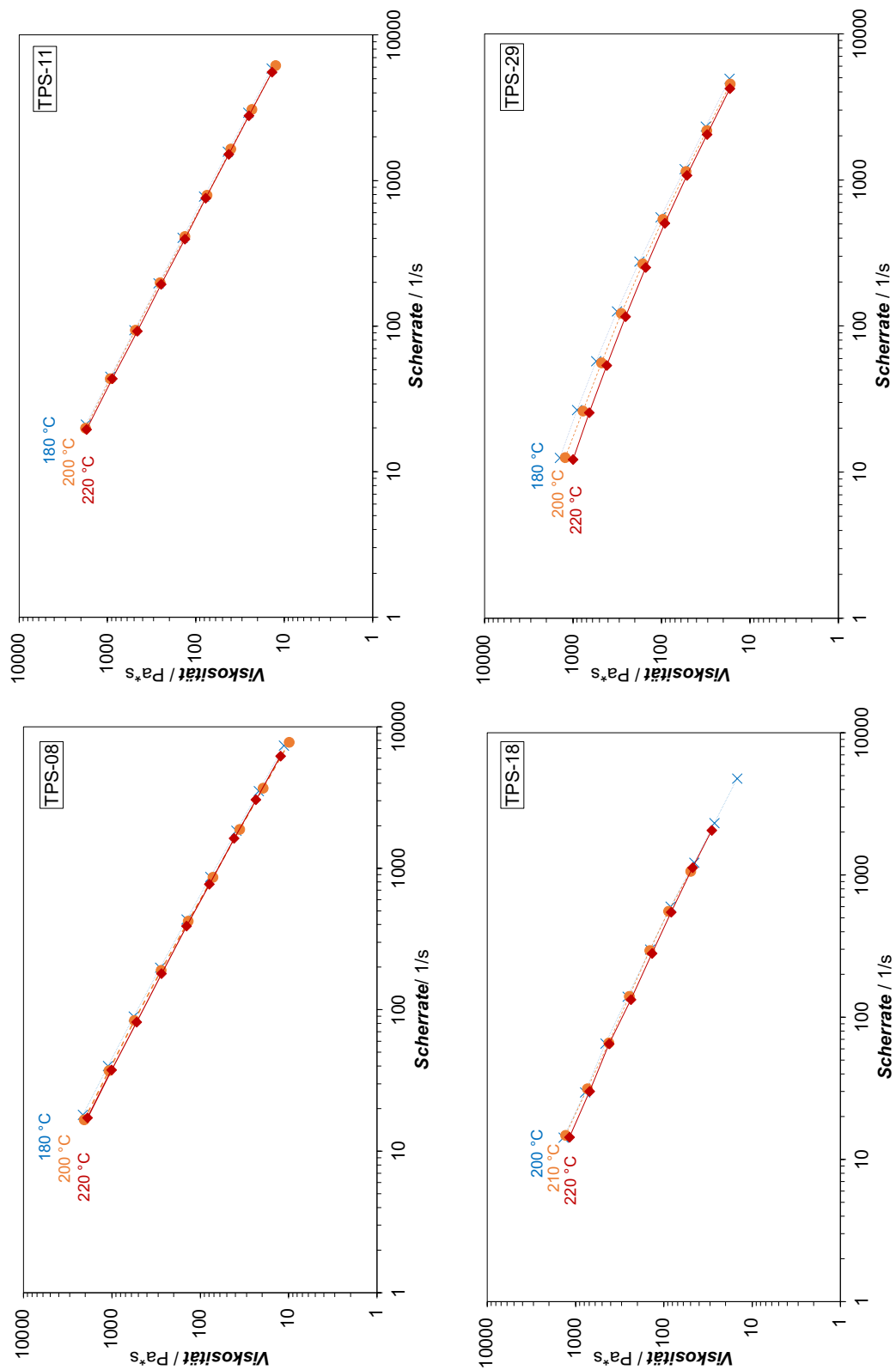
Die Ergebnisse der Materialanalyse der TPS-Compounds wurden zu wesentlichen Teilen in einer von der Verfasserin konzipierten und betreuten Masterarbeit von Herrn Jian Yang erarbeitet und von diesem Studierenden auch bereits publiziert [107] (vgl. Anmerkung auf Seite 130).

### 5.1.1.2 Thermische Eigenschaften des Kernmaterials Polypropylen

Die DSC-Messungen des Kernmaterials zur Untersuchung des Kristallisationsverhaltens zeigen eine Onset-Temperatur der Kristallisation  $T_{c,onset}$  von 120 °C bei einer Heizrate von 10 K/min. Die Onset-Temperatur hängt jedoch von der Heizrate ab. Da dies ausschlaggebend für das Erstarrungsverhalten von thermoplastischen Schäumen ist, folgen hierzu genauere Ausführungen, sowie die DSC-Kurve, in Abschnitt 5.3. Auch die Fließeigenschaften der Haut- und Kernmaterialien stellen Eingangsparameter für die Simulation dar. Da diese allerdings zusätzlich zur Bildung des scherratenabhängigen Viskositätsverhältnisses dienen, werden sie ausführlich im nächsten Abschnitt erläutert.

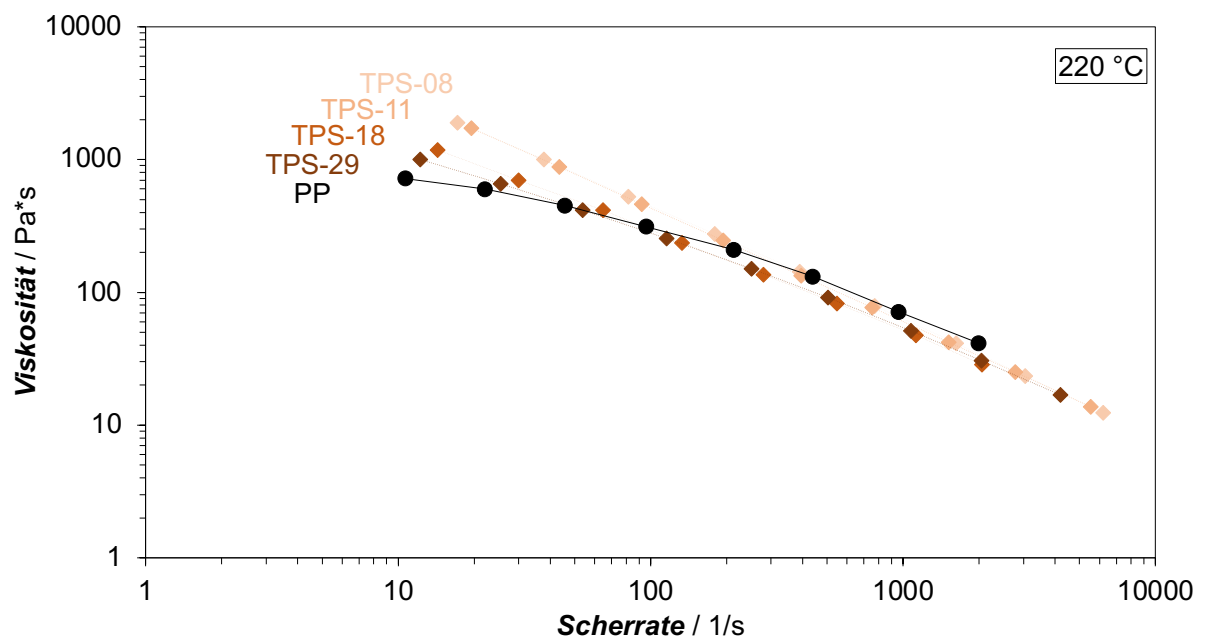
### 5.1.2 Ermittlung der Fließeigenschaften der Haut- und Kernmaterialien zur Analyse des scherratenabhängigen Viskositätsverhältnisses

Abbildung 40 zeigt die Viskosität über die Scherrate aller verwendeten Hautmaterialien bei je drei Temperaturen. Die Messungen wurden jeweils dreimal durchgeführt; die Standardabweichungen sind zu klein für die Darstellung. Bei allen Materialien führt eine Erhöhung der Scherrate zu einer Abnahme der Viskosität. Dieses Phänomen der Scherverdünnung ist charakteristisch für thermoplastische Polymere und wird durch die Ausrichtung der Moleküle bei zunehmender Scherrate verursacht. Außerdem sinkt die Viskosität mit steigender Temperatur.



**Abbildung 40** Viskosität in Abhängigkeit der Scherrate der verwendeten Hautmaterialien bei je drei Temperaturen.

In Abbildung 41 ist die Viskosität in Abhängigkeit der Scherrate aller in dieser Arbeit verwendeten Materialien im Vergleich bei 220 °C dargestellt. Mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt des TPS sinkt die Viskosität bei niedrigen Scherraten für  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalte über 11 %. Die Beschreibung der Rheologie von Blends ist schwierig, daher sind Korrelationen zwischen rheologischen Eigenschaften und Struktur in der Literatur nicht zugänglich [24]. Unter der Einwirkung hoher Scherraten wird das Gleiten der Molekülketten hauptsächlich durch die Schubspannung beeinflusst. Daher nähert sich die Viskosität von TPS mit unterschiedlichen  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalten bei hohen Scherraten an.



**Abbildung 41** Viskosität in Abhängigkeit der Scherrate der verwendeten Hautmaterialien und des verwendeten Kernmaterials bei 220 °C.

Tabelle 11 zeigt die Ergebnisse des Fits (nach der Methode der kleinsten Quadrate) der Viskosität mit dem Cross-WLF-Modell. Das Bestimmtheitsmaß ist dabei größer als 99,88 %.

**Tabelle 11** Cross-WLF Fit der Viskosität der verwendeten Materialien.

Material	Fit-Parameter				R <sup>2</sup>
	D <sub>1</sub> [Pa s]	A <sub>1</sub>	τ* [Pa]	n	
TPS-08	1.12E+07	8.96568	23677.01	0.1468	99.99%
TPS-11	1.21E+06	5.42733	23813.34	0.1321	99.99%
TPS-18	6.69E+07	11.76322	7891.18	0.2445	99.88%
TPS-29	1.76E+06	8.93368	12932.55	0.2671	99.91%
PP <sub>Kern</sub>	9.08E+14	33.62602	30124.65	0.2645	99.92%

### 5.1.3 Validierung der Materialmodelle zur Spritzgießsimulation

Die im vorhergehenden Abschnitt gezeigten rheologischen Eigenschaften wurden genutzt, um die cross-WLF-Parameter zu ermitteln. Aus diesen Parametern werden die Materialmodelle zur Spritzgießsimulation erstellt. Zur Validierung dieser Materialmodelle werden stabförmige Bauteile (150 mm x 13 mm x 3 mm) an einer Spritzgießmaschine nur teilweise gefüllt, der gleiche Prozess simulativ abgebildet und verglichen (siehe Abbildung 42). Bei jeder Versuchsreihe werden dabei mindestens 3 Bauteile analysiert. Die Standardabweichung liegt stets unter 0,5 % und ist daher nicht in den Diagrammen darstellbar.

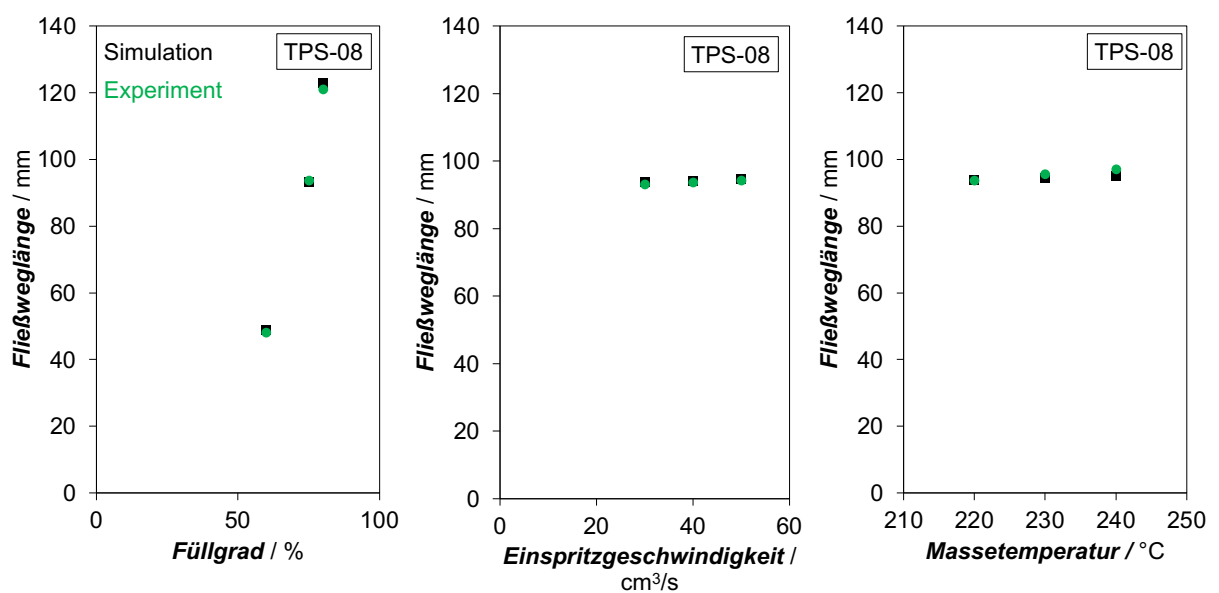


**Abbildung 42** Validierung der Materialmodelle durch Vergleich von Simulation und Spritzgießversuch. Links: Simulation (blau: gefüllt, grau: ungefüllt), rechts: Realität.

Sind die Längen in Simulation und Realität gleich, ist das Materialmodell ausreichend genau. Bei großen Abweichungen muss das Modell nachgebessert werden. In der vorliegenden Arbeit wird der Einfluss des Füllgrads, der Einspritzgeschwindigkeit und der Massetemperatur evalu-

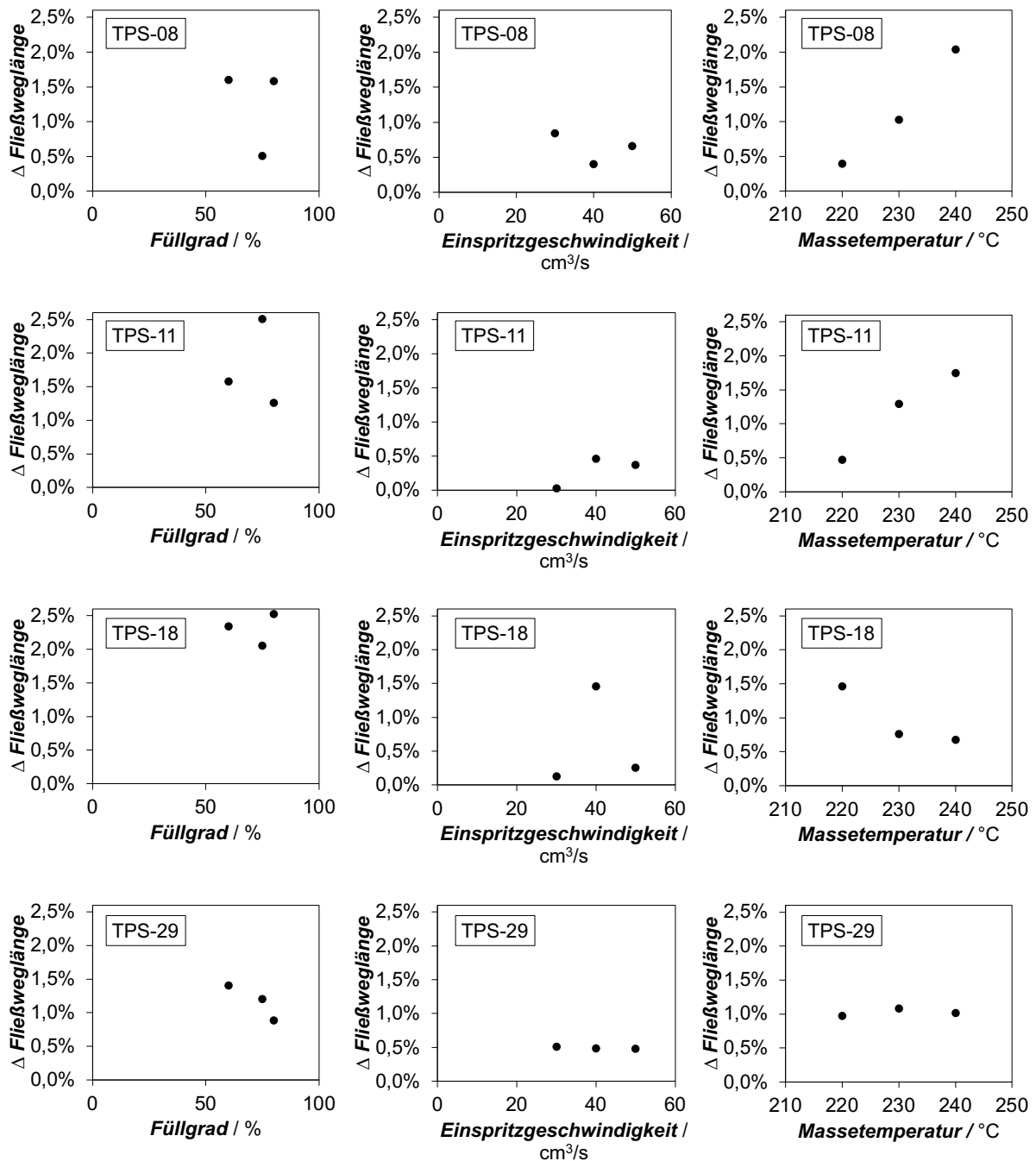
iert. Im Folgenden werden die Ergebnisse von TPS-08 ausführlich dargestellt. Für die weiteren Materialien ergeben sich ähnliche Zusammenhänge.

Abbildung 43 zeigt die absoluten Werte für die Fließweglänge der Simulation und der Spritzgießversuche. Steigender Füllgrad führt im Allgemeinen auch zu steigender Fließweglänge. Die Einspritzgeschwindigkeit und Massetemperatur haben einen geringen Einfluss auf die Fließweglänge. Der leichte Anstieg der Fließweglänge bei steigender Einspritzgeschwindigkeit ist durch die höhere Scherung und damit geringere Viskosität des Materials zu erklären. Auch mit steigender Massetemperatur nimmt die Viskosität des Materials ab und die Fließweglänge steigt.



**Abbildung 43** Vergleich der realen und simulierten Fließweglänge am Beispiel von TPS-08 in Abhängigkeit des eingestellten Füllgrads, der Einspritzgeschwindigkeit und der Massetemperatur.

Es ist zu erkennen, dass der Unterschied zwischen Simulation und Experiment sehr gering (über alle Materialien hinweg maximal 2,08 %) ist (siehe auch Abbildung 44). Somit können die entwickelten Materialmodelle für die Spritzgießsimulation verwendet werden.

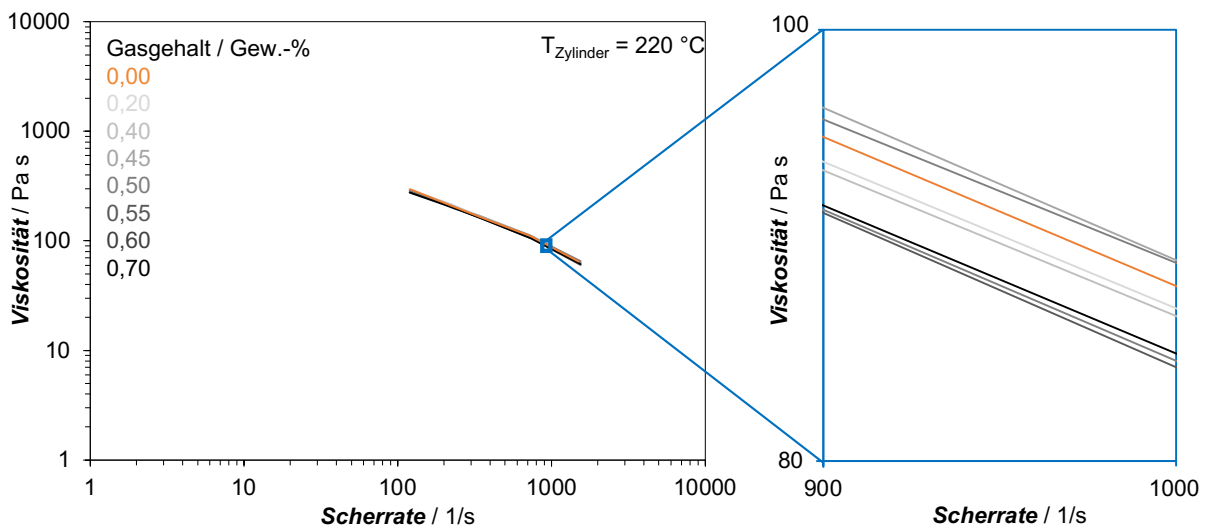


**Abbildung 44** Abweichung zwischen realer und simulierter Fließweglänge für alle verwendeten TPS in Abhängigkeit des eingestellten Füllgrads, der Einspritzgeschwindigkeit und der Massetemperatur.



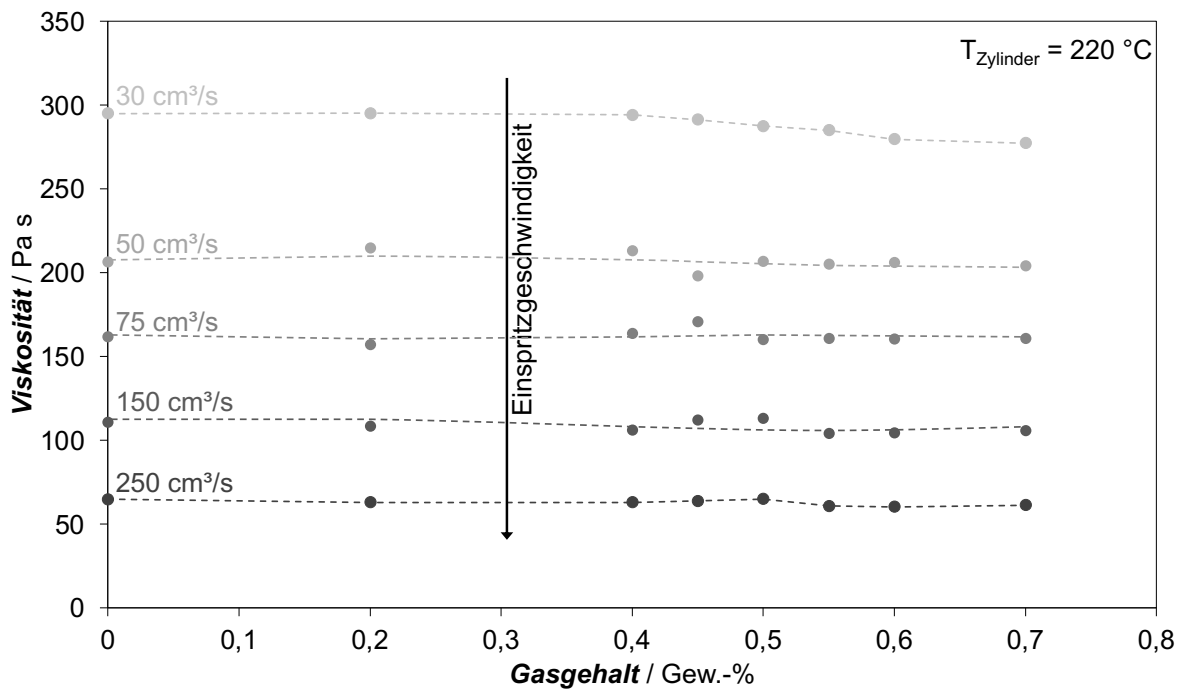
### 5.1.4 Einfluss des Treibmittelgehalts auf die Viskosität der Polypropylen-Schmelze im vorliegenden Prozess

Um den Einfluss des Treibmittels auf die Viskosität des  $PP_{\text{Kern}}$  im vorliegenden Prozess zu untersuchen, werden Messungen in einem in der Co-Injektions-Zwischenplatte integrierten In-Line-Messsystem (siehe Abschnitt 4.2.2) durchgeführt. Die dabei erzeugten Fließkurven für die treibmittelbeladene  $PP_{\text{Kern}}$ -Schmelze sind in Abbildung 45 dargestellt. Im Allgemeinen ist bei allen Gasgehalten das für einen Thermoplasten typische schwerverdünnende Verhalten zu erkennen.



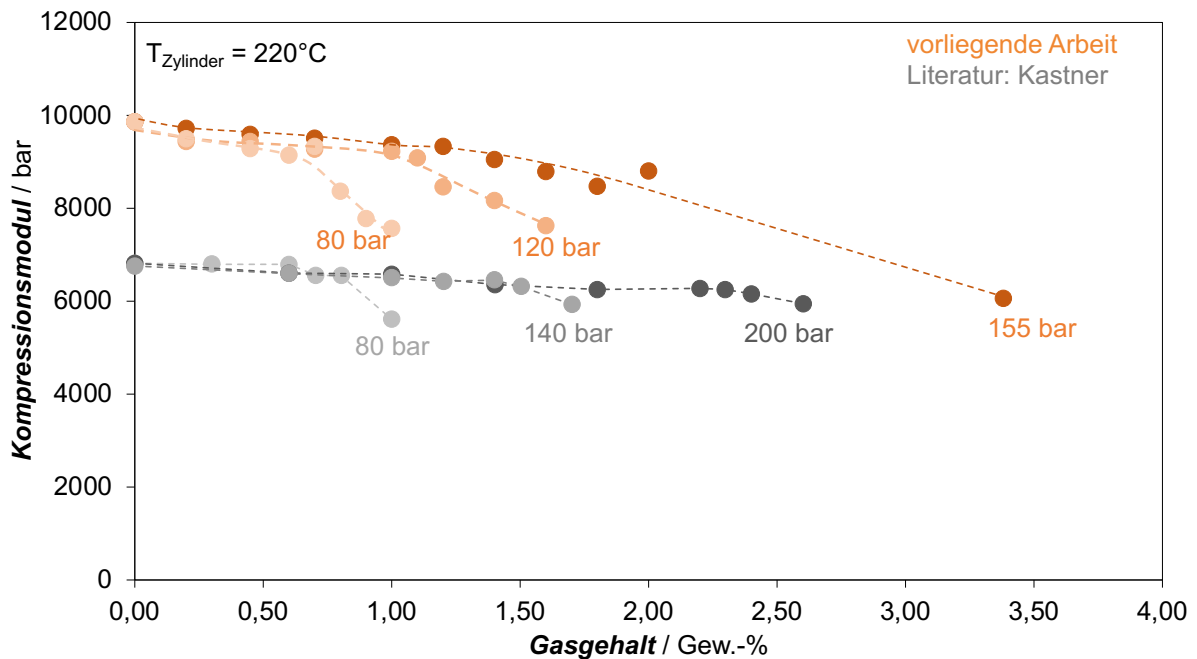
**Abbildung 45** Viskosität über Scherrate bei unterschiedlichen Gasgehalten (0,00 Gew.-% bis 0,70 Gew.-%  $N_2$ ).

Abbildung 46 zeigt zur genaueren Analyse die Viskosität über den Gasgehalt bei unterschiedlichen Einspritzgeschwindigkeiten. Die einzelnen Messpunkte bestehen dabei jeweils aus mindestens fünf Einzelmessungen; die Standardabweichung ist zu gering zur Darstellung. Lediglich bei einer geringen Einspritzgeschwindigkeit von  $30 \text{ cm}^3/\text{s}$  (also kleinen Scherraten) ist ein viskositätsmindernder Effekt ( $2,5 \pm 2 \%$ ) des Treibmittels ab einem Gehalt von 0,4 Gew.-% erkennbar. Bei höheren Scherraten ist kein deutliches Absinken der Scherviskosität aufgetreten. Es treten lediglich leichte Unstetigkeiten bei einer Gasbeladung von 0,45 Gew.-% auf.



**Abbildung 46** Viskosität über Gasgehalt bei unterschiedlichen Einspritzgeschwindigkeiten (30 bis 250 cm<sup>3</sup>/s).

Wie in Kapitel 2 erläutert, könnte dies mit der Entstehung einer sekundären Gasphase zusammenhängen [64–67]. Um dies zu verifizieren werden in Anlehnung an Kastner [68] Untersuchungen zur Gaslöslichkeit im vorliegenden Spritzgießprozess durchgeführt. Die absolute Höhe des errechneten Kompressionsmoduls hängt dabei von den eingestellten Prozessparametern (z.B. der Druckbegrenzung der Spritzgießanlage) ab. Sie ist jedoch für die Auswertung der Löslichkeitsgrenze unbedeutend. Sowohl die in der vorliegenden Arbeit als auch die von Kastner erzielten Ergebnisse der Kompressionsmodul-Messung von PP (Homopolymer) sind in Abbildung 47 dargestellt. Zunächst ist zu erkennen, dass die Messungen der vorliegenden Arbeit einen ähnlichen Verlauf wie die Messungen von Kastner ergeben. Der Kompressionsmodul bei 80 bar sinkt in beiden Fällen bei einem Gasgehalt von 0,7 Gew.-% schlagartig ab – hier ist das Löslichkeitslimit erreicht. Da für die beiden weiteren Messungen andere Staudrücke gewählt wurden, können diese nicht mit den Messungen von Kastner verglichen werden. Bei 120 bar ergibt sich im vorliegenden Prozess für PP<sub>Kern</sub> ein Löslichkeitslimit von 1,1 Gew.-% und bei 155 bar von 1,3 Gew.-%. Die Löslichkeitsgrenze steigt also mit steigendem Staudruck an.



**Abbildung 47** Kompressionsmodul über Gasgehalt bei unterschiedlichen Staudrücken (eigene Messungen und Literatur [68]).

Zusammenfassend ist festzustellen, dass bei den durchgeführten InLine-Viskositätsmessungen unter den vorgegebenen Randbedingungen das Treibmittel vollständig im Polymer gelöst war. Der Einfluss des Gasgehalts auf die Viskosität der Schmelze kann im Rahmen dieser Arbeit nicht vollständig geklärt werden.

### 5.1.5 Zusammenfassung

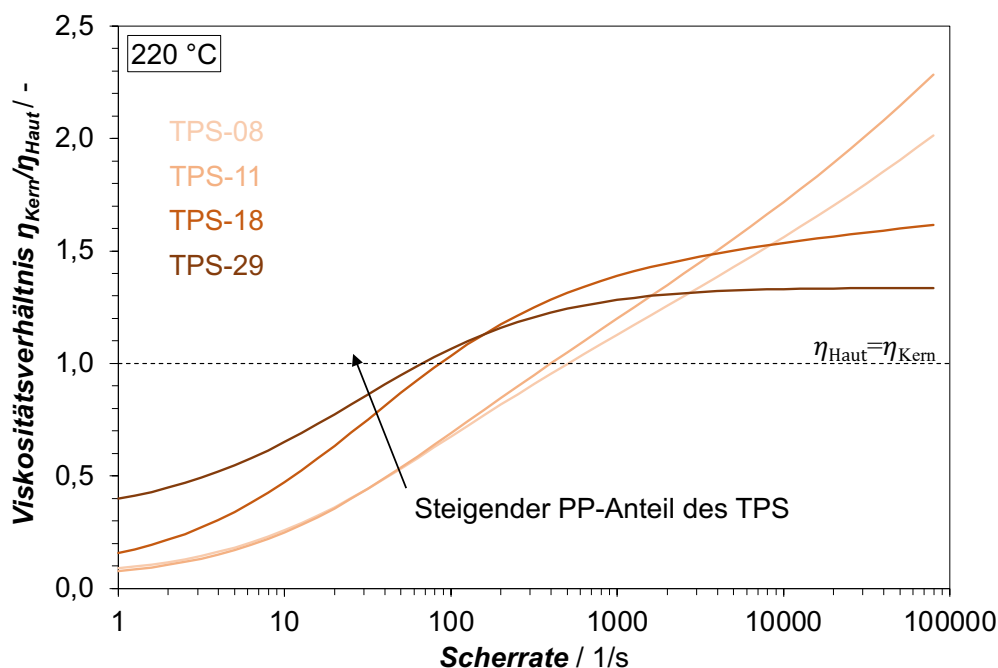
Im vorliegenden Kapitel wurden die thermischen Eigenschaften, sowie die Fließeigenschaften der Haut- und Kernmaterialien als Eingangsparameter für die Spritzgießsimulation analysiert. Die Validierung der darauf basierenden Materialmodelle konnte deren Eignung zur Simulation zeigen. Die Fließeigenschaften werden (neben der Simulation) desweiteren zur Analyse des scherratenabhängigen Viskositätsverhältnisses (siehe Abschnitt 5.2.1, Seite 70) genutzt. Die Analyse des Einflusses des Treibmittelgehalts auf die Viskosität der PP-Schmelze kann in der vorliegenden Arbeit nicht vollständig geklärt werden.

## 5.2 Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden

Den Ausführungen in Kapitel 3 folgend wird zunächst der Einfluss der scherratenabhängigen Viskosität der weichelastischen Hautkomponente auf die Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile beschrieben. Anschließend werden Wirkzusammenhänge für die Haut-Kern-Verteilung der co-injizierten Bauteile zwischen dem komplexen Materialsystem aus  $PP_{\text{Kern}}$  und den unterschiedlichen TPS als Hautkomponenten im für das Spritzgießen relevanten Scherratenbereich aufgestellt. Die Ergebnisse wurden zu wesentlichen Teilen in einer von der Verfasserin konzipierten und betreuten Masterarbeit von Herrn Jian Yang erarbeitet und von diesem Studierenden auch bereits publiziert [108] (vgl. Anmerkung auf Seite 130).

### 5.2.1 Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit des Polypropylen-Anteils der Hautkomponente

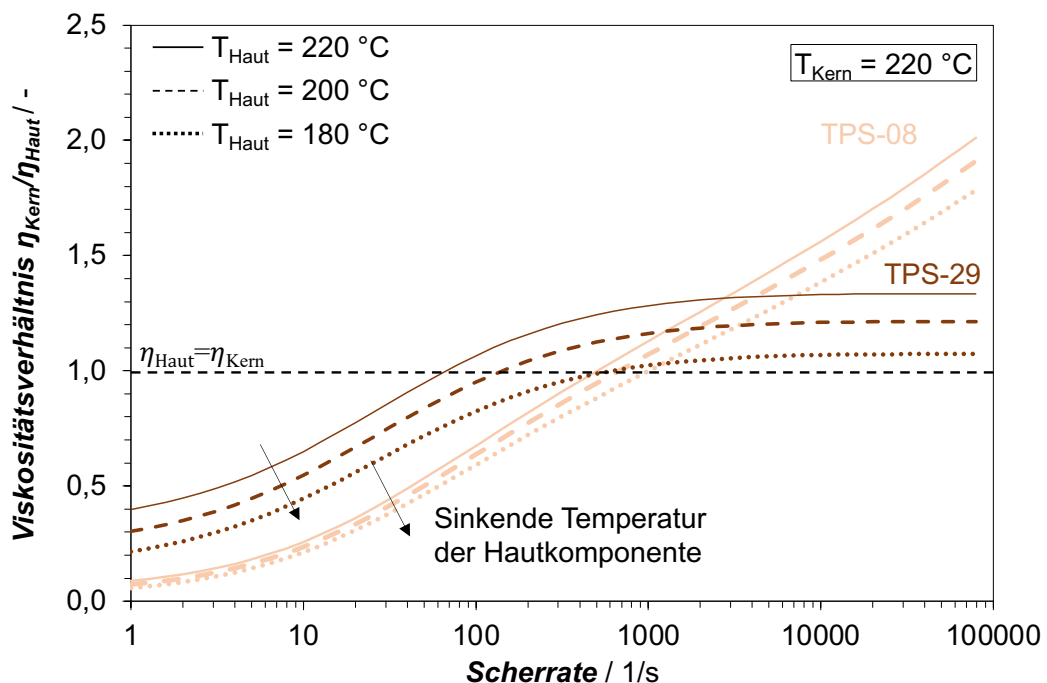
Abbildung 48 zeigt das resultierende Viskositätsverhältnis der betrachteten Materialkombinationen  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  als Funktion der Scherrate bei 220 °C.



**Abbildung 48** Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit der Scherrate der verwendeten Hautmaterialien und des verwendeten Kernmaterials bei 220 °C (cross-WLF fit).

Es ist zu erkennen, dass TPE-18 und TPE-29 eine geringe Scherratensensitivität für Scherraten über 100 1/s aufweisen. Außerdem ist das Viskositätsverhältnis bei Scherraten von über 67 1/s (TPS-29) bzw. 86 1/s (TPS-18) größer als 1. Im Gegensatz dazu zeigen TPS-08 und TPS-11 eine hohe Scherratensensitivität des Viskositätsverhältnisses, und das Viskositätsverhältnis 1 wird bei 399 1/s (TPS-11) bzw. 505 1/s (TPS-08) erreicht. Bei den Hautmaterialien TPS-08 und TPS-11 ist das Viskositätsverhältnis volatil.

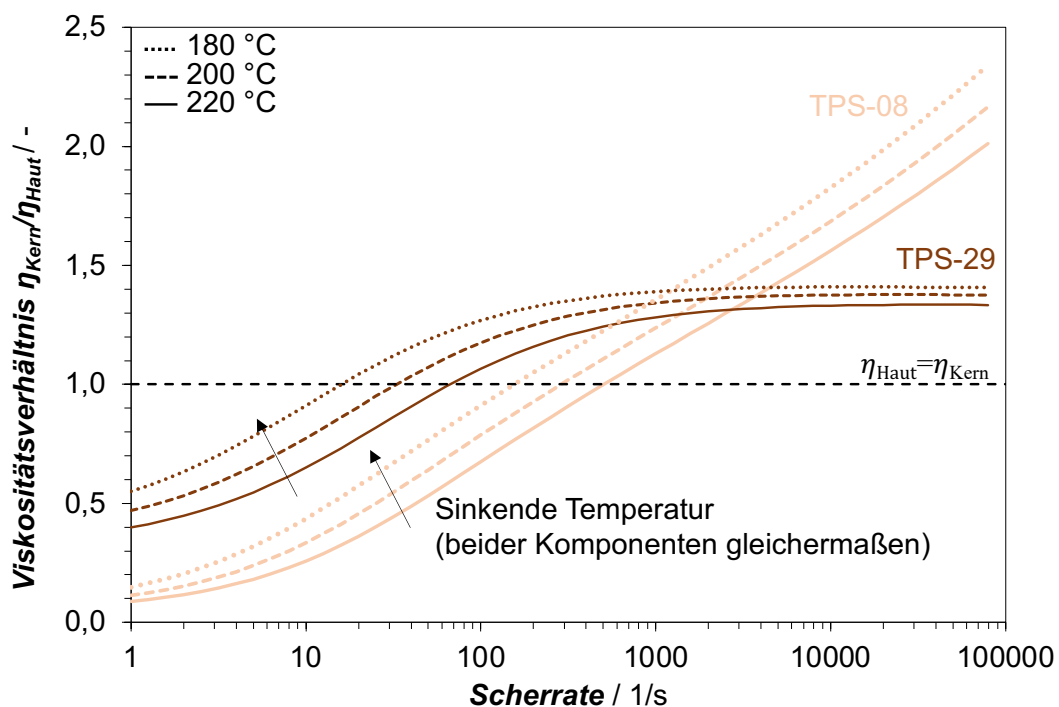
Die tatsächliche Temperatur der beiden Schmelzen bei Ausbildung der Haut-Kern-Verteilung weicht aufgrund unterschiedlicher Phänomene von der eingestellten Zylindertemperatur von 220 °C ab. Wird beispielsweise die Abkühlung der Hautkomponente berücksichtigt (wobei die Temperatur der Kernkomponente weiterhin bei 220 °C angenommen wird), ergeben sich die in Abbildung 49 dargestellten Abhängigkeiten des Viskositätsverhältnisses von der Scherrate. Aufgrund der Übersichtlichkeit werden hier lediglich die beiden Hautkomponenten TPS-08 und TPS-29 gezeigt.



**Abbildung 49** Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit der Scherrate der verwendeten Hautmaterialien bei 180, 200 und 220 °C und des verwendeten Kernmaterials bei 220 °C (cross-WLF fit).

Bei sinkender Temperatur der Hautkomponente sinkt im Allgemeinen das Viskositätsverhältnis  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  über den kompletten Scherratenbereich bei beiden Materialien. Dies kann durch die steigende Viskosität der Hautkomponente bei sinkender Schmelztemperatur erklärt werden, während die Temperatur der Kernkomponente und damit auch deren Viskosität gleich bleibt. Bei TPS-29 ist die Temperatursensitivität stärker ausgeprägt als bei TPS-08, was auf den höheren  $\text{PP}_{\text{Haut}}$ -Anteil zurückzuführen ist. Bei TPS-08 hingegen steigt die Temperatursensitivität mit steigender Scherrate. Das Viskositätsverhältnis 1 wird bei sinkender Temperatur der Hautkomponente später erreicht. Die Scherratensensitivität des Viskositätsverhältnisses wird kaum beeinflusst.

Wird die Abkühlung beider Komponenten (gleichermaßen) im Werkzeug betrachtet (siehe Abbildung 50), ist das Viskositätsverhältnis höher als im idealisierten Fall in Abbildung 48 dargestellt. Die Scherrate bei der das Viskositätsverhältnis 1 erreicht wird, ist geringer.



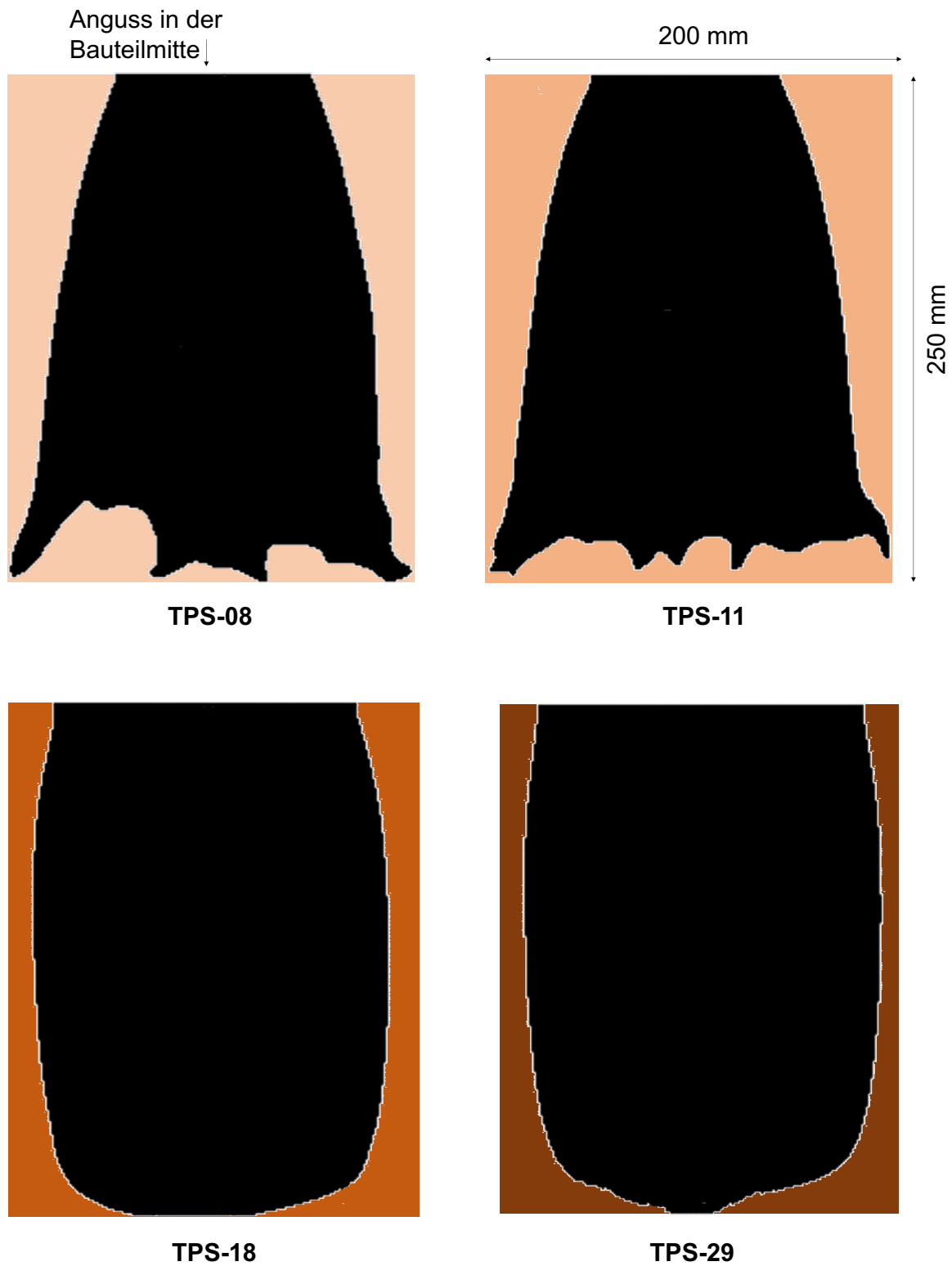
**Abbildung 50** Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit der Scherrate der verwendeten Hautmaterialien und des verwendeten Kernmaterials bei 180, 200 und 220 °C (cross-WLF fit).

Das Viskositätsverhältnis bei einer Scherrate von Null liegt bei allen Kombinationen unter 0,5, entgegen der Empfehlung von Young et al. [10] (etwas höher als 1). Bei der vorliegenden

Materialkombination kann kein Rückschluss vom Viskositätsverhältnis bei Null-Scherrate auf das tatsächliche Verhalten bei relevanten Scherraten gezogen werden. Was die Empfehlung einer optimalen Null-Scherrate bei komplexen, wie den hier vorliegenden Materialsystem, obsolet macht.

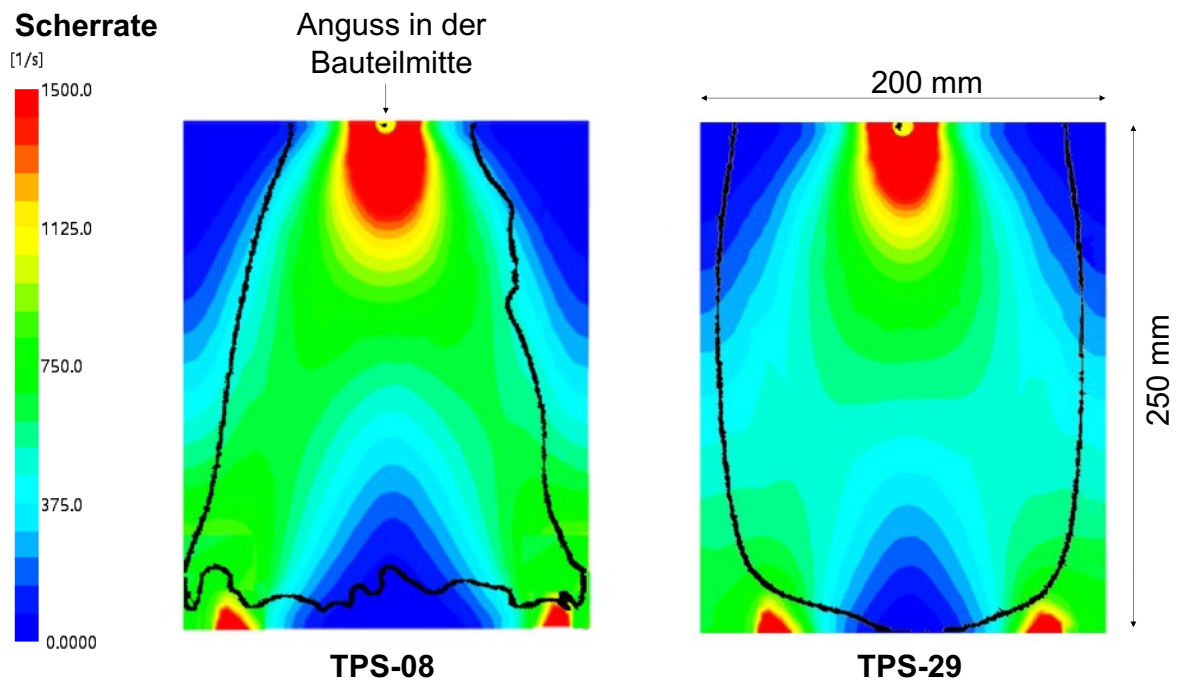
### 5.2.2 Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile in Abhängigkeit des Polypropylen-Anteils der Hautkomponente

Abbildung 51 auf Seite 74 zeigt die projizierte Kernfläche der (halben) Bauteile, die mit der Hautkomponente TPS mit unterschiedlichem  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteil hergestellt wurden. Eine glatte Kernfließfront (ideale Kernmaterialverteilung) wird mit TPS-18 und TPS-29 erreicht. Wie aus den Simulationsdaten in Abbildung 52 (Seite 75) hervorgeht, variieren die mittleren Scherraten zwischen 100 und 650 1/s. In Erweiterung zur Literatur [10,33,54] wird hier der tatsächliche Scherratenbereich untersucht und nicht nur ausgewählte Scherraten. Unter Bezugnahme auf die gemessenen Viskositätsdaten kann davon ausgegangen werden, dass das Viskositätsverhältnis  $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$  für TPS-18 und TPS-29 durchgehend größer als 1 ist (in Übereinstimmung mit der Literatur [54,109–111]). Ergänzend zu den Feststellungen in der verfügbaren Literatur [10,33,54,109–111] wird die Sensitivität des Viskositätsverhältnisses als wichtiger Einflussfaktor angesehen. Da das Viskositätsverhältnis für die beiden Hautkomponenten TPS-18 und TPS-29 nicht scherratenabhängig ist, kann damit die gewünschte homogene Verteilung des Kernmaterials erreicht werden. Außerdem wurde eine hohe Reproduzierbarkeit nachgewiesen: Mehr als 10 Platten wurden untersucht, und zufällige Abweichungen in der Verteilung des Kernmaterials wurden nur bei TPS-08 und TPS-11 festgestellt. Somit können TPS-18 und TPS-29 die Anforderungen der Produktion von Serienteilen unter den gegebenen Bedingungen erfüllen. Bei TPS-08 und TPS-11 zeigt sich eine verzerrte Fließfront (Fingerfluss), die laut Literatur [54,109–111] durch ein Viskositätsverhältnis von weniger als 1 verursacht werden sollte. Das Viskositätsverhältnis liegt bei den hier vorliegenden mittleren Scherraten (nach Abbildung 52) zwischen 0,7 und 1,1 (siehe Abbildung 48). Bei Verwendung dieser beiden Materialien als Hautkomponente führen bereits kleinste Schwankungen der Scherrate (beispielsweise verursacht durch Änderungen der Wandstärke) zu großen Schwankungen des Viskositätsverhältnisses (siehe Abbildung 48) und damit zu instabilem Fließverhalten.



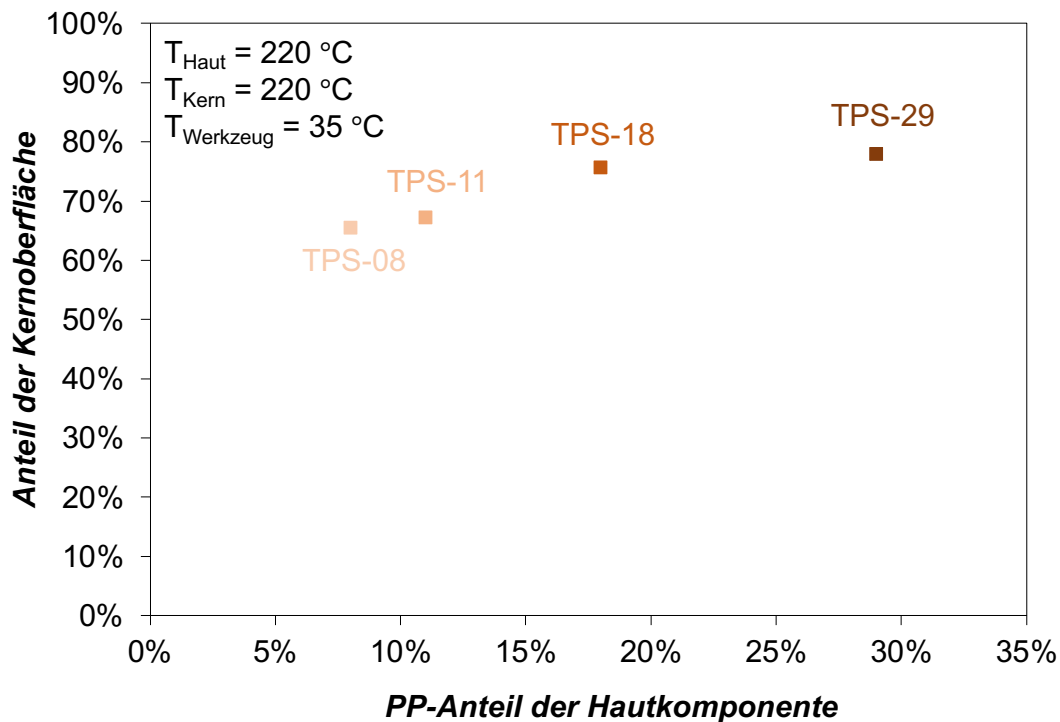
**Abbildung 51** Haut-Kern-Verteilung der experimentell hergestellten Bauteile aus dem Co-Injektionsverfahren mit unterschiedlichen Hautkomponenten (Schmelztemperatur der Haut- und Kernkomponente: 220 °C, Werkzeugtemperatur: 35 °C).





**Abbildung 52** Simulierte mittlere Scherraten während des Co-Injektionsprozesses zum Ende des Einspritzvorgangs (Schmelzetemperatur der Haut- und Kernkomponente: 220 °C, Werkzeugtemperatur: 35 °C; Bauteildicke: 3 mm).

Durch quantitative Analyse der in Abbildung 51 (Seite 74) gezeigten Grafiken wird der prozentuale Anteil der Kernoberfläche berechnet und als Funktion des  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalts des Hautmaterials TPS in Abbildung 53 aufgetragen. Wie bereits erwähnt, basiert die Berechnung auf der projizierten Fläche, d.h. sie stellt den Anteil der Kernkomponente bei maximaler lateraler Ausdehnung in der Gesamtbauteilfläche dar. Die Messungen wurden für mindestens drei Vergleichsmuster durchgeführt. Die Fehlerbalken sind in der vorliegenden Abbildung nicht darstellbar (kleiner als die Datenpunkte). Der prozentuale Anteil der Kernoberfläche nimmt zunächst steil zu und nähert sich mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt 80 % an. Abbildung 51 zeigt, dass die seitliche Ausdehnung der Kernkomponente in der Nähe des Anschnitts bei Verwendung von TPS-08 und TPS-11 örtlich abnimmt, was zu einem geringen prozentualen Anteil der Kernoberfläche von 65,4 % bzw. 67,1 % führt. Die Gesamtverteilung des Kernmaterials ist bei TPS-08 und TPS-11 aufgrund des volatilen Viskositätsverhältnisses nicht ideal. Der Anteil der Kernoberfläche von TPS-18 und TPS-29 liegt bei 75,6 % bzw. 77,9 %. Diese Werte können nicht mit dem aktuellen Stand der Technik verglichen werden, da es keine dokumentierten Untersuchungen zur Co-Injektion von TPS mit  $PP_{\text{Kern}}$  gibt.



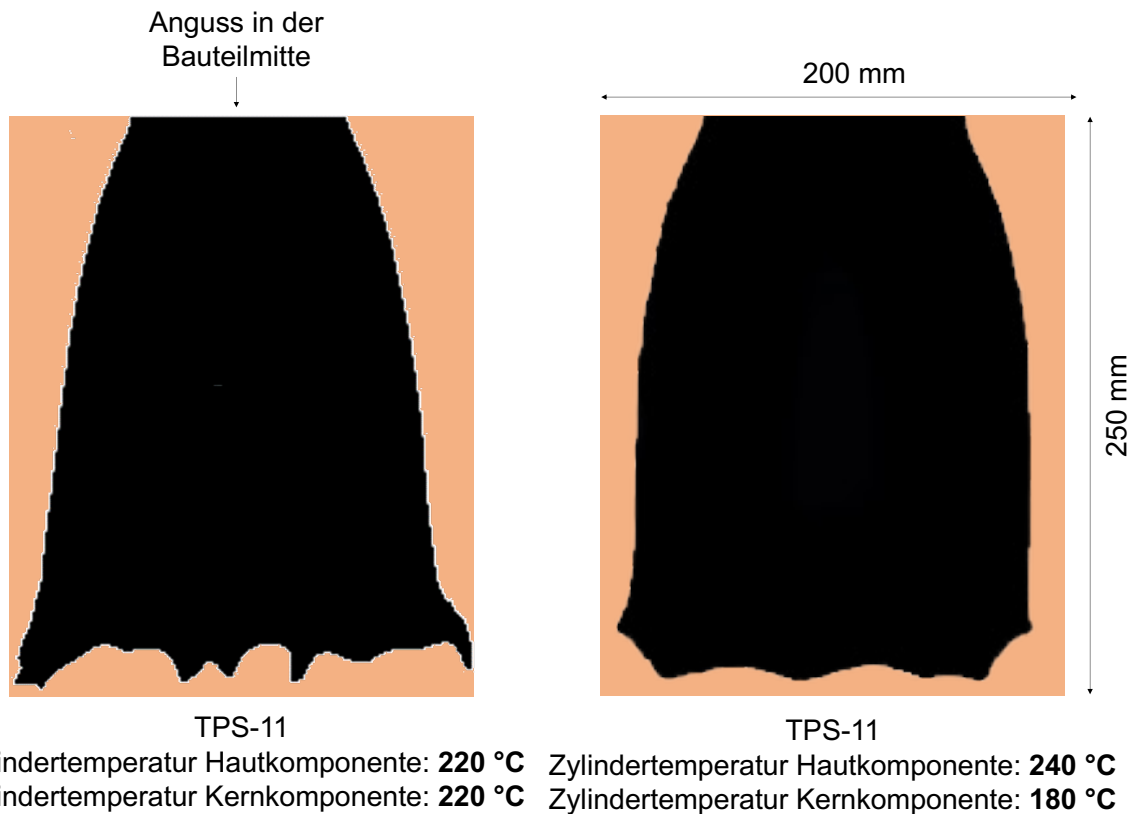
**Abbildung 53** Anteil der Kernoberfläche co-injizierter Bauteile in Abhängigkeit des  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteils der Hautkomponente.

### 5.2.3 Optimierung der Haut-Kern-Verteilung durch Prozessanpassung

Um die Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile zu optimieren, muss das Viskositätsverhältnis der Komponenten angepasst werden. Ein möglicher Weg ist die Änderung der Zylindertemperaturen.

Abbildung 54 zeigt die Haut-Kern-Verteilung zweier Bauteile, die mit unterschiedlichen Zylindertemperaturkombinationen hergestellt wurden. Auf der linken Seite ist das Bauteil dargestellt, das mit den bisher verwendeten Zylindertemperaturen (220 °C sowohl für Haut- und Kernkomponente) hergestellt wurde. Dieses weist, wie bereits erwähnt, deutlichen Fingerfluss auf. Auf der rechten Seite ist das Bauteil dargestellt, das mit einer optimierten Zylindertemperaturkombination hergestellt wurde. Die Viskosität der Kernkomponente wird, im Vergleich zum vorherigen Prozess, durch Reduktion der Zylindertemperatur auf 180 °C, erhöht, während die Viskosität der Hautkomponente, durch Erhöhung der Zylindertemperatur auf 240 °C, reduziert wird. Die minimale Zylindertemperatur der Kernkomponente und die maximale Zylindertemperatur der Hautkomponente (jeweils laut Datenblatt) werden somit ausgereizt.

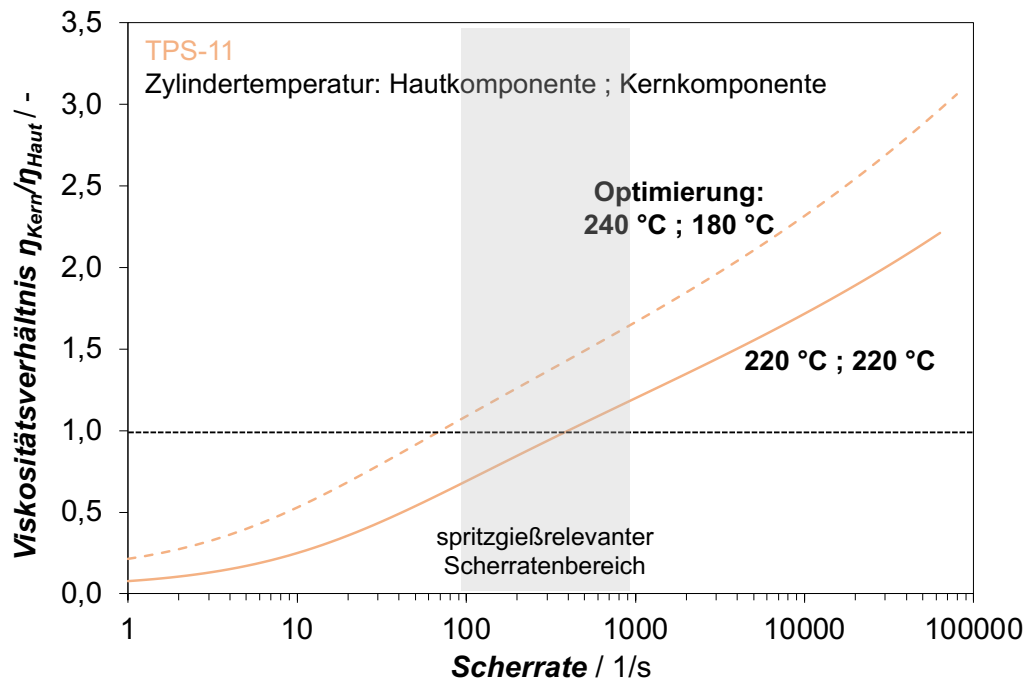
Das optimierte Bauteil zeigt deutlich reduzierten Fingerfluss. Allerdings ist die Fließfront der Kernkomponente noch immer kein idealer Quellfluss, sondern zeigt Ausbuchtungen und Einkerbungen.



**Abbildung 54** Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile bei zwei unterschiedlichen Zylindertemperaturkombinationen.

Die Unregelmäßigkeiten in der Fließfront sind durch die zu starke Scherratensensitivität des Viskositätsverhältnisses zu erklären (siehe Abbildung 55), die trotz der Optimierung der Temperaturen unverändert vorhanden ist. Bei Scherraten über 100 1/s ist das Viskositätsverhältnis über 1, was die teilweise Verringerung des Fingerflusses erklärt.

Im Gegensatz dazu ist im nicht optimierten Fall (beide Komponenten werden bei einer Zylindertemperatur von 220 °C eingespritzt) der Übergang zwischen einem Viskositätsverhältnis unter 1 auf ein Viskositätsverhältnis über 1 genau im spritzgießrelevanten Scherratenbereich.



**Abbildung 55** Viskositätsverhältnis in Abhängigkeit der Scherrate bei zwei unterschiedlichen Zylindertemperaturkombinationen.

#### 5.2.4 Zusammenfassung

Die Auswirkungen unterschiedlicher  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalte in TPS-Blends auf deren rheologische Eigenschaften wurde untersucht und phänomenologisch beschrieben. Es wurden Co-Injektionsversuche mit TPS-Compounds mit verschiedenem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt als Hautmaterial und  $PP_{\text{Kern}}$  als Kernmaterial durchgeführt. Der Einfluss des Viskositätsverhältnisses auf die Fließfront des Kerns wurde anhand der rheologischen Eigenschaften von TPS untersucht. Es werden die folgenden Schlussfolgerungen gezogen: Die Viskosität von TPS nimmt mit der Erhöhung des  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalts ab. Bei der betrachteten Materialkombination führt ein steigender  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt zu einer abnehmenden Scherratenempfindlichkeit des Viskositätsverhältnisses ( $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$ ), was zu einer homogeneren Kernfließfront und einem zunehmenden Anteil der Kernoberfläche führt (unter denselben Verarbeitungsbedingungen). Im Gegensatz dazu kommt es bei niedrigem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt in der Haut-Komponente (TPS-08 und TPS-11) zu einer unregelmäßigen Fließfront der Kernkomponente (Fingerfluss). Es wird gezeigt, dass die Berücksichtigung des tatsächlichen Viskositätsverhältnisses im relevanten Scherratenbereich für die Herstellung von co-injizierten Bauteilen unabdingbar ist.

### 5.3 Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einlegern

Zentraler Bestandteil bei der Aufklärung und Steuerung der Morphologie co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern ist das Verständnis der Stabilisierung der Schaumzellen der Kernkomponente. Im vorliegenden Abschnitt wird durch Einsatz von Spritzgießsimulation eine phänomenologische Beschreibung für die Temperaturverteilung und damit zur Vorhersage der Zeit bis zur Stabilisierung der Schaumzellen entwickelt.

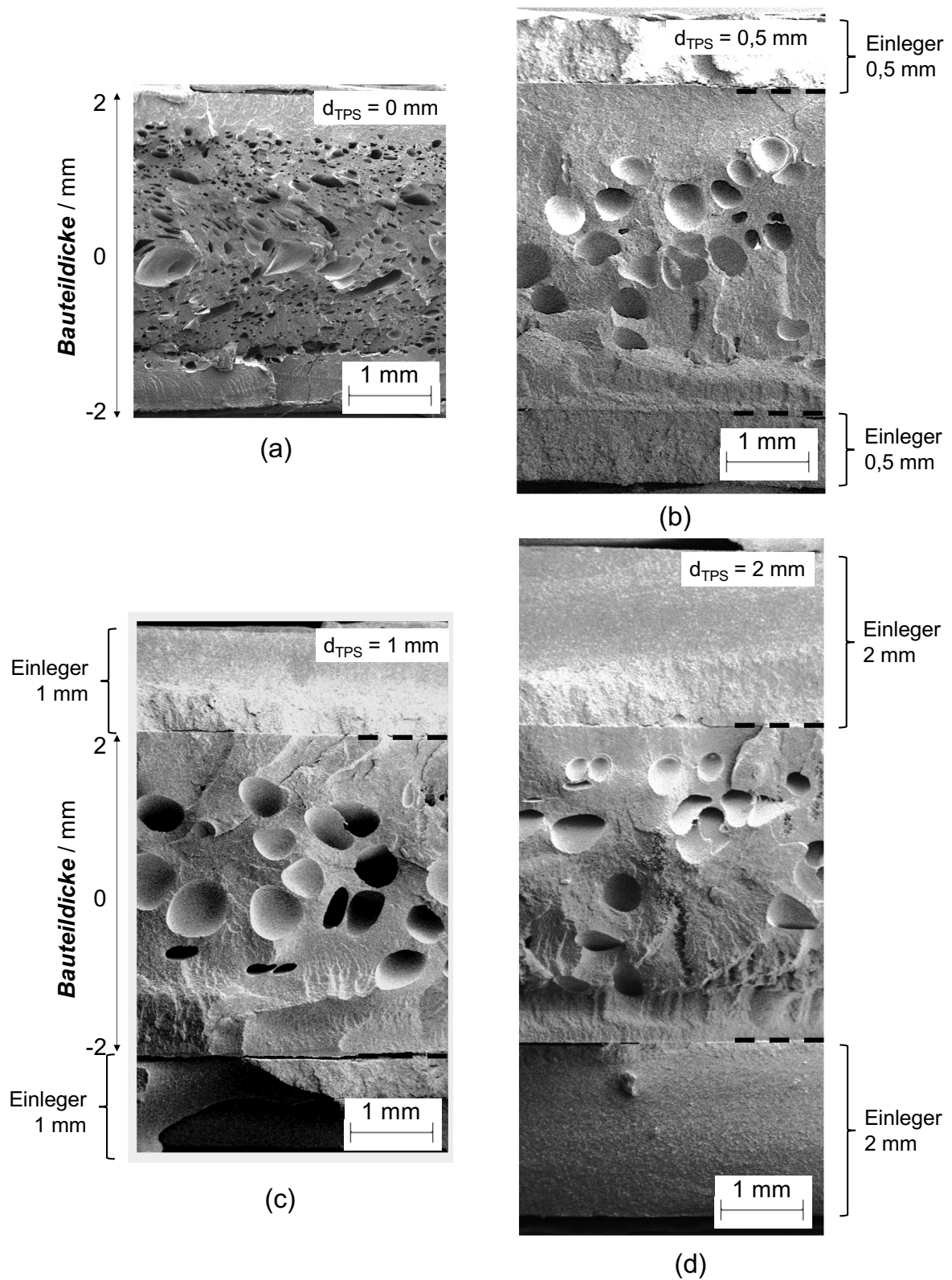
Die Ergebnisse dieses Kapitels wurde durch die Verfasserin zum Teil auf der internationalen Tagung der Polymer Processing Society im Jahr 2018 in Taipeh (Taiwan) [112] veröffentlicht.

#### 5.3.1 Schaummorphologie in Abhängigkeit der Einlegerdicke

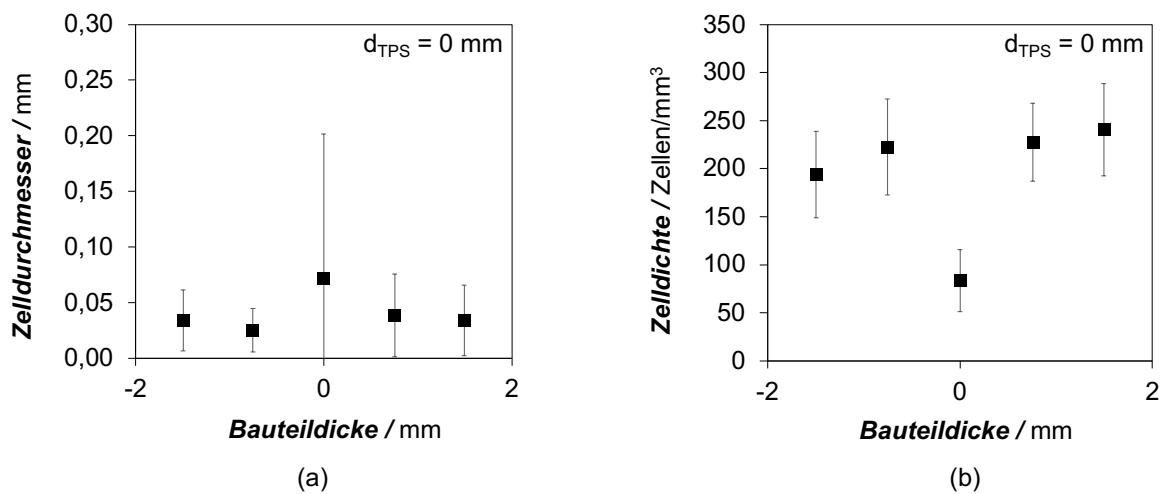
Ein erster Schritt zur Entwicklung des Vorhersagemodells stellt die Analyse der Schaummorphologie in Abhängigkeit der Haut/Kern-Verteilung dar. Hierbei ist das Verhältnis der Wärmebarriere (kompakte Hautschicht) zur schäumenden Kernkomponente ausschlaggebend. Daher wird, wie aus Abbildung 56 (Seite 80) ersichtlich, die Hautschichtdicke (imitiert durch Einleger variabler Dicke) sukzessive erhöht, um deren Einfluss auf die Morphologiebildung zu analysieren.

Um das zu schäumende Volumen konstant zu halten, bleibt die Dicke der Kavität zum Schäumen (zwischen den Einlegern) gleich. Die Dichte der Kernkomponente liegt konstant bei  $0,62 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$  (siehe Abschnitt 4.3.2.3). Abbildung 56a zeigt den 4 mm dicken  $\text{PP}_{\text{Kern}}$ -Schaum ohne Einleger, während die Einlegerdicken 0,5 bis 2 mm in Abbildung 56b-d dargestellt sind.

Während die Probe ohne Einleger (Abbildung 56a) kleine Schaumzellen nahe der ausgeprägten kompakten Randschicht zeigt, steigt die Zellgröße in Richtung des Bauteilzentrums (Abbildung 57a, Seite 81) an. Die Zelldichte wiederum verhält sich hierzu umgekehrt: Im Zentrum ist sie am geringsten (Abbildung 57b, Seite 81). Diese ausgeprägte Sandwich-Struktur ist typisch für das Thermoplastschaumspritzgießen [1,5,76,113–115].



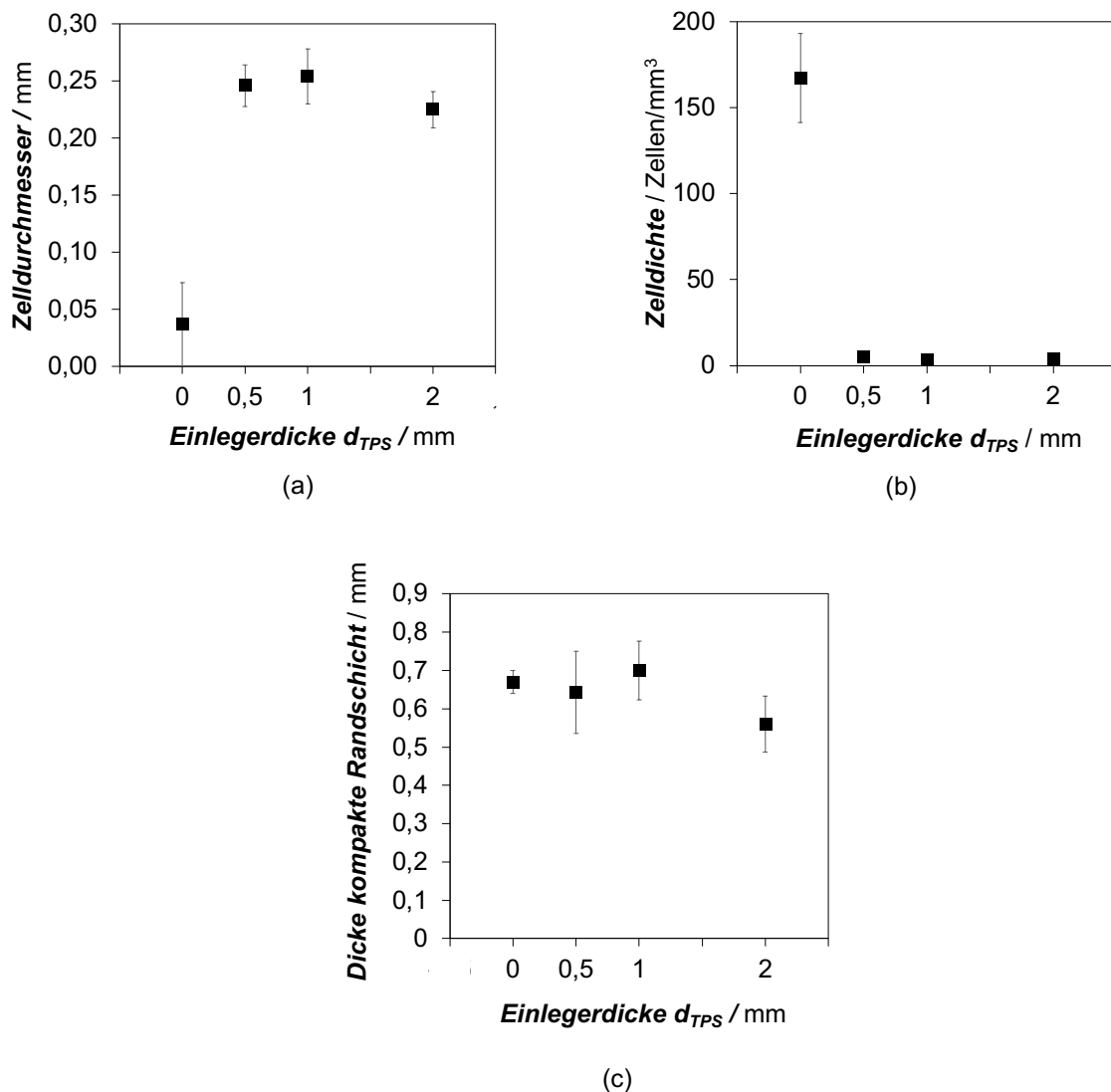
**Abbildung 56** REM-Aufnahmen des 4 mm dicken geschäumten PP<sub>Kern</sub>; Einlegerdicke: (a) 0 mm, (b) 0,5 mm, (c) 1 mm, (d) 2 mm.



**Abbildung 57** (a) Zellgrößenverteilung und (b) Zelldichte über die Bauteildicke des geschäumten PP<sub>Kern</sub>-Bauteils ohne Einleger.

Im Gegensatz zur typischen Sandwich-Struktur der Proben ohne Einleger, zeigen die Proben mit Einleger (Abbildung 56b-d) größere und gleichmäßigere Zellgrößen mit geringerer Standardabweichung (Abbildung 58a) und geringerer Zelldichte (Abbildung 58b). Abbildung 58c zeigt, dass im Rahmen der Standardabweichung kein signifikanter Einfluss der Einlegerdicke auf die kompakte Randschichtdicke erkennbar ist.

Da bisher keine Veröffentlichungen zu Hinterschäumen von Einlegern verfügbar sind, die sich mit der Morphologie im Bauteil in Abhängigkeit der Einlegerdicke beschäftigen, können die erzielten Ergebnisse nicht mit anderen verglichen werden. (In [98] wird lediglich die Oberflächengüte des Schaums nach dem Entfernen des Einlegers betrachtet.)



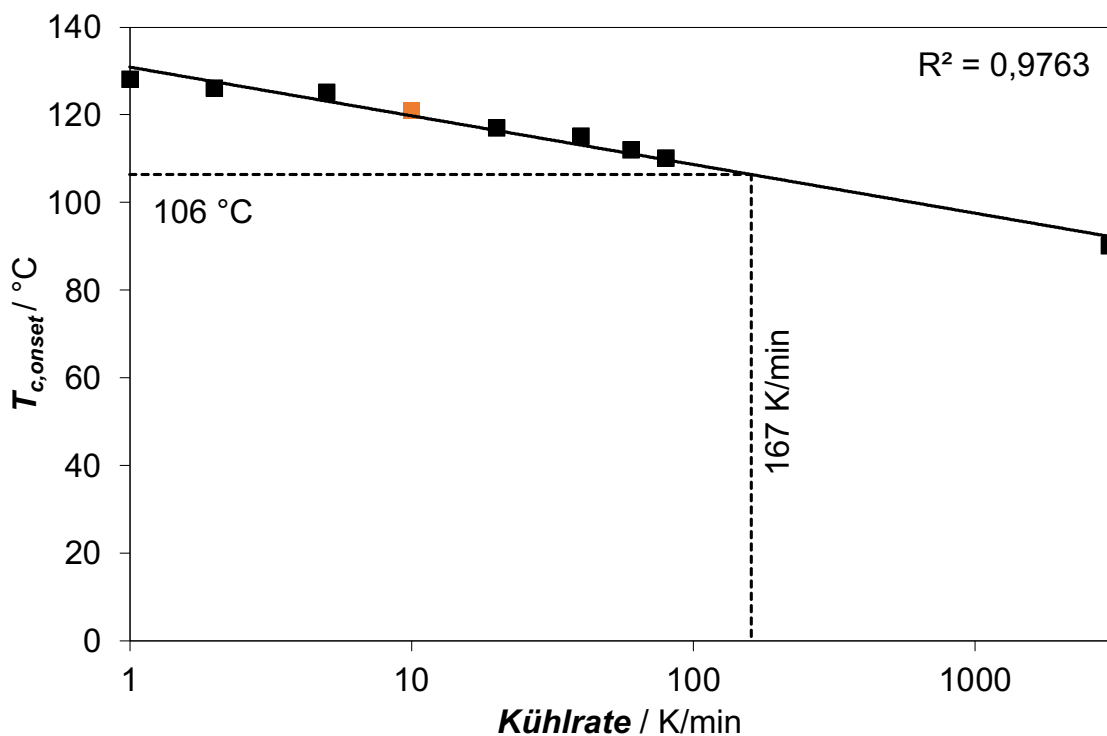
**Abbildung 58** (a) Durchschnittlicher Zelldurchmesser, (b) Zelldichte und (c) Dicke der kompakten Randschicht in Abhängigkeit der Einlegerdicke.

Die Stabilisierung der Schaumzellen hängt im Allgemeinen stark vom Kristallisationsverhalten des Materials ab [59]. Daher wird im Folgenden die Temperaturverteilung während des Schäumvorgangs und damit das Kristallisationsverhalten des Schaumes diskutiert. Besonderes Augenmerk gilt dabei auch der Kühlrate, durch die die Onset-Temperatur der Kristallisation bestimmt ist.



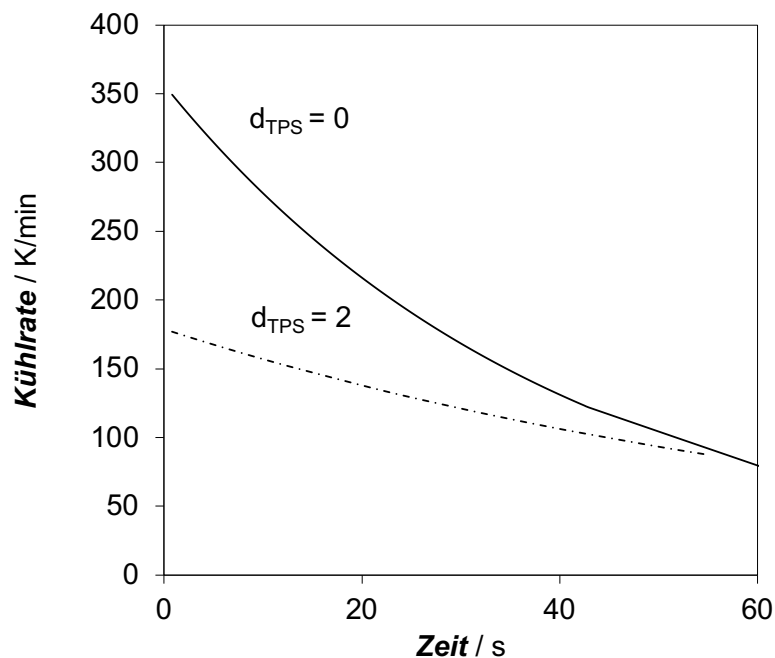
### 5.3.2 Spritzgießsimulation: Temperaturverteilung während des Schäumvorgangs in Abhängigkeit der Einlegerdicke

In dieser Arbeit werden DSC-Messungen bei einer Kühlrate von 10 K/min durchgeführt (siehe Abschnitt 4.2.1), woraus eine Onset-Temperatur der Kristallisation von 120 °C resultiert (siehe Abbildung 59). Im Allgemeinen hängt die Stabilisierung der Schaumzellen bei teilkristallinen Materialien stark vom Kristallisationsverhalten des Ausgangsmaterials ab [59]. Die Onset-Temperatur der Kristallisation hängt wiederum von der Kühlrate ab. Während die durchgeführte DSC-Messung des verwendeten PP<sub>Kern</sub> eine Kristallisations-Onset-Temperatur ( $T_{c,onset}$ ) von 120 °C bei einer Kühlrate von 10 K/min aufweist, zeigten Gradys et al. [116], dass die Kristallisations-Onset-Temperatur mit steigender Kühlrate sinkt (siehe Abbildung 59). In der vorliegenden Arbeit werden die Literaturwerte herangezogen, da vor allem die Messung bei Kühlraten über 50 K/min experimentell schwer zugänglich sind.



**Abbildung 59** Onset-Temperatur der Kristallisation (nach eigener Messung bei einer Kühlrate von 10 K/min, oranger Datenpunkt, und nach [116]).

Die höchsten bei der Simulation auftretenden Kühlraten von ca. 3200 K/min liegen direkt an der Grenzfläche zu den Einlegern zu Beginn der Injektion ( $t \rightarrow 0$ ) vor. Während des Abkühlvorgangs sinkt die Kühlrate aufgrund des geringeren thermischen Gradienten zwischen heißer Schmelze und kalter Werkzeugwand. Bereits 30 s nach dem Beginn des Einspritzvorgangs zeigt die Simulation eine maximale Kühlrate (im Zentrum des  $PP_{\text{Kern}}$ -Schaums) von 167 K/min ohne Einleger und 120 K/min bei einer Einlegerdicke von 2 mm (siehe Abbildung 60). Nach Abbildung 59 liegt die Kristallisations-Onset-Temperatur bei einer Kühlrate von 167 K/min bei 106 °C.



**Abbildung 60** Simulierte Kühlrate im Zentrum des  $PP_{\text{Kern}}$ -Schaums in Abhängigkeit der Zeit bei 0 mm und 2 mm Einlegerdicke.

Die in Abbildung 61 dargestellten Simulationsergebnisse zeigen die Temperaturverteilung im Inneren des Werkzeugs bei  $t = 6,4$  s (Einspritzvorgang abgeschlossen) und  $t = 30$  s. Diese ändert sich bei Einbringung von Einlegern aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit der Einleger ( $0,2 \text{ W/mK}$ <sup>8</sup>) im Gegensatz zum umgebenden Werkzeugstahl (ca.  $35 \text{ W/mK}$ ).

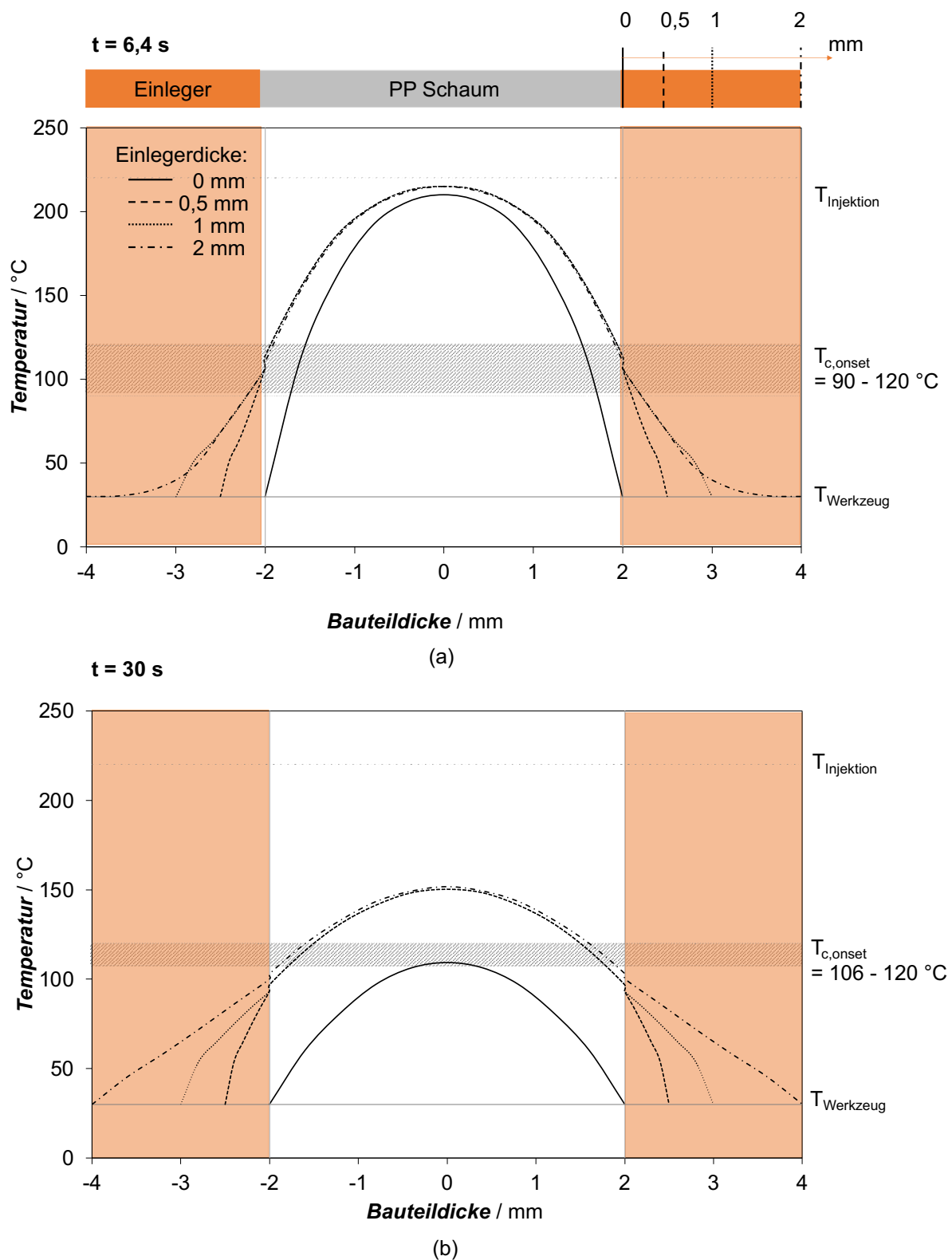
<sup>8</sup> Messung der Wärmeleitfähigkeit durch den Materialhersteller

Im Gegensatz zur Vorhersage der Grenzflächentemperatur zwischen Polymer und Einleger von Lee und Turng [98] (mittels ANSYS 11.0) bei Einbringung von PTFE-Einlegern mit Dicken im  $\mu\text{m}$ -Bereich steigt die Grenzflächentemperatur nicht linear mit der Einlegerdicke. Sie steigt zunächst sprunghaft bei Einbringung eines Einlegers aber bei Variation der Einlegerdicke nur marginal (siehe Abbildung 61).

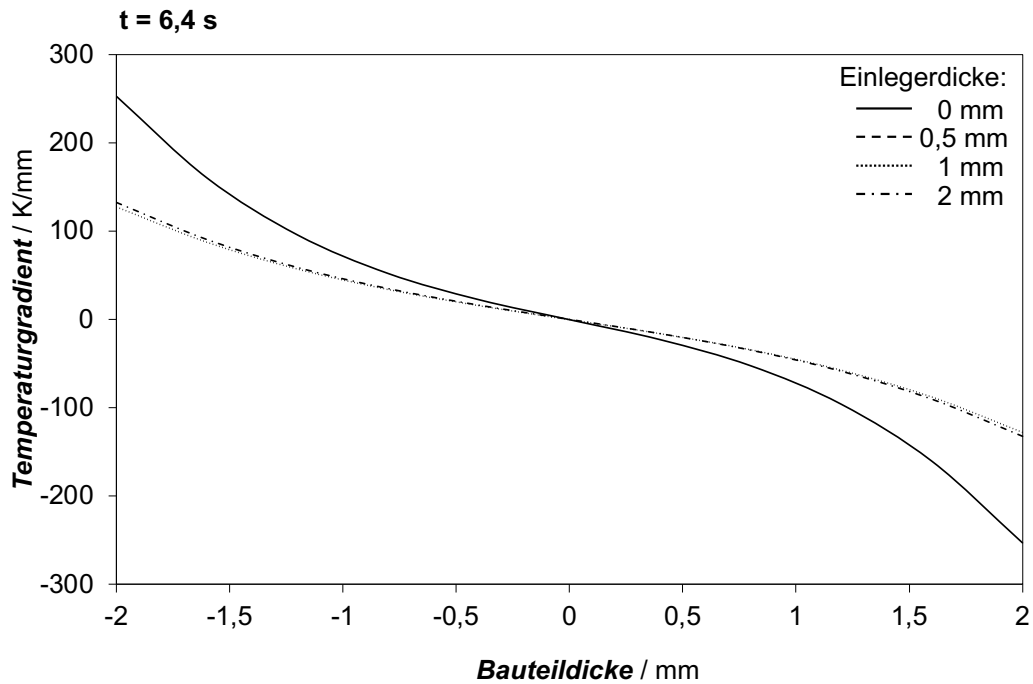
Sind keine Einleger vorhanden, kristallisiert der  $\text{PP}_{\text{Kern}}$ -Schaum früher (siehe Abbildung 63, wobei hier die Kristallisations-Onset-Temperatur von  $106\text{ }^\circ\text{C}$  angenommen wird) und der Temperaturgradient im Schaum ist höher (Abbildung 62), was zu einer stark ausgeprägten Änderung der Schaumzellengröße über die Bauteildicke führt (siehe Abbildung 56a).

Abbildung 61b zeigt die Temperaturverteilung zum Zeitpunkt 30 s nach Injektion. Zu diesem Zeitpunkt ist der  $\text{PP}_{\text{Kern}}$ -Schaum ohne Einleger bereits komplett auskristallisiert (siehe Abbildung 63). Währenddessen ist in den Versuchen mit Einlegerdicken von 0,5 bis 2 mm die Temperaturverteilung im schäumenden Polymer annähernd gleich, während der Temperaturgradient in den Einlegern mit steigender Einlegerdicke sinkt.

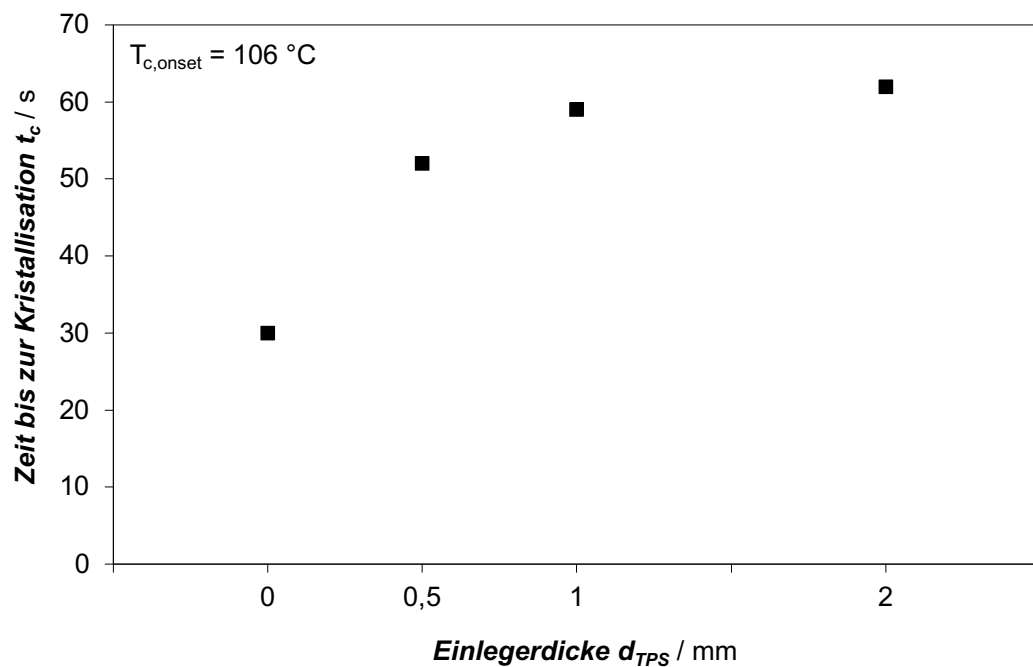
Die Zeit bis zur Kristallisation in der Bauteilmitte ( $t_c$ ) (siehe Abbildung 63) steigt mit wachsender Einlegerdicke. Während  $t_c$  bei einer Einlegerdicke von 0,5 mm im Vergleich zum Prozess ohne Einleger um 73 % steigt, verlängert eine größere Einlegerdicke (von 0,5 mm auf 2 mm) die Zeit bis zur vollständigen Kristallisation  $t_c$  nur um 19 %. Auch die REM-Aufnahmen in Abbildung 56 deuten darauf hin, dass die Anwesenheit von Einlegern einen größeren Einfluss auf die Morphologie hat als die Dicke der Einleger.



**Abbildung 61** Simulationsergebnisse: Temperaturverteilung zum Zeitpunkt (a) 6,4 s und (b) 30 s nach Injektion.



**Abbildung 62** Simulationsergebnisse: Temperaturgradient über die Bauteildicke (nur PP<sub>Kern</sub>-Schaum) zum Zeitpunkt 6,4 s nach Injektion.



**Abbildung 63** Simulationsergebnisse: Zeit bis zur Kristallisation in der Bauteilmitte in Abhängigkeit der Einlegerdicke.

### 5.3.3 Transfer der Erkenntnisse auf Co-Injektion mit geschäumtem Kern ohne Einleger

Die in dieser Arbeit im Fokus stehende Prozesskombination des Schäumens mit Co-Injektion weist ähnlich wie der im vorliegenden Abschnitt betrachtete Fall eine Wärmebarriere zwischen der zu schäumenden Komponente und der kalten Werkzeugwand auf. In den in diesem Abschnitt durchgeführten Versuchen entspricht vor der Injektion der gasbeladenen heißen Schmelze die Temperatur der Einleger der Werkzeugtemperatur. Erst während des Zyklus erhitzen sich die Einleger aufgrund des Wärmeübergangs zwischen heißer gasbeladener Schmelze und Werkzeugwand. Anschließend kühlen sowohl die Schmelze als auch die Einleger ab. Wird nun der Prozess Co-Injektion betrachtet, kann die Untersuchung des Schaumspritzgießens zwischen Einleger eine erste Einschätzung zum Erstarrungsverhalten des Schaums liefern.

Allerdings liegt hierbei kein Einleger, sondern eine heiße Kunststoffschmelze als Wärmebarriere zwischen Schaum und Werkzeugwand vor. Diese heiße Kunststoffschmelze muss im Werkzeug über den Wärmetransfer zur Kavitätswand abgekühlt werden und erstarren. Die gesamte Wärmemenge die zwischen den Werkzeugwänden (in Form von heißer Schmelze) vorhanden ist, ist also im Fall der Co-Injektion erheblich größer als im Fall des Schäumens zwischen Einlegern.

Dies bedeutet, dass die Temperatur zu einer bestimmten Zeit an einem bestimmten Ort im Bauteil im Fall der Co-Injektion höher ist als im Fall des Zwischenschäumens.

Die Dicke der Hautschicht wird im Fall der Co-Injektion ohne Einleger einen deutlich größeren Einfluss im Vergleich zum Zwischenschäumen haben, da bei der Co-Injektion zusätzlich zur größeren Wärmebarriere durch die geringe Wärmeleitfähigkeit der Hautkomponente eine dickere Hautschicht eine größere abzuführende Wärmemenge bedeutet. Allerdings sind bei Einsatz des Verfahrens Co-Injektion im Vergleich zum hier betrachteten Zwischenschäumen dünnere Hautschichten zu erwarten.

### 5.3.4 Zusammenfassung

Einleger im Werkzeug haben im Schaumspritzguss einen großen Einfluss auf die Morphologie der geschäumten Komponente: Ein Anstieg der durchschnittlichen Zellgröße mit kleinerer Abweichung entlang der Bauteildicke wurden beobachtet. Diese größeren Zellen entstehen durch den geringeren Temperaturgradienten im PP<sub>Kern</sub>-Schaum bei Anwesenheit von Einlegern während des Abkühlprozesses auf, welcher in der vorliegenden Arbeit durch Spritzgießsimulation ermittelt wird.

Der Einfluss der Einlegerdicke (0,5 mm bis 2 mm) spielt eine untergeordnete Rolle auf die Dicke der kompakten Randschicht des PP<sub>Kern</sub>-Schaums. Zunehmende Einleger-Dicke kann die Kristallisation so beeinflussen, dass höhere Dichtereduktionen möglich sind.

Bei Übertragung der Erkenntnisse des Zwischenschäumens auf die Co-Injektion mit Schaumkern ist zusammengefasst festzuhalten, dass die Temperaturen im Schaumkern deutlich länger auf einem hohen Niveau bleiben und dadurch größere Schaumzellen sowie höhere Dichtereduktionen – vor allem bei großen relativen Hautschichtdicken – zu erwarten sind.

## 5.4 Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden mit geschäumtem Kern

In diesem Abschnitt werden die in den vorhergehenden Kapiteln dokumentierten Erkenntnisse in der Co-Injektion von Hart-Weich-Verbunden mit geschäumtem Kern zusammengeführt. Dabei wird als Hautkomponente TPS-29 eingesetzt, welches eine homogene Haut/Kern-Verteilung bei Co-Injektion mit kompakter Kernkomponente (siehe Abschnitt 5.2) ermöglichte. Insbesondere auf die in der Anwendung des Verfahrens einsparbare Kernmaterialmenge, die sowohl wirtschaftliche als auch ökologische Vorteile bringt, wird hier fokussiert. Bei der vorliegenden systematischen Betrachtung wird zunächst das maximal mögliche Volumen der Kernkomponente (kompakt) ermittelt (Abschnitt 5.4.1.1). Anschließend wird schrittweise der Treibmittelgehalt der Kernkomponente erhöht (Abschnitt 5.4.1.2). Ziel ist es das gleiche Kernvolumen mit weniger Material, stattdessen mit Luft in Form von möglichst feinen Schaumzellen, zu füllen.

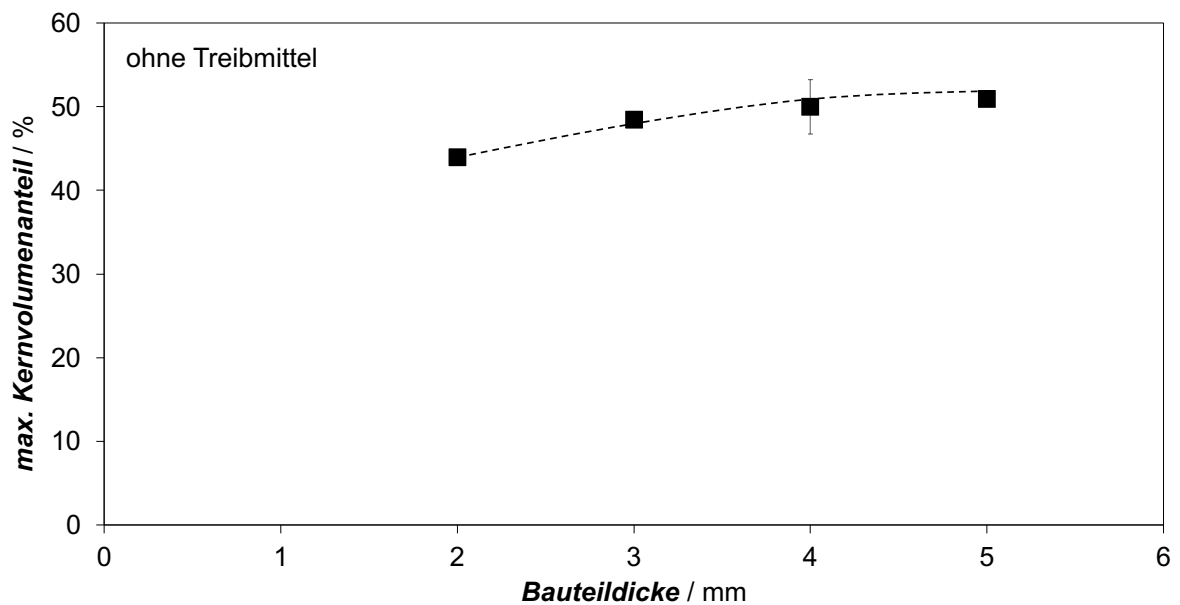
Anschließend wird der Fokus des Kapitels auf die Morphologieausbildung co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern gelegt (Abschnitt 5.4.2.2). Da die Hautkomponente ein Soft-Touch-Material ist, spielt sie für die mechanischen Eigenschaften eine untergeordnete Rolle. Für eine hohe spezifische Biegesteifigkeit ist nur die Kernkomponente mit ihrer Sandwichstruktur (Schaumkern umgeben von einer kompakten Randschicht) relevant. Dabei ist vor allem eine Dicke kompakte Randschicht der Kernkomponente anzustreben [117].

### 5.4.1 Potentialanalyse

#### 5.4.1.1 Kernanteil

Zunächst wird der Kernvolumenanteil kompakter Bauteile betrachtet (siehe Abbildung 64). Dabei ist zu erkennen, dass der maximal erreichbare Kernvolumenanteil mit der Bauteildicke steigt. Während bei einer Bauteildicke von 2 mm ein maximaler Kernvolumenanteil von 44 % erreicht wird, vergrößert sich dieser bei einer Bauteildicke von 5 mm auf 51 %. Daraus lässt sich ableiten, dass gerade für dickwandige Bauteile ein hohes Potential zum Einsatz von Rezyklat oder zur Reduktion des Gewichts durch TSG besteht. Dies wird besonders beim ausgewählten Anwendungsbeispiel (siehe Kapitel 5.5) genutzt.





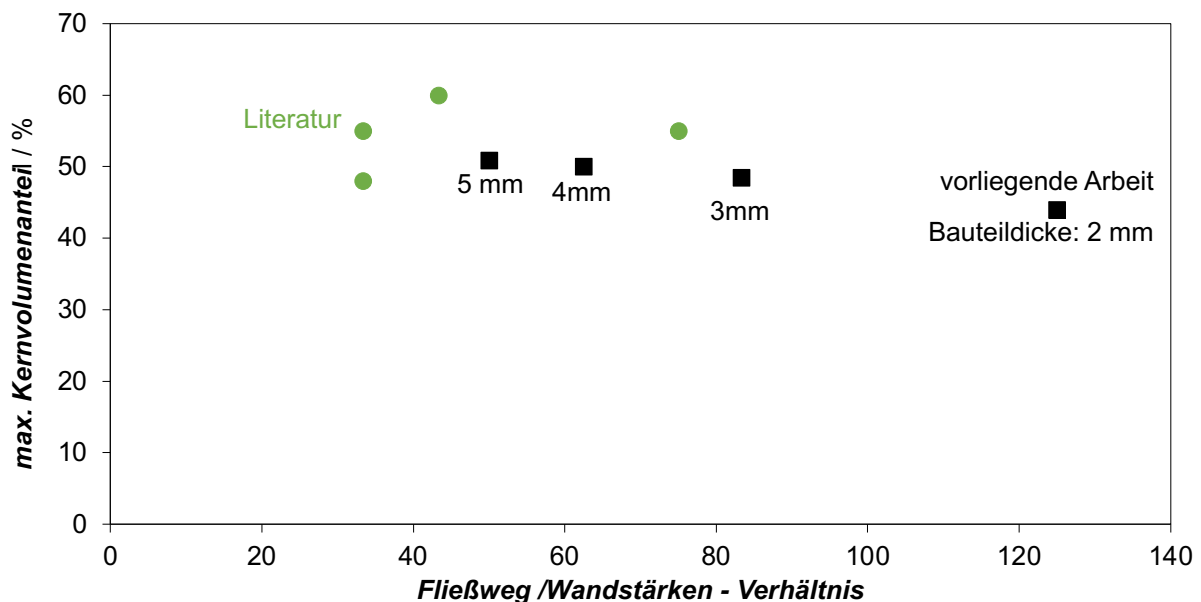
**Abbildung 64** Kernvolumenanteil in Abhängigkeit der Bauteildicke (kompakte Co-Injektion).

Ein Zusammenhang zwischen maximalem Kernvolumenanteil und Bauteildicke lässt sich durch die thermischen Verhältnisse bei der Injektion der beiden Komponenten in die Kavität erklären. Bei dünnwandigen Bauteilen ist der Abstand der beiden Kavitätswände gering und somit wenig Zwischenraum vorhanden, in dem sich das heiße Material ausbreitet. Tritt nun die Hautkomponente in die Kavität ein, erstarrt diese direkt an der hochwärmeleitfähigen Werkzeugwand aus Metall. Bis die Kernkomponente nachinjiziert wird, hat sich bereits eine erstarrte Materialschicht aus Hautkomponente gebildet, die nicht mehr durch den heißen, noch fließfähigen Kern verdrängt werden kann. Hierdurch wird der zur Verfügung stehende Raum und damit der maximale Kernvolumenanteil limitiert. Wird nun die Bauteildicke und damit der Abstand zwischen den beiden hochwärmeleitfähigen Kavitätswänden erhöht, erstarrt zwar auch die Hautkomponente, es bleibt jedoch mehr Raum für die Kernkomponente und der Kernvolumenanteil kann erhöht werden.

Gomes et al. [36] untersuchen Bauteile mit 2 mm Dicke. Sie betrachten dabei nicht den Einfluss der Bauteildicke auf den erzielbaren maximalen Kernanteil. Bei 2 mm Bauteildicke erzielen sie einen Kernanteil von 55 %. Dieser ist höher im Vergleich zum hier erreichten maximalen Kernanteil von 44 %, allerdings ist die laterale Ausdehnung der Platten im Vergleich zu den hier

verwendeten Platten mit 150 mm x 40 mm deutlich geringer: Da im Fall von Gomes et al. ein Anguss am Plattenrand betrachtet wird, ist die maximale Fließlänge 150 mm. Im hier vorliegenden Fall müssen 250 mm Fließweglänge überwunden werden. In Abbildung 65 sind die maximalen Kernvolumenanteile über das Fließweg/Wandstärken-Verhältnis der vorliegenden Arbeit sowie der in der Literatur verfügbaren Werte aufgetragen.

Bei Seldén [33] weist die eingesetzte Platte mit 100 mm x 100 mm, die einen Filmanguss besitzt, eine noch geringere maximale Fließweglänge mit 100 mm bei einer Dicke von 3 mm auf. Dabei ist der maximal erzielbare Kernvolumenanteil 48 %. Auch in der vorliegenden Arbeit wird ein Kernvolumenanteil von 48 % (bei 3 mm Bauteildicke) erreicht. Allerdings ist die maximale Fließweglänge hier mehr als doppelt so lang. Parsons und Toyoda [42] zeigen bei einer maximalen Fließweglänge von 100 mm, dass ein Kernvolumenanteil von 55 % zu einer konstanten Kerndicke in der quadratischen Testplatte (100 mm x 100 mm mit einer Gesamtdicke von 3 mm) führt. Bei Eigl [35] ist ein maximaler Kernanteil von 60 % bei einer Bauteildicke von 3 mm und einer Fließweglänge von 130 mm (Breite: 75 mm; Filmanguss) realisierbar.



**Abbildung 65** Maximaler Kernvolumenanteil in Abhängigkeit des Fließweg/Wandstärken-Verhältnisses im Vergleich zur verfügbaren Literatur (kompakte Co-Injektion).

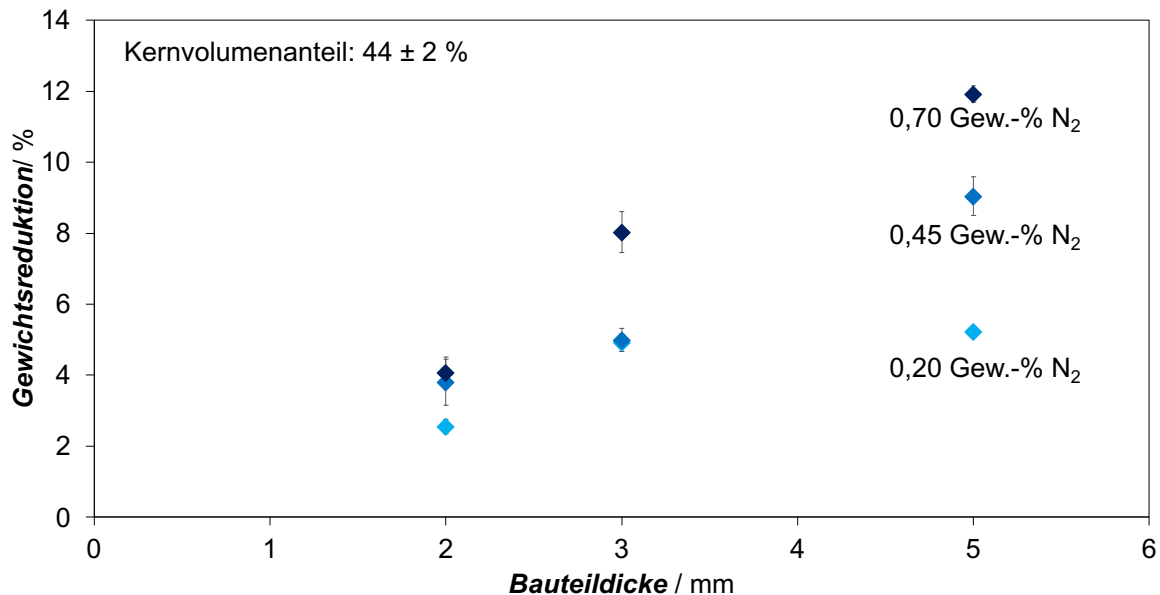
Das in dieser Arbeit gefundene maximale Fließweg/Wandstärken-Verhältnis ist deutlich höher, als die in der Literatur betrachteten. Bei geringeren Fließweg/Wandstärken-Verhältnissen (größeren Bauteildicken in dieser Arbeit), sind die Werte für den maximalen Kernvolumenanteil etwas geringer als die Literaturwerte. Ein möglicher Grund hierfür kann die Angusssituation sein: Im vorliegenden Fall werden die Komponenten über einen Kaltkanal im Bauteilzentrum injiziert, während in den verglichenen Veröffentlichungen aus dem Stand der Technik jeweils ein Filmanguss am Plattenrand vorhanden ist. Allen vorher genannten Veröffentlichungen aus der Literatur ist gemein, dass sie als Haut- und Kernkomponente jeweils ähnliche Materialien (z.B. PP als Haut- und PP-GF als Kernkomponente) verwenden. Die hier vorliegende komplexe Materialkombination aus TPS und PP stellt eine zusätzliche Herausforderung bzgl. der homogenen Verteilung und lateralen Ausdehnung der Kernkomponente im Bauteil dar, die bereits in Abschnitt 5.2 behandelt wurde. Außerdem ist in keiner Veröffentlichung eine systematische Analyse über mehrere Bauteildicken verfügbar.

#### 5.4.1.2 Gewichtsreduktion

Auf Basis des im vorherigen Abschnitt bestimmten maximalen Kernvolumenanteils wird in diesem Abschnitt das Kernmaterial teils durch Luft in Form von Schaumzellen ersetzt. Abbildung 66 zeigt die Gewichtsreduktion des Bauteils (bezogen auf das Gewicht des kompakten Bauteils mit identischer Dicke) in Abhängigkeit der Bauteildicke. Dabei werden für den Schäumvorgang drei unterschiedliche Treibmittelgehalte (von 0,20 Gew.-% bis 0,70 Gew.-%) genutzt.

Die maximale Gewichtsreduktion (bezogen auf das Gesamtgewicht des Bauteils mit identischer Bauteildicke) nimmt mit steigender Bauteildicke für 0,70 und 0,45 Gew.-% Treibmittelbeladung zu. Die größere Bauteildicke führt zu größeren Materialmengen, die jedoch über annähernd die gleiche Kavitätsfläche abgekühlt werden. Lediglich die Stirnflächen vergrößern sich um die jeweilige Differenz der Bauteildicken, die bedeutendere Fläche des Bauteils (200 mm x 500 mm) bleibt dagegen gleich. Daher ist die Kernkomponente länger in einem heißeren Zustand, die Onset-Temperatur der Kristallisation wird später erreicht (siehe Abschnitt 5.3), der Schäumvorgang später unterbrochen und eine höhere Gewichtsreduktion ist erreichbar. Bei 0,20 Gew.-% Treibmittelbeladung ist zu erkennen, dass bei einer Bauteildicke

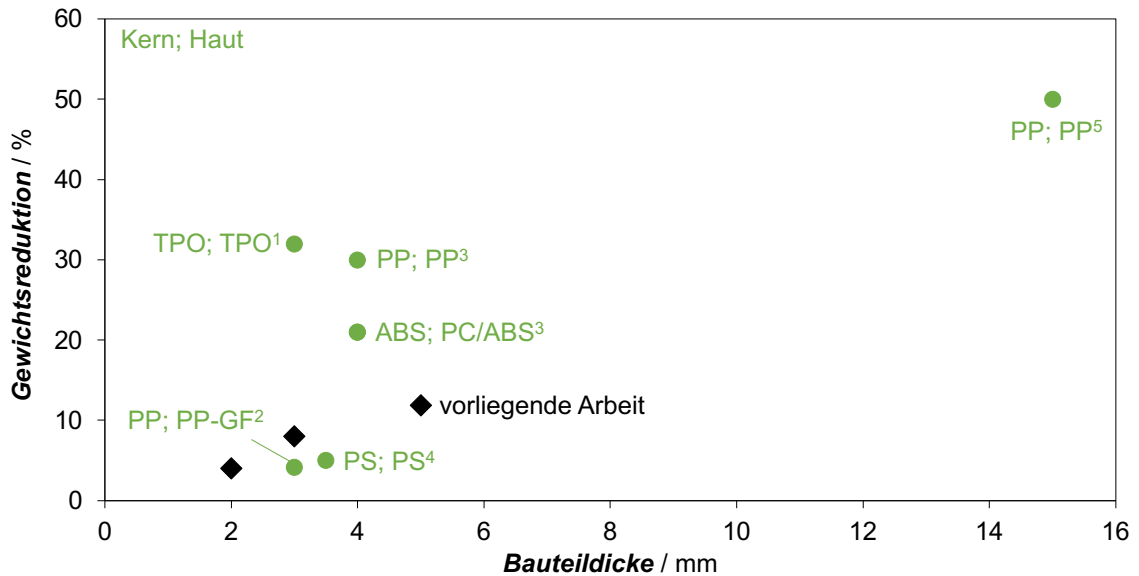
von 5 mm die maximale Gewichtsreduktion konstant bleibt. Dies ist durch einen zu geringen Schäumdruck bei geringer Gasbeladung zu erklären.



**Abbildung 66** Gesamtgewichtsreduktion in Abhängigkeit der Bauteildicke.

Bei 2 mm Bauteildicke können  $4,0 \pm 0,4 \%$  Gewicht eingespart werden. Wird die Bauteildicke auf 5 mm erhöht können dagegen bereits  $11,9 \pm 0,2 \%$  Gewicht - bezogen auf das Gewicht eines kompakten Bauteils gleicher Dicke - eingespart werden. Dies bedeutet nicht, dass die Dicke der Bauteile erhöht werden sollte, um ein wirtschaftliches und ökologisches Bauteil zu erzeugen, da der Gesamtmaterialverbrauch dennoch steigt. Aus den vorliegenden Betrachtungen lässt sich jedoch schließen, dass gerade für Bauteile, die bereits eine hohe Wandstärke aufweisen, der Einsatz des Verfahrens Co-injektion mit geschäumtem Kern in Hinblick auf Wirtschaftlichkeit und Umweltwirkungen zielführend ist (siehe auch Kapitel 5.5).

Auch im Stand der Technik (siehe Abbildung 67) ist ein Trend zu höheren Gewichtsreduktionen bei größeren Bauteildicken zu erkennen.



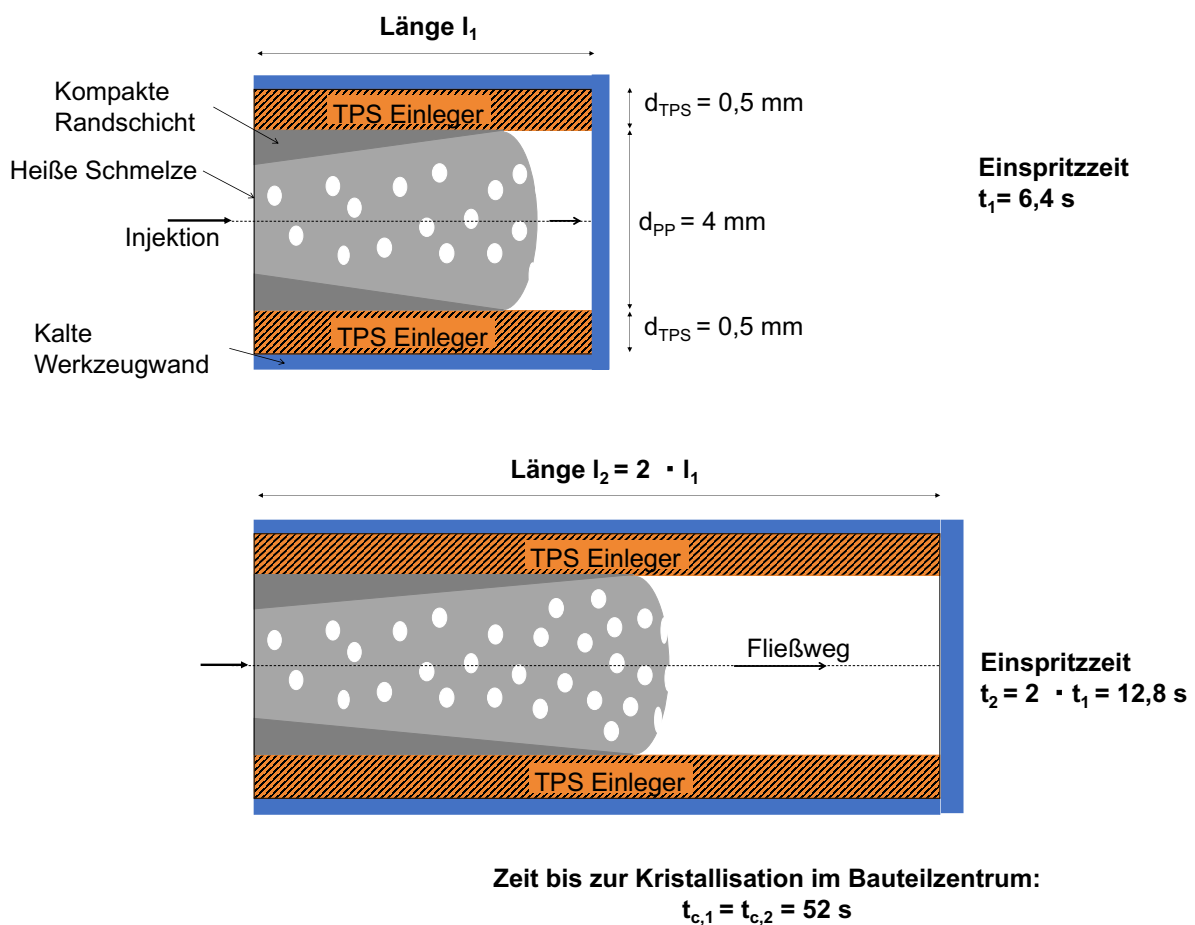
**Abbildung 67** Vergleich der erzielbaren Gewichtsreduktion der vorliegenden Arbeit mit dem Stand der Technik (1: [118], 2: [11], 3: [13], 4: [12], 5: [2]).

Die zum Teil höheren erzielbaren Gewichtsreduktionen hängen stark mit dem Fließweg/Wandstärken-Verhältnis zusammen. Während im Stand der Technik deutlich kleinere Bauteile (teils Zugstäbe) verwendet werden, bei denen die Formfüllung nach kurzer Zeit vollständig ist, weisen die Bauteile in der vorliegenden Arbeit (mit 500 mm x 200 mm) einen deutlich längeren Fließweg auf.

Der Einspritzdruck ist bei größeren Fließweg/Wandstärken-Verhältnissen (bei gleichbleibender Einspritzgeschwindigkeit) im Allgemeinen höher und die Schaumzellen nukleieren später (erst sobald der kritische Druck unterschritten ist).

Ein Großteil der Schaumzellen wächst außerdem erst, nachdem das Bauteil vollkommen gefüllt ist (siehe Abschnitt 2.3.1) bis das Material erstarrt ist. Diese Zeitspanne kann bei Bauteilen mit größerem Fließweg deutlich kürzer sein, weshalb eine geringere Gewichtsreduktion (bei gleicher Bauteildicke) zu erwarten ist. Hierzu wird ein Gedankenexperiment auf Basis der in Abschnitt 5.3 gewonnen Erkenntnisse durchgeführt (siehe Abbildung 68). Unter Annahme einer gleichbleibenden Einspritzgeschwindigkeit verdoppelt sich die Zeit bis zur vollständigen Formfüllung bei Verdopplung des Fließwegs (bei gleichbleibender Wandstärke) beispielsweise von 6,4 s (Einspritzzeit aus Abschnitt 5.3) auf 12,8 s. Die Zeit bis zur vollständigen Kristallisation

des Bauteils ist jedoch unabhängig vom Fließweg und beträgt im vorliegenden Fall (nach der Simulation in Abschnitt 5.3) 52 s. Während also im Falle einer Bauteillänge  $l_1$  45,6 s nach der vollständigen Formfüllung zum Schäumen zur Verfügung stehen, verkürzt sich diese Zeit bei einer Länge  $l_2 = 2 \cdot l_1$  auf 39,2 s.



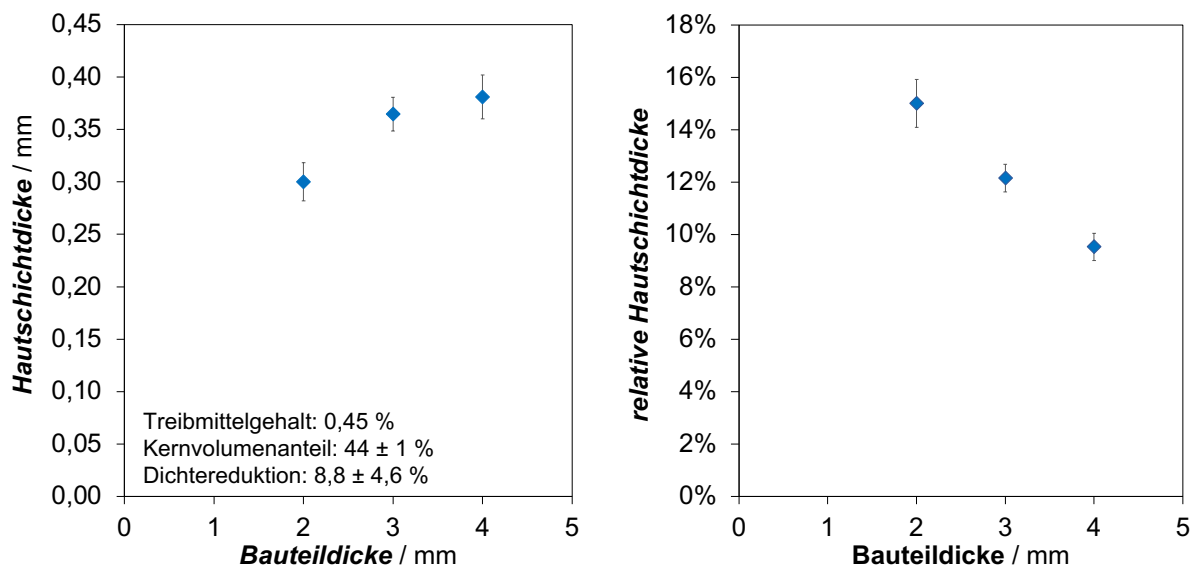
**Abbildung 68** Gedankenexperiment zur Schäumzeit bei unterschiedlichen Fließweg / Wandstärken-Verhältnissen (auf Basis der Erkenntnisse aus Abschnitt 5.3)

Beim in diesem Abschnitt vorliegenden Fall der Co-Injektion mit geschäumtem Kern ist die TPS-Hautschichtdicke, sowie die Gesamtbaueteildicke im Gegensatz zum Gedankenexperiment in Abbildung 68 nicht konstant. Die Bauteildicke wird variiert und damit ändern sich auch die thermischen Bedingungen in der Kavität und damit die Haut/Kern-Verteilung, die im nächsten Abschnitt dieses Teilkapitels beleuchtet wird.

## 5.4.2 Strukturanalyse

### 5.4.2.1 Haut-Kern-Verteilung

Zunächst wird zur Aufklärung der thermischen Verhältnisse bei der Co-Injektion mit geschäumtem Kern mit unterschiedlichen Bauteildicken die axiale Ausdehnung der Haut- und Kernkomponente im Bauteil betrachtet (siehe Abbildung 69). Während die Potentialanalyse bis zu einer Bauteildicke von 5 mm durchgeführt wurde, sind die Bauteildicken bei der systematischen Einflussanalyse auf 2 mm, 3 mm und 4 mm festgelegt. Bei steigender Bauteildicke steigt auch die absolute Hautschichtdicke an. Die Hautschichtdicke nimmt prozentual (über die Bauteildicke) mit steigender Bauteildicke ab.



**Abbildung 69** Absolute und relative (bezogen auf die Gesamtdicke) Hautschichtdicke co-injizierter Bauteile in Abhängigkeit der Bauteildicke.

Im Gedankenexperiment auf Seite 96 weist das Bauteil eine absolute Hautschichtdicke von 0,5 mm und eine prozentuale Hautschichtdicke von 20 % auf, liegt also etwas höher als im vorliegenden Fall. (Beim Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einlegern, Abschnitt 5.3, Seite 79, sind die weiteren betrachteten prozentualen Hautschichtanteile 33 % und 50 %, sind also deutlich höher als im vorliegenden Fall der Co-Injektion mit geschäumtem Kern.)

Im Gegensatz zum Fall des Zwischenschäumens von Einlegern liegt bei der Co-Injektion mit Schaumkern eine heiße Kunststoffschmelze anstatt eines Einlegers vor, welche zusätzlich zur Schmelze der Kernkomponente über den Wärmetransfer zur kalten Werkzeugwand erstarren muss. D.h. im vorliegenden Fall ist die Kernkomponente länger als im Fall des Zwischenschäumens im schäumbaren Zustand und es sind größere Schaumzellen zu erwarten (siehe Abschnitt 5.4.2.2).

Die Hautschichtdicke nimmt langsamer zu als die Bauteildicke (die relative Hautschichtdicke sinkt mit der Bauteildicke), weshalb bei größeren Bauteildicken (geringeren Fließweg/Wandstärken-Verhältnissen) der Anteil des schäumbaren Materials (Kernkomponente) steigt und somit höhere Dichtereduktionen erreichbar sind. Eine ausschließliche Betrachtung des Einflusses der Hautschichtdicke auf die erzielbare Dichtereduktion ist nicht möglich, da diese nicht als Eingangsparameter vorgegeben werden kann. Sie ergibt sich direkt aus der Bauteildicke und den Einspritzvolumina.

Neben dem maximalen Kernanteil und der (damit zusammenhängenden) maximalen Gewichtsreduktion ist vor allem die laterale Ausdehnung der Kernkomponente im Bauteil ausschlaggebend für die Qualität und damit auch für die Umsetzung des Verfahrens in der Produktion. In Abschnitt 5.2.2 wurde bereits der Einfluss verschiedener Hautkomponenten (und damit Viskositätsverhältnisse) auf die resultierende laterale Ausdehnung der Kernkomponente diskutiert.

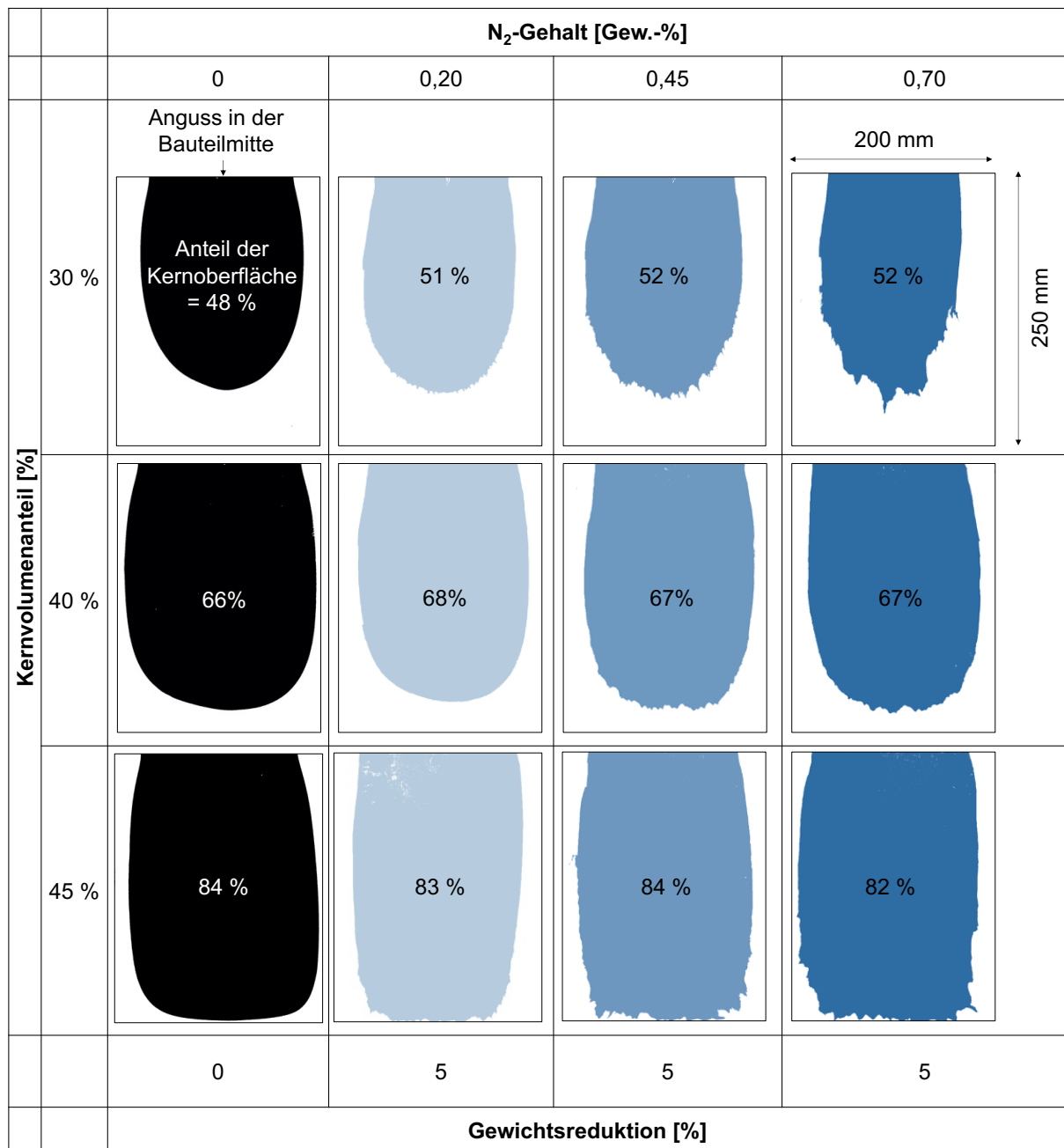
Im vorliegenden Abschnitt wird der Einfluss des Treibmittelgehalts bei unterschiedlichen Bauteildicken und mit gleichbleibender Materialkombination für die Hautkomponente TPS-29 untersucht. Abbildung 70, Seite 100, zeigt den prozentualen Anteil der Kernoberfläche über den Treibmittelgehalt co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern. Die Gewichtsreduktion der mit Treibmittel versetzten Bauteile bleibt dabei konstant bei 5 % und die Bauteildicke beträgt 3 mm. Der Treibmittelgehalt der Bauteile steigt von links nach rechts und der Kernvolumenanteil steigt von oben nach unten.



Ein steigender Kernvolumenanteil führt ohne Berücksichtigung der Expansion beim Schäumen [35,36,45,119] zu einem steigenden prozentualen Anteil der Kernoberfläche. Während ein Kernvolumenanteil von 30 % zu einem Anteil der Kernoberfläche von 52 % führt, führen 40 % zu 67 % und 45 % zu 83 %. Bei den drei gezeigten unterschiedlichen Kernvolumenanteilen ist in keinem Fall ein Einfluss des Gasgehalts auf den Anteil der Kernoberfläche zu erkennen. Der Einfluss des Gasgehalts auf die Viskosität des hier verwendeten Kernmaterials spielt eine untergeordnete Rolle, wie bereits in Abschnitt 5.1.4 festgestellt.

Werden die Aufnahmen der (halben) Bauteile in Abbildung 70 genauer betrachtet, fallen jedoch Unterschiede in der Ausprägung der Kernfließfront auf. Zunächst ist festzustellen, dass die Fließfront des Kernmaterials bei geringer (und keiner) Gasbeladung deutlich kürzer, dafür aber breiter, ausfällt, während bei steigendem Gasgehalt ein längerer, dünnerer Kern auftritt. Ein ähnliches Verhalten beobachten Gomes et al. [36] bei der Erhöhung der Schmelztemperatur ihres (kompakten) Kernmaterials und begründen dies mit der Reduktion der Viskosität des Kernmaterials durch die Temperaturerhöhung. L.-S. Turng und H. Kharbas [12] beobachten bei Einsatz des TSG-Verfahrens einen längeren aber dünneren Kern im Gegensatz zu einem kompakten Kernmaterial.

Auch im vorliegenden Fall ist die Veränderung der Kernfließfront auf die Verringerung der Viskosität mit steigendem Treibmittelgehalt zurückzuführen. Während bei den InLine-Rheometrie-Messungen (siehe Abschnitt 5.1.4) hoher Druck vorliegt, ist dieser in der Kavität deutlich geringer und die kritische Gasbeladung (bei der das Treibmittel beginnt auszugasen) ist damit deutlich kleiner (siehe Abbildung 47). Besonders am Fließwegende tritt ein geringer Druck auf, da die vollkommene Formfüllung durch das Aufschäumen des gasbeladenen Kerns erfolgt [1,56,57], weshalb bei steigendem Gasgehalt der Fingerfluss deutlicher ausgeprägt ist.

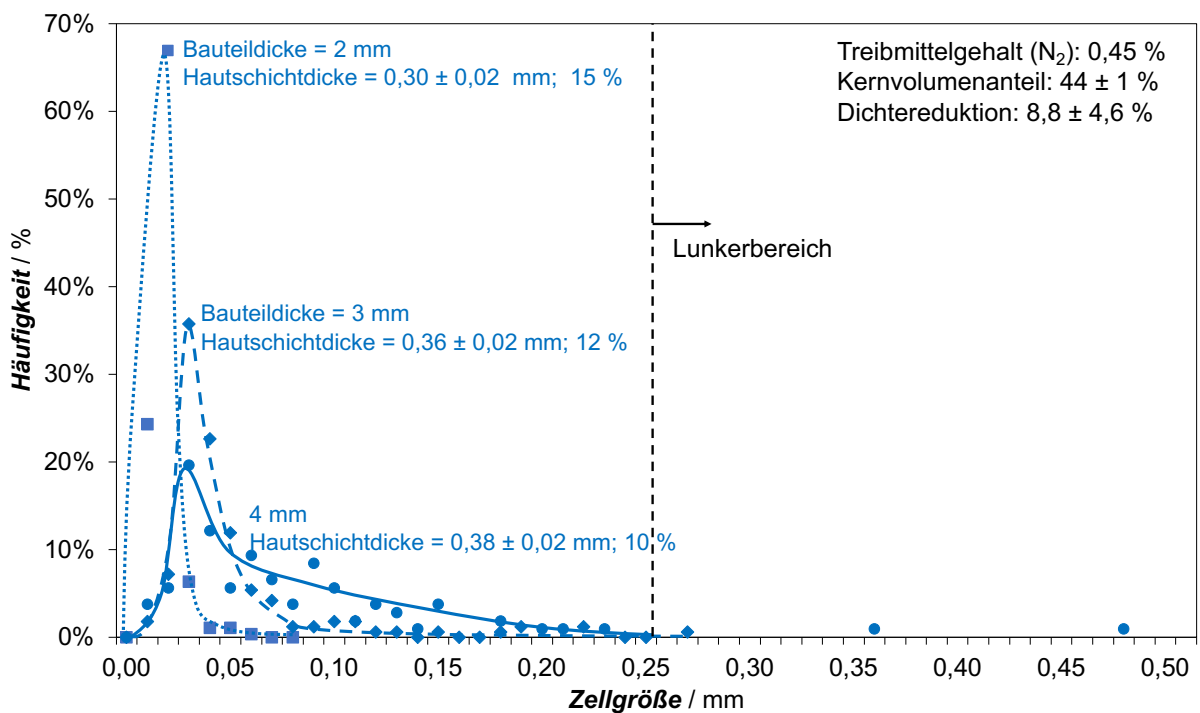


**Abbildung 70** Haut-Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile mit unterschiedlichem Treibmittelgehalt und Kernvolumenanteil (Bauteildicke 3 mm, Gewichtsreduktion der geschäumten Bauteile 5 %, Massetemperatur der Haut- und Kernkomponente: 220 °C, Werkzeugtemperatur: 35 °C).

#### 5.4.2.2 Schaummorphologie

Neben der Verteilung der Kernkomponente in der Hautkomponente ist die Zellgrößenverteilung ausschlaggebend für die Qualität der co-injizierten Bauteile mit geschäumtem Kern. Zu-

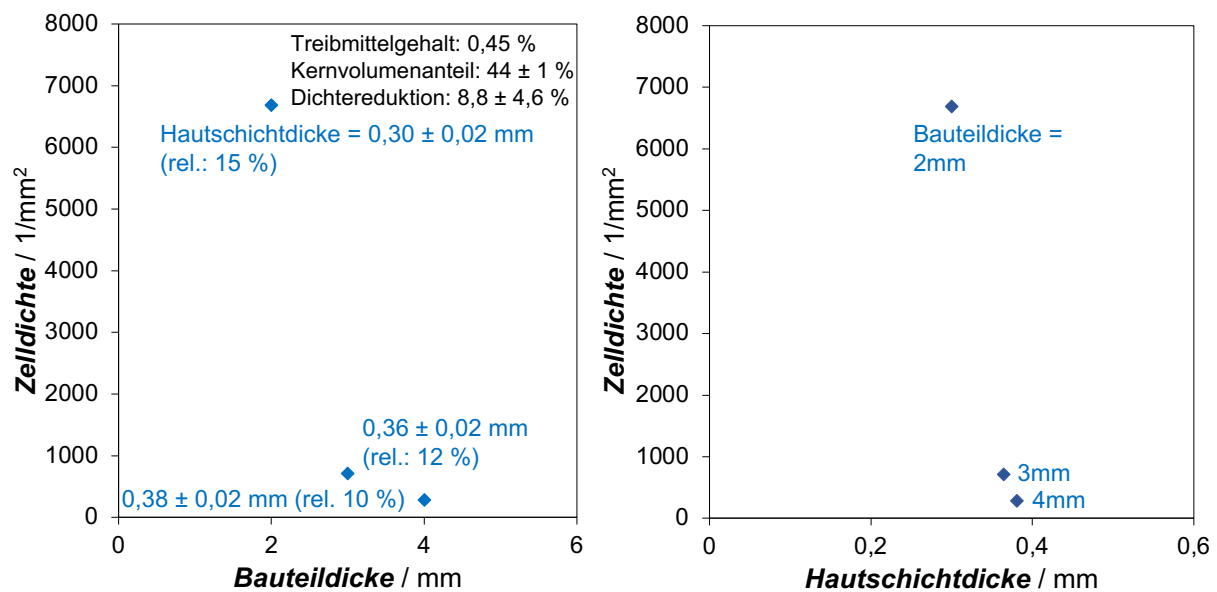
nächst wird daher wiederum der Einfluss der Bauteildicke und damit einhergehenden Hautschichtdicke auf die Zellgrößenverteilung betrachtet (Abbildung 71): Die Erhöhung der Bauteildicke und damit auch der Hautschichtdicke führt zu einer breiteren Zellgrößenverteilung mit größeren Zellen. Während der häufigste Zellgrößenbereich eines Bauteils mit 2 mm Dicke zwischen 0,02 und 0,03 mm mit einem Anteil von 67 % ist, zeigt ein 4 mm dickes Bauteil den häufigsten Zellgrößenbereich von 0,03 mm bis 0,04 mm mit einem Anteil von nur 20 %.



**Abbildung 71** Häufigkeit der Zellgrößen aufgetragen über die Zellgröße co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern bei unterschiedlicher Bauteildicke und damit einhergehender Hautschichtdicke.

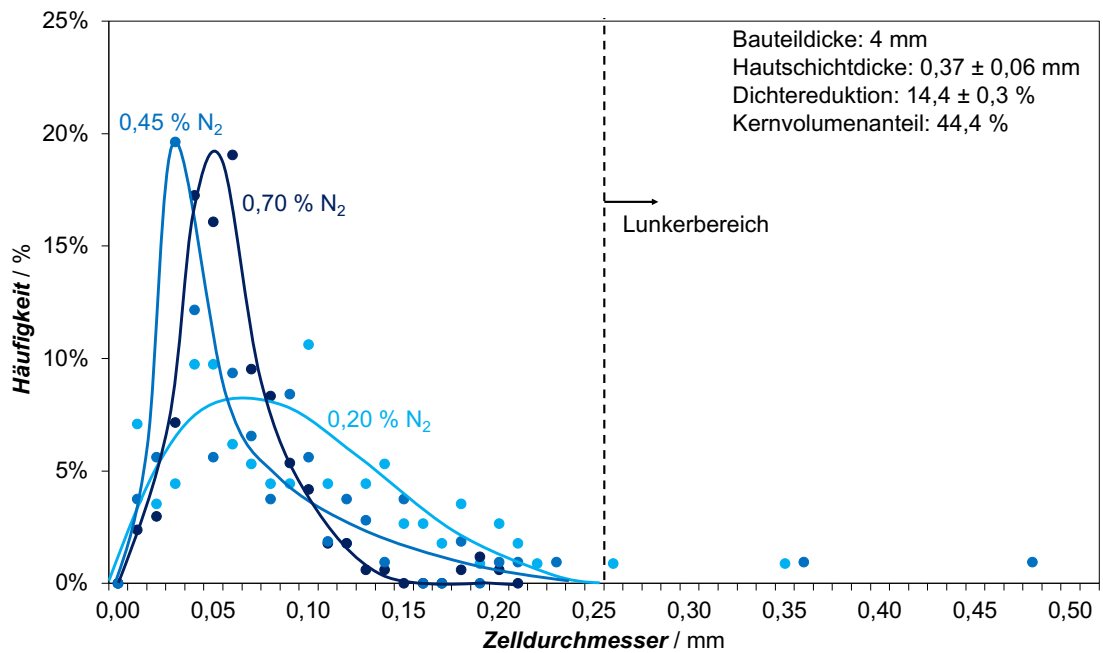
Wie bereits in Abschnitt 5.3 ausführlich diskutiert, ist das auf die geänderten thermischen Verhältnisse im Bauteil zurückzuführen: Eine größere Bauteildicke bedeutet, dass über eine nahezu gleichbleibende Kavitätsfläche deutlich mehr Wärme abgeführt werden muss und die Zellen im Zentrum des Bauteils damit länger Zeit zum Wachsen haben.

Dies erklärt auch die deutlich reduzierte Zelldichte von durchschnittlich  $285 \text{ 1/mm}^2$  bei  $4 \text{ mm}$  Bauteildicke im Vergleich zu  $6688 \text{ 1/mm}^2$  bei  $2 \text{ mm}$  Bauteildicke (Abbildung 72): Die Zellen werden später stabilisiert und haben damit länger Zeit zur Koaleszenz. Auch die REM-Aufnahmen der Proben (siehe Abbildung 75, Seite 105) bestätigen diese Beobachtung: Größere Bauteildicken führen insbesondere im Zentrum der Proben zu großen Schaumzellen bzw. Lunkern.

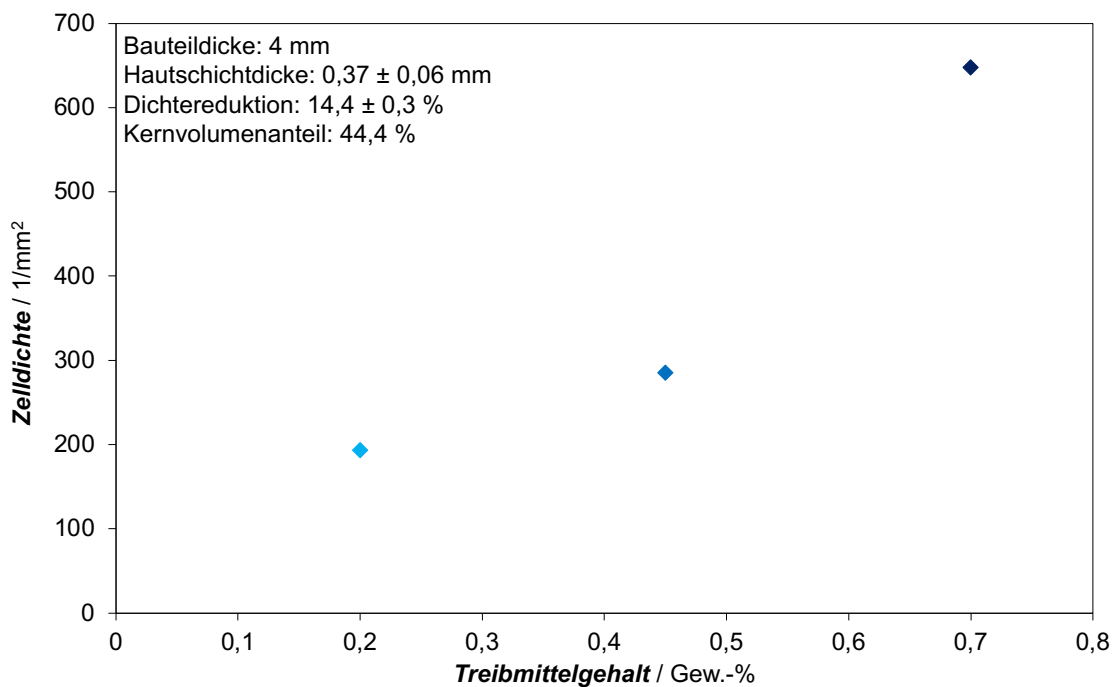


**Abbildung 72** Zelldichte über Bauteildicke und Hautschichtdicke co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern (Fehlerbalken kleiner als Datenpunkte).

Der Einfluss des Treibmittelgehalts (Abbildung 73) ist weniger stark ausgeprägt als der Einfluss der Bauteildicke. Trotzdem ist festzustellen, dass eine Erhöhung des Treibmittelgehalts zu einer weniger breiten Zellgrößenverteilung führt. Während die häufigste Zellgröße bei einem Treibmittelgehalt von  $0,20 \%$   $0,10 \text{ mm}$  ist (Häufigkeit  $11 \%$ ), weisen  $52 \%$  der Zellen bei einem Treibmittelgehalt von  $0,70 \%$  eine Zellgröße zwischen  $0,04$  und  $0,06 \text{ mm}$  auf. Auch wenn die häufigste Zellgröße bei  $0,45 \%$  Treibmittelbeladung  $0,03 \text{ mm}$  darstellt (Häufigkeit  $20 \%$ ) ist die Größenverteilung breiter als bei einem Treibmittelgehalt von  $0,70 \%$ . Die Zelldichte steigt exponentiell mit steigendem Treibmittelgehalt (siehe Abbildung 74).



**Abbildung 73** Häufigkeit der Zellgrößen aufgetragen über die Zellgröße co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern bei unterschiedlichem Treibmittelgehalt.



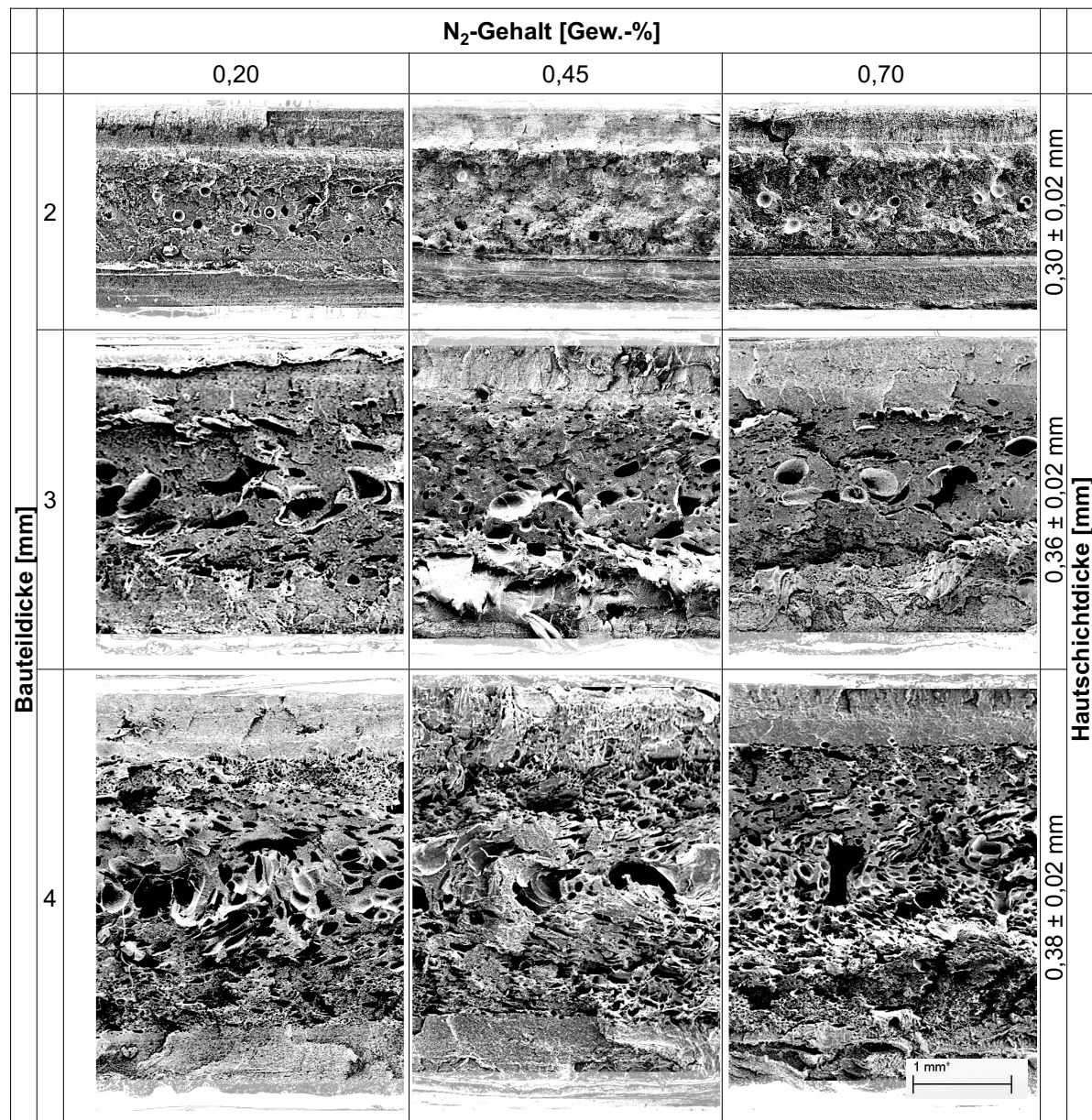
**Abbildung 74** Zelldichte über den Treibmittelgehalt co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern.

Auch in der Literatur [13] werden Zelldurchmesser bis maximal 0,2 mm bei co-injizierten Bauteilen mit PP-Kern erreicht. Allerdings fehlt bisher die systematische Aufklärung des Einflusses der Bauteildicke und des Treibmittelgehalts auf die Schaummorphologie.

Im Gegensatz zu den Literaturwerten aus dem 1-Komponenten-TSG-Verfahren von Kotzev [93] und Gomez-Monterde [86], die thermoplastische Schäume aus PP untersuchen, sind die Zelldurchmesser im vorliegenden Fall größer ([93]: 400 bis 500  $\mu\text{m}$ ; [86]: 3 – 288  $\mu\text{m}$ ) und die Zelldichten deutlich kleiner ([86]: 3,30 bis  $8\text{E}+05$  / $\text{mm}^2$ ). Dies ist wiederum mit den geänderten thermischen Verhältnissen durch Einbringung der Hautkomponente (siehe Abschnitt 5.3) zu erklären.

Ein Bauteil aus den Versuchen zum Schäumen zwischen Einlegern mit einer Gesamtbauteildicke von 5 mm und einem Hautanteil von 20 % (Abschnitt 5.3) besitzt einen höheren mittleren Zelldurchmesser von 0,25 mm. Dies ist zum einen auf die größere Gesamtbauteildicke, sowie auf den höheren relativen Hautanteil zurückzuführen. Geringere relative Hautanteile waren aus prozesstechnischen Gründen (Fließfähigkeit der Hautkomponente limitiert die minimale Wandstärke) bei den Einleger-Versuchen nicht darstellbar und sind bei der vorliegenden Materialkombination nur durch Co-Injektion möglich.

Abbildung 75 zeigt die REM-Aufnahmen der Bauteile in den unterschiedlichen Dicken, damit auch Hautschichtdicken und mit den unterschiedlichen Treibmittelgehalten. Dabei steigt der Treibmittelgehalt der Proben von links nach rechts und die Dicke der Proben von oben nach unten an. Es ist erkennbar, dass alle Proben eine ausgeprägte Schaumstruktur aufweisen. Während bei 2 mm die Schaumzellen klein und gleichverteilt sind, bildet sich die typische Integralschaumstruktur (kleine Zellen am Rand und großen Zellen im Zentrum) mit steigender Bauteildicke zunehmend deutlicher aus. Auch der bereits bei Abbildung 74 diskutierte Einfluss des Treibmittelgehalts lässt sich in den REM-Aufnahmen erkennen: Die Zelldichte steigt mit steigendem Treibmittelgehalt an.



**Abbildung 75** REM-Aufnahmen co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern bei unterschiedlichem Treibmittelgehalt und Bauteildicken.

### 5.4.3 Zusammenfassung

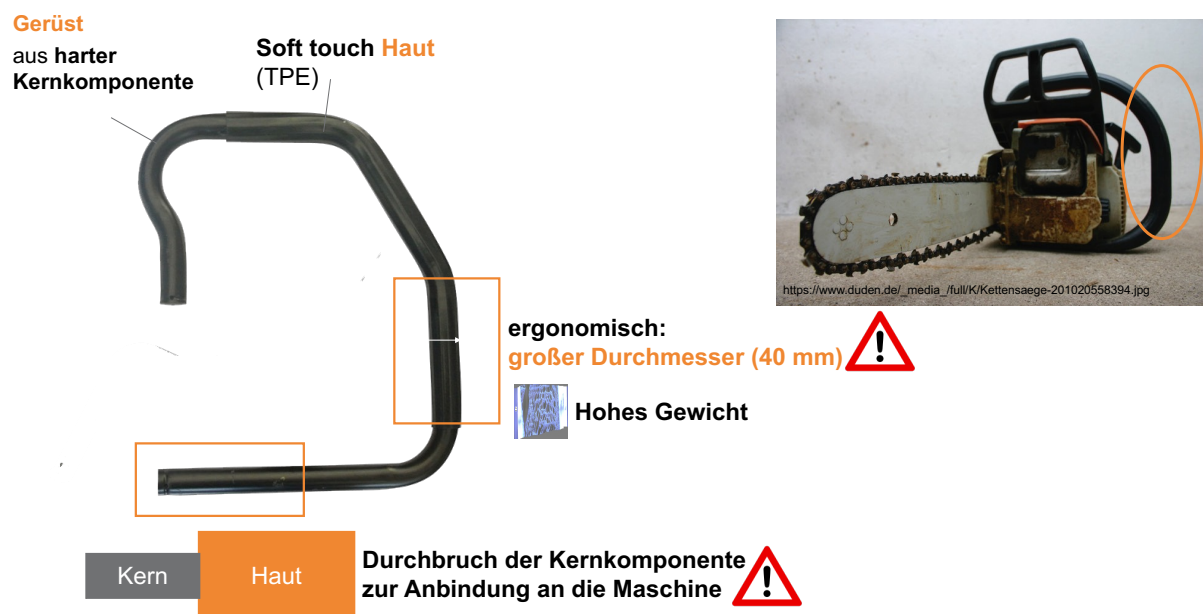
Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine steigende Bauteildicke und daraus resultierende größere Hautschichtdicke zu höheren maximalen Kernanteilen im Gesamtbauteil führen. Außerdem kann besonders bei Einsatz von vergleichsweise hohen Treibmittelgehalten von 0,70 Gew.-% N<sub>2</sub> bei großen Bauteildicken (5 mm) und Hautschichtdicken ( $0,38 \pm 0,02$  mm) bis zu 12 % des Gesamtgewichts im Vergleich zum kompakten co-injizierten Bauteil eingespart werden. Die Gewichtseinsparung kann durch Erhöhung der Bauteildicke weiter gesteigert werden (siehe Kapitel 5.5).

Jedoch führen hohe Bauteildicken durch die vergleichsweise großen Mengen an abzuführender Wärmeenergie vor allem im Zentrum des Bauteils zu großen Schaumzellen bzw. Lunkern, deren Einfluss bei Anwendung des Verfahrens auf mechanisch belastete Bauteile kritisch zu prüfen ist. Die Haut/Kern-Verteilung der Bauteile wird durch den Einsatz von Treibmittel kaum beeinflusst. Lediglich am Fließwegende entstehen Instabilitäten durch das Aufschäumen der Kernkomponente.



## 5.5 Übertragung der Erkenntnisse auf ein Anwendungsbeispiel aus der Baumaschinenbranche

Abgerundet wird die vorliegende Arbeit durch den Transfer der Erkenntnisse auf das im Rahmen des Forschungsprojekts HiCoInject – „Entwicklung eines Leichtbau-Hybrid-Griffs für den Einsatz im Industrie- und Agrarsektor“<sup>9</sup> entwickelte anwendungsrelevante Bauteil. Für dieses Beispiel aus der Baumaschinenbranche wird das Verfahren Co-Injektion mit geschäumtem Kern gemeinsam mit dem Werkzeugbau der Siegfried Hofmann GmbH auf Anwendbarkeit geprüft. Bei der Serienproduktion von Griffstrukturen entsprechend diesem Anwendungsbeispiel (Abbildung 76) wird aktuell das Verfahren Überspritzen eingesetzt. Zunächst wird die harte Kernkomponente in eine Kavität injiziert. Wenn die Kernkomponente erstarrt ist, wird der Spritzling in ein weiteres Werkzeug umgesetzt und mit weicher Hautkomponente überspritzt. Um die Ergonomie des Griffs und einen sicheren Halt zu gewährleisten ist insbesondere der Griffdurchmesser von Bedeutung: Er beträgt in diesem Beispiel 40 mm. Bei solch dickwandigen, kompakt produzierten Bauteilen, ist das hohe Gewicht (ca. 450 g) nachteilig.



**Abbildung 76** Anwendungsbeispiel aus der Baumaschinenbranche: Ergonomische Griffstruktur hergestellt aus zwei thermoplastischen Komponenten durch Überspritzen (bisheriges Herstellungsverfahren).

<sup>9</sup> Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand; Laufzeit: 01.03.2016 bis 31.08.2018; Förderkennzeichen: ZF 4064602EB5

Eine alternative Möglichkeit aus zwei thermoplastischen Komponenten derartige Bauteile zu fertigen, ist die im Fokus dieser Dissertation stehende Co-Injektion. Dieser Prozess bedarf keinem Transfer der harten Komponente in ein anderes Werkzeug. In einem einstufigen Verfahren ist es mittels Co-Injektion möglich Bauteile aus harter Kernkomponente und weicher Hautkomponente in einem Werkzeug zu produzieren. Eine völlige Ummantelung der Kernkomponente durch Hautkomponente ist im vorliegenden Beispiel nicht gewünscht. Um eine Anbindung der Griffstruktur an die Baumaschine zu ermöglichen, ist ein Durchbruch der Kernkomponente an den jeweiligen Griffenden unabdingbar (siehe Abbildung 76). Außerdem muss der große Durchmesser am Haltegriff im Sinne der Ergonomie realisiert werden. Um das Gewicht des Bauteils mit 40 mm Durchmesser zu minimieren, wird die Kernkomponente im neuen Prozess geschäumt.

### 5.5.1 Auswahl einer geeigneten Materialkombination

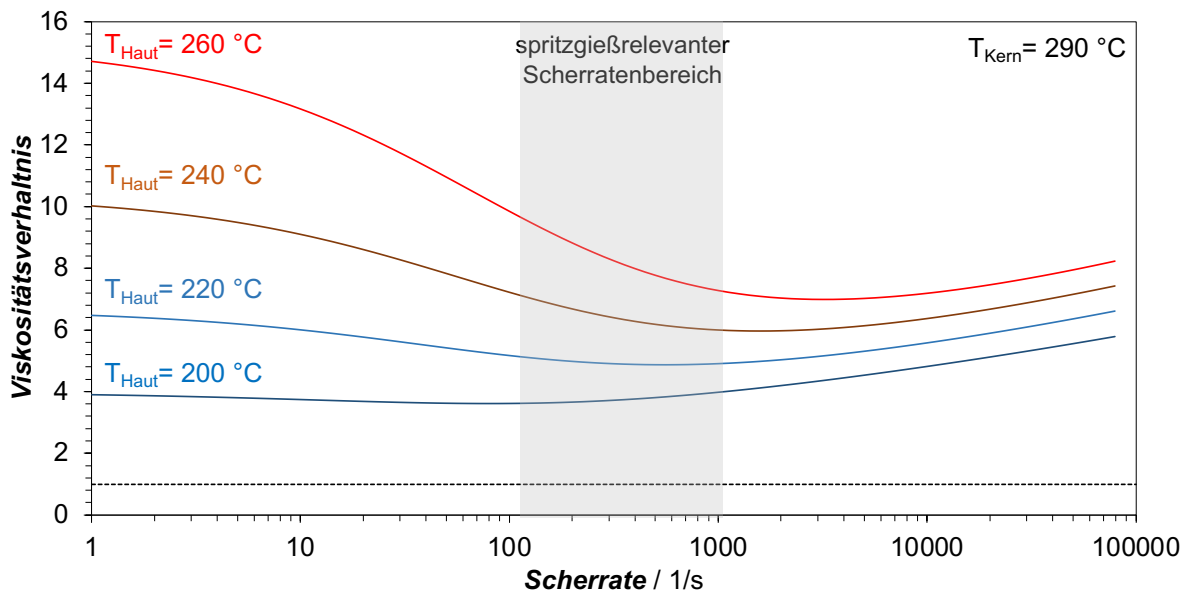
Bei der Herstellung co-injizierter Bauteile stellt bereits die Abstimmung der eingesetzten Materialien im Hinblick auf ihre rheologischen Eigenschaften eine Herausforderung dar (siehe Abschnitt 5.2). Zusätzlich zu den rheologischen Eigenschaften ist in der industriellen Anwendung die Einhaltung weiterer Forderungen, wie beispielsweise Eignung für das Einsatzgebiet, unabdingbar. Der Großteil der Anwender in der kunststoffverarbeitenden Industrie präferiert zudem bereits eingesetzte Materialien, um so lange Test- und Genehmigungsphasen für die Neuzulassung eines Materials für die betreffende Anwendung zu vermeiden.

Im Forschungsvorhaben, dessen Ergebnisse in diesem Teilkapitel zusammengefasst werden, wird ein TPS (Thermolast TC5YCA, KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG, Waldkraiburg) als Hautkomponente vorgegeben. Als Kernkomponente stehen aufgrund der Herstelleranforderungen zwei unterschiedliche glasfaserverstärkte Materialien zur Auswahl:

- Polyamid 6 GF 30 (Ultramid B3ZG6)
- Polypropylen GF 30 (Hostacom G3U01)

Abbildung 77 zeigt das Viskositätsverhältnis der Hautkomponente TPS mit der Kernkomponente PA6-GF30 über die Scherrate bei unterschiedlichen Temperaturen der Hautkomponente. Das Viskositätsverhältnis sinkt mit reduzierter Schmelzetemperatur über den

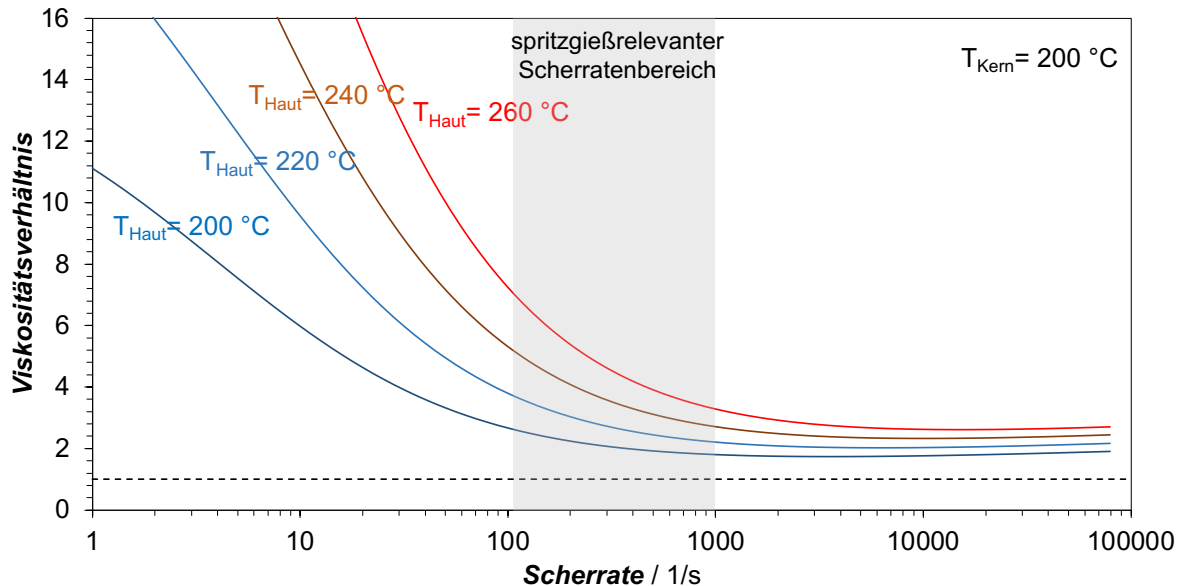
gesamten betrachteten Scherratenbereich. Im Allgemeinen liegt das Viskositätsverhältnis mit minimal 4 höher als das im Stand der Technik [54,109–111] und in Abschnitt 5.2 aufgezeigte optimale Viskositätsverhältnis um 1. Weiterhin stellt sich im spritzgießrelevanten Scherratenbereich von 100 bis 1000 1/s kein konstantes Viskositätsverhältnis ein: Es sinkt zunächst, um dann für höhere Scherraten wieder anzusteigen. Dies ist durch die unterschiedlichen Steigungen der Viskositätskurven der Haut- und Kernkomponente zu erklären und ist wie in den vorherigen Ausführungen (siehe Abschnitt 5.2) beschrieben, zu vermeiden.



**Abbildung 77** Viskositätsverhältnis über Scherrate einer der möglichen Materialkombinationen aus Thermolast TC 5 YCA (Hautkomponente) und PA 6 GF-30 Ultramid B3ZG6 (Kernkomponente) bei unterschiedlichen Temperaturen der Hautkomponente.

Abbildung 78 zeigt das scherratenabhängige Viskositätsverhältnis der Hautkomponente TPS mit der Kernkomponente PP-GF. Dabei ist wiederum zu erkennen, dass das Viskositätsverhältnis im Allgemeinen mit reduzierter Schmelztemperatur der Hautkomponente sinkt. Es liegt zudem über den kompletten betrachteten Bereich niedriger als das Viskositätsverhältnis von TPS und PA6-GF30. Im Gegensatz zu diesem nähert sich das hier betrachtete Verhältnis bei großen Scherraten einem festen Wert an. Das heißt, es liegt ein wie in Abschnitt 5.2 empfohlenes nicht scherratensensitives Viskositätsverhältnis etwas über 1 vor. Aufgrund der in

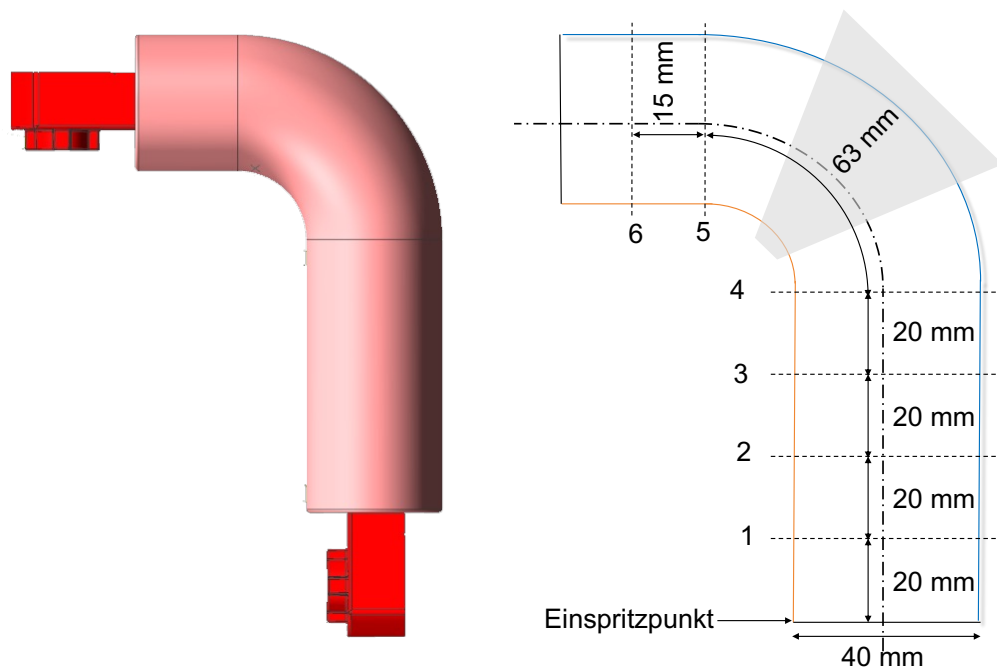
diesem Abschnitt erläuterten Zusammenhänge wird für die Herstellung der Probekörper PP-GF30 als Kernkomponente ausgewählt.



**Abbildung 78** Viskositätsverhältnis über Scherrate einer der möglichen Materialkombinationen aus Thermolast TC 5 YCA (Hautkomponente) und PP GF-30 Hostacom G3 U01 (Kernkomponente) bei unterschiedlichen Temperaturen.

### 5.5.2 Einfluss der Verarbeitungsparameter auf die Morphologie

Zur Analyse des Einflusses der Verarbeitungsparameter auf die Morphologie co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern für den Einsatz in der Baumaschinenbranche wird der in Abbildung 79 dargestellte Probekörper mit unterschiedlichen Verarbeitungsparametereinstellungen hergestellt. Anschließend wird dieser mittels Wasserstrahlschneiden in Scheiben geschnitten und der Kernflächenanteil der Scheiben mikroskopisch aufgezeichnet und mittels einer Bildanalysesoftware (ImageJ) quantitativ ausgewertet.



**Abbildung 79** Probenpräparation zur Auswertung der Morphologie co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern für den Anwendungsfall in der Baumaschinenbranche.

Die Herstellung der Probekörper erfolgt in einem von der Firma Siegfried Hofmann Werkzeugbau GmbH während des Projekts HiCoInject entwickelten Co-Injektionswerkzeugs, das durch eine neuartige Schmelzeführung im Werkzeug erlaubt, das Verfahren auf jeder Zweikomponenten-Schaumspritzgießanlage umzusetzen. Um die Haupteinflussparameter auf die Haut-Kern-Verteilung im vorliegenden Anwendungsfall herauszufinden, wird zunächst ein teilfaktorieller Versuchsplan (DoE) verfolgt, bei dem 50 unterschiedliche Versuchsreihen mit je fünf Bauteilen bewertet werden. Die betrachteten Parameter sind:

- Schmelztemperatur der Kernkomponente (200 °C bis 260 °C, in drei Stufen)
- Schmelztemperatur der Hautkomponente (220 °C bis 260 °C, in drei Stufen)
- Eingespritzter Kernvolumenanteil (40 % bis 60 %, in fünf Stufen)
- Einspritzgeschwindigkeit der Kernkomponente (50 cm<sup>3</sup>/s bis 250 cm<sup>3</sup>/s, in fünf Stufen)
- Werkzeugtemperatur (15 °C bis 35 °C, in drei Stufen)
- Treibmittelgehalt (0,2 Gew.-% bis 0,7 Gew.-%, in drei Stufen)

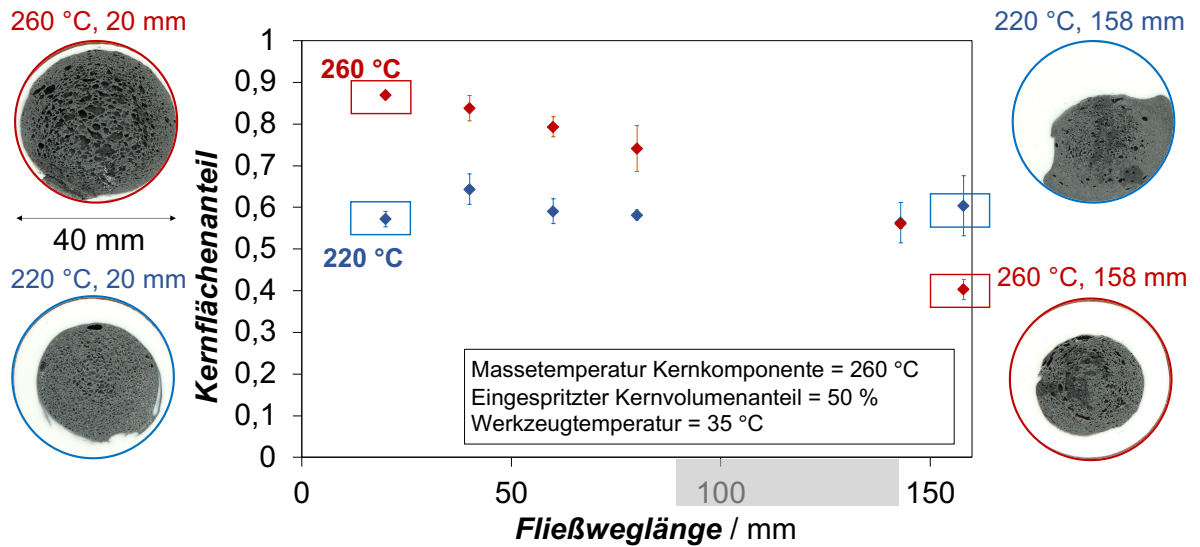
Als Ergebnis der systematischen Parametervariation wurde festgestellt, dass das eingespritzte Haut/Kern-Verhältnis und die Massetemperatur der Hautkomponente die Haupteinflussfaktoren auf die resultierende Morphologie sind. Daher werden diese beiden Verarbeitungsparameter in den folgenden Unterkapiteln betrachtet.

### **5.5.2.1 Einfluss der Massetemperatur der Hautkomponente auf den resultierenden Kernanteil entlang des Fließwegs**

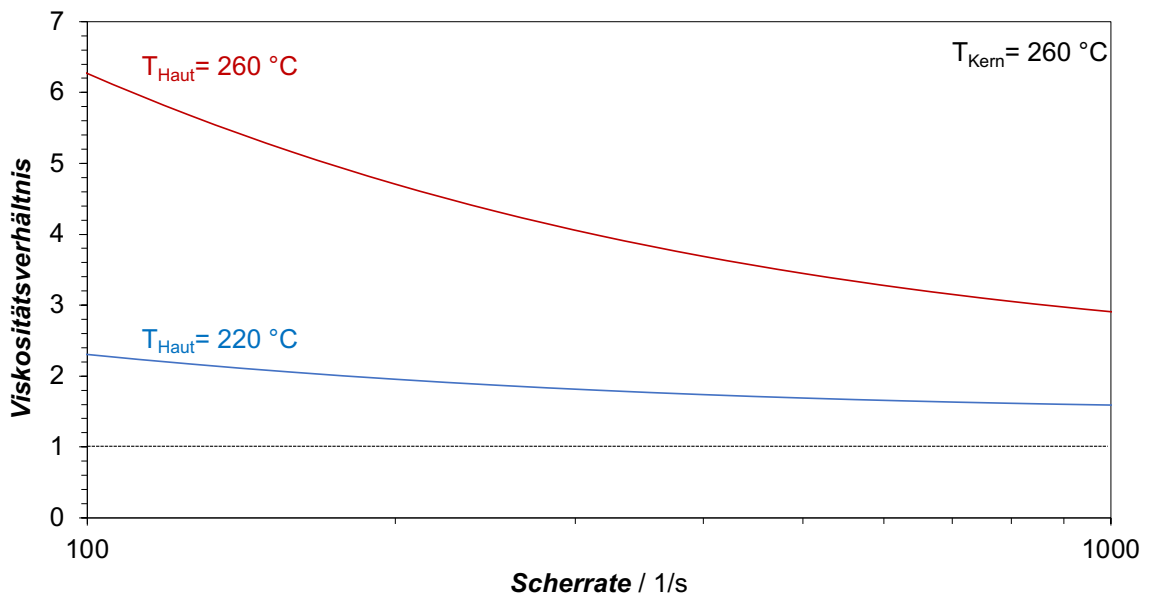
Abbildung 80 zeigt den Kernanteil über die Fließweglänge bei zwei unterschiedlichen Massetemperaturen der Hautkomponente. Alle weiteren Parameter werden dabei konstant gehalten. Es ist zu erkennen, dass der Kernanteil für geringe Massetemperaturen der Hautkomponente (220 °C) nahezu konstant über den Fließweg bleibt, wohingegen eine erhöhte Temperatur (260 °C) zu geringerem Kernanteil am Fließwegende führt.

Dies ist durch die geringere Viskosität der Hautkomponente und dem damit höherem Viskositätsverhältnis (siehe Abbildung 81) bei erhöhten Temperaturen zu erklären, welche der Kernkomponente das Verdrängen der Hautkomponente am Fließwegbeginn erleichtert. Außerdem ist (durch die konstante Werkzeugtemperatur) die Hautkomponente bei höherer Massetemperatur beim Zeitpunkt der Injektion der Kernkomponente zu einem geringeren Anteil an der Kavitätswand erstarrt, was wiederum zu höheren Kernanteilen am Fließwegbeginn und Verdrängung der Hautkomponente ans Fließwegende führt.

Des Weiteren ist anhand der Schnittbilder in Abbildung 80 die Form und Lage der Kernkomponente in der Kavität zu erkennen. Für beide Schmelzetemperaturen der Hautkomponente liegt die Kernkomponente am Fließwegbeginn zentral eingebettet in der Hautkomponente. Am Fließwegende bricht bei zu geringer Massetemperatur der Hautkomponente (220 °C) die Kernkomponente durch. Dies ist durch den vor allem am Fließwegende lokal höheren Kernanteil zu erklären, welcher zu erhöhtem Durchbruchrisiko führt (vergleiche auch [9,10,33]).



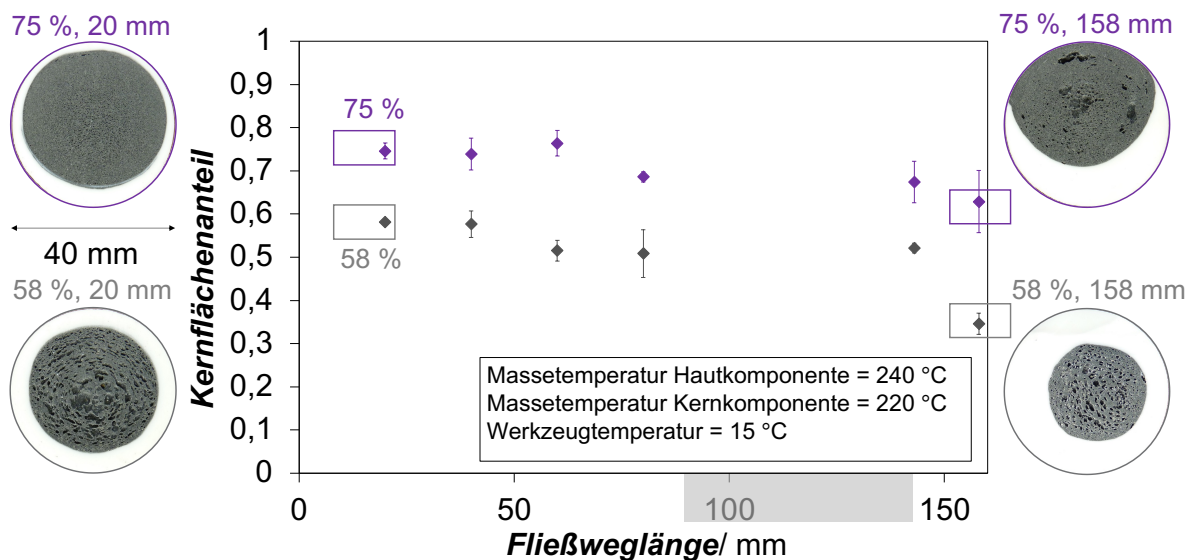
**Abbildung 80** Kernflächenanteil über Fließweglänge bei zwei unterschiedlichen Masse-temperaturen der Hautkomponente.



**Abbildung 81** Viskositätsverhältnis von Thermolast TC 5 YCA (Hautkomponente) und PP GF-30 Hostacom G3 U01 (Kernkomponente) bei 220 und 260 °C im relevanten Scherratenbereich.

### 5.5.2.2 Einfluss des Kernvolumenanteils auf den resultierenden Kernflächenanteil entlang des Fließwegs

Neben der Massetemperatur der Hautkomponente hat das eingespritzte Kern/Haut-Volumenverhältnis einen signifikanten Einfluss auf die Struktur der co-injizierten Probekörper. Dieser ist am Beispiel zweier Kernvolumenanteile in Abbildung 82 dargestellt. Mit zunehmendem eingespritzten Kernvolumenanteil wächst auch der resultierende Kernanteil im Bauteil. Außerdem erhöht sich bei höherem eingespritzten Kernvolumenanteil auch die Wahrscheinlichkeit eines ungewollten Durchbruchs am Fließwegende.



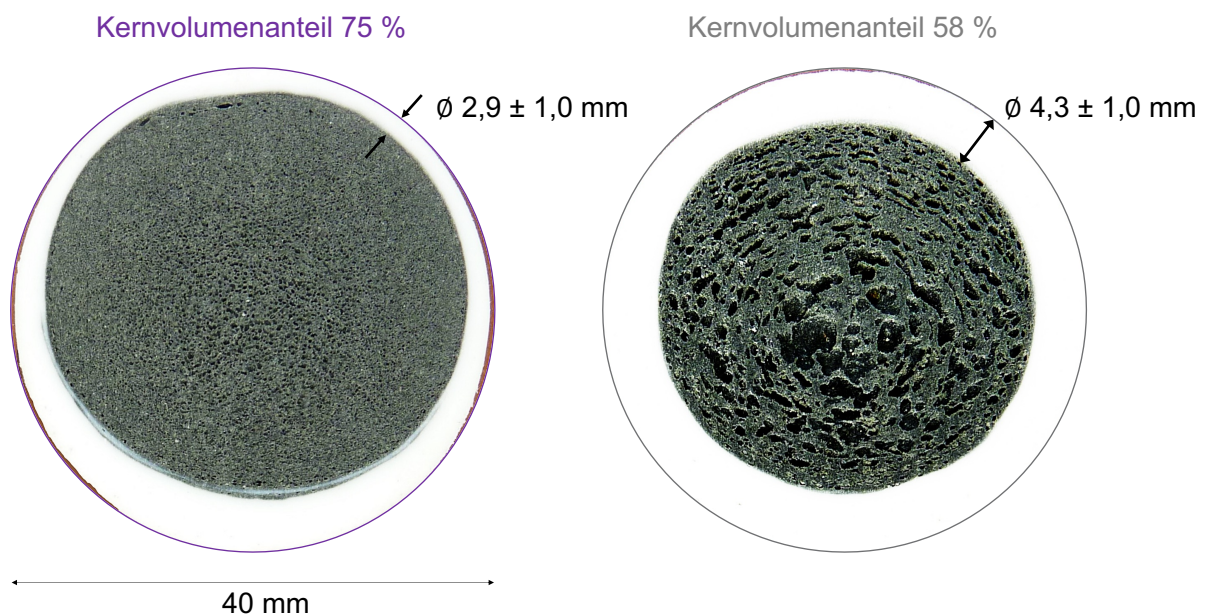
**Abbildung 82** Kernflächenanteil über Fließweglänge bei zwei unterschiedlichen eingespritzten Kernvolumenanteilen.

Neben dem Einfluss auf den Kernflächenanteil ist auch die auffällig unterschiedliche Schaummorphologie der beiden Probenreihen interessant. Diese wird im folgenden Abschnitt näher betrachtet.



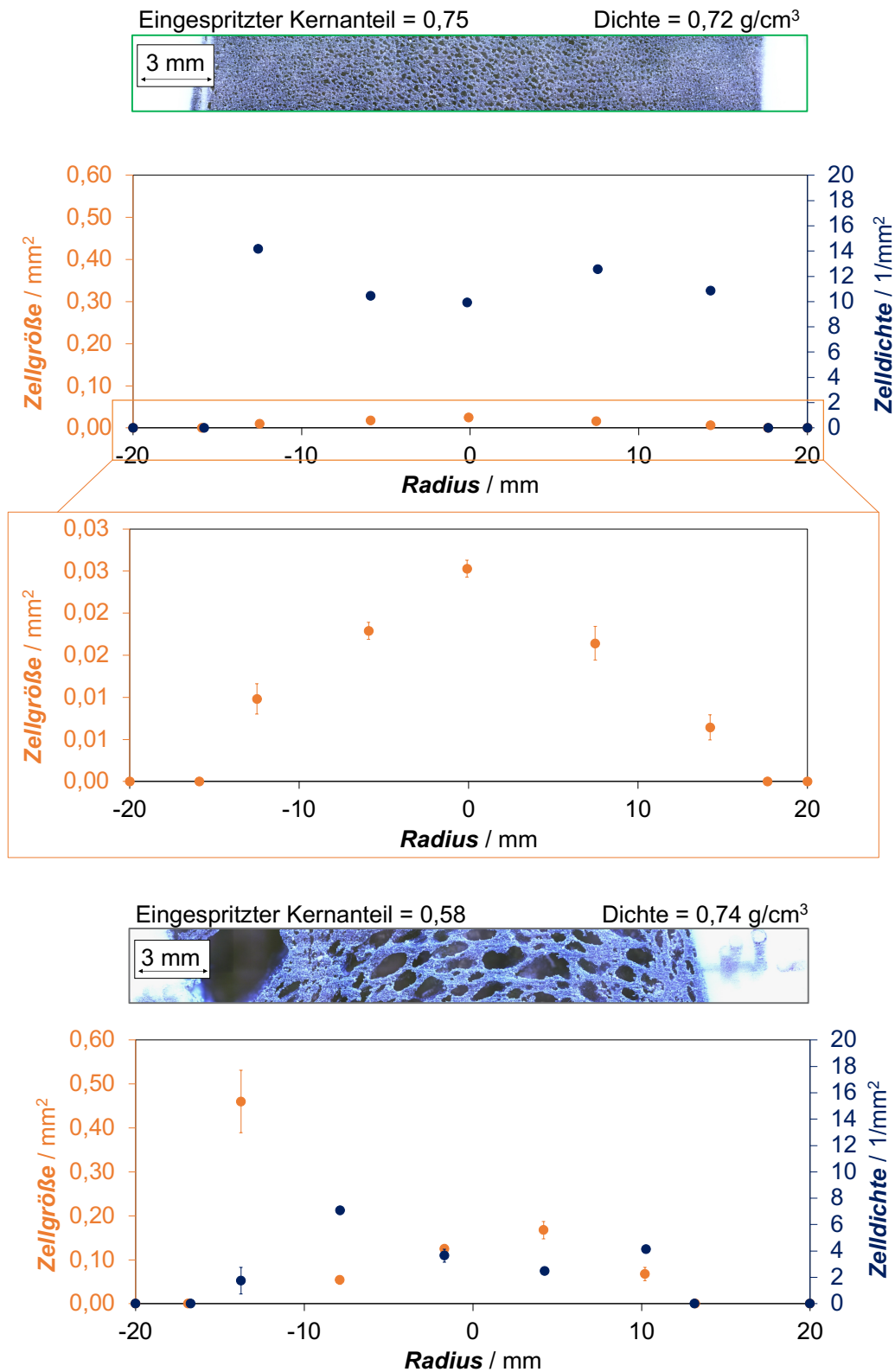
### 5.5.2.3 Einfluss des eingespritzten Kernvolumenanteils auf die resultierende Schaummorphologie

Stellvertretend wird nun auf die Schaummorphologie der beiden bereits in Abbildung 82 dargestellten Probekörper eingegangen. Dabei werden zwei Schnittbilder zu Beginn des Fließweges herangezogen, welche nochmals vergrößert in Abbildung 83 dargestellt sind. Die Dichte der jeweiligen Kernkomponenten ist mit  $0,72$  und  $0,74 \text{ g/cm}^3$  annähernd gleich, wodurch diese sich zum Vergleich der Schaummorphologie besonders eignen. Die mittlere Randschichtdicke (gemessen an 10 Stellen) beträgt beim Ausschnitt des linken Probekörpers (mit eingespritztem Kernanteil 75 %)  $2,9 \pm 1,0 \text{ mm}$  und beim rechten Probekörper (mit eingespritztem Kernanteil 58 %)  $4,3 \pm 1,0 \text{ mm}$ .



**Abbildung 83** Schnittbilder am Fließwegbeginn (20 mm) bei zwei unterschiedlichen eingespritzten Kernvolumenanteilen.

Zum Vergleich der Schaummorphologie bei unterschiedlichem eingespritztem Kernanteil ist in Abbildung 84 jeweils eine Mikroskopieaufnahme, sowie Zellgröße und Zellzahl entlang des Radius des Probekörpers dargestellt.



**Abbildung 84** Schaummorphologie am Fließwegbeginn bei eingespritztem Kernvolumenanteil von 75 % und 58 %.

Ein höherer Kernvolumenanteil führt gleichzeitig zu geringerem Hautanteil und damit einer dünneren Hautschicht. Daraus resultiert eine feinzellige Schaummorphologie, wohingegen ein kleinerer Kernvolumenanteil (und damit dickere Hautschicht) zu großen, ungleichmäßig verteilten Schaumzellen führt. Dies kann durch die geringe Wärmeleitfähigkeit der Hautkomponente (0,2 W/mK) erklärt werden, welche als Wärmewiderstand wirkt. Je dicker die Hautschicht, desto größer die isolierende Wirkung, desto langsamer wird die Wärme aus der Kernkomponente abgeführt (vergleiche auch Abschnitt 5.3).

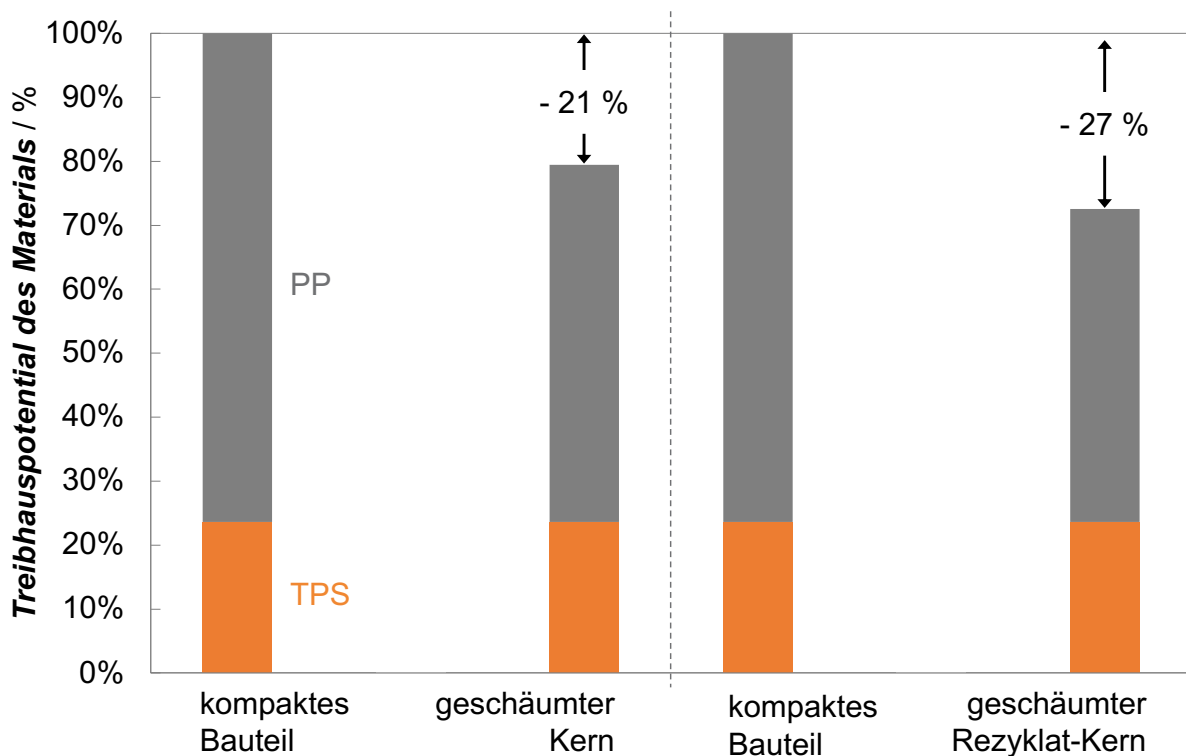
Für einen hohen Kernvolumenanteil, und eine daraus resultierende geringe Hautschichtdicke und schnelle Wärmeabfuhr aus dem schäumenden Kern, ist eine für das TSG typische Integralschaumstruktur realisierbar (siehe Abbildung 84). Somit ist auch für diese spezielle Anwendung eine geringe Hautschichtdicke anzustreben. Da die Hautschicht allerdings eine gewisse Dicke aufweisen muss, damit das Bauteil den haptischen Ansprüchen genügt, ist die optimale Hautschichtdicke für den jeweiligen Anwendungsfall zu prüfen.

### **5.5.3 Reduktion des Primärenergieeinsatzes durch Einsatz von Rezyklat als Kernkomponente**

Die nachfolgende Betrachtung hat das Ziel einer Verringerung des Treibhauspotentials durch Reduktion des Primärmaterialeinsatzes. Sie beschränkt sich auf die Analyse der Umweltwirkung des Materials, das bei der Herstellung der betrachteten Griffstruktur eingesetzt wird. Hierfür wurden die von Plastics Europe ermittelten Daten in der Sphera Datenbank verwendet und in der GaBi Software modelliert. Die LCIA Methode ReCiPe 2016 diente zur Berechnung der GWP-Werte (Global Warming-Potential). Der Prozess wird dabei nicht mitbetrachtet, da es sich um ein nicht für die Serie optimiertes Versuchswerkzeug handelt.

Abbildung 85 zeigt das Treibhauspotential in CO<sub>2</sub>-Äquivalenten des eingesetzten Materials bei unterschiedlichen Herstellungsvarianten. Zunächst ist das Treibhauspotential eines kompakten Bauteils aufgezeigt. Dieses kann in einen Anteil für die Hautkomponente TPS und einen für die Kernkomponente PP aufgeteilt werden. Wird der Kern geschäumt, reduziert sich das Treibhauspotential der Kernkomponente PP, da eine geringere Menge Material eingesetzt wird. (Das Treibhauspotential des eingesetzten Treibmittels N<sub>2</sub> ist mit  $9 \cdot 10^{-5}$  % im Diagramm nicht darstellbar.) Wird nun zusätzlich Rezyklat mit geringerem GWP anstatt Neeware als Kernkom-

ponente eingesetzt, kann das Treibhauspotential weiter verringert werden. In der vorliegenden Betrachtung wird ein Rezyklat aus der GaBi-Software angenommen (PP-Verbraucherrückläufer, Aufbereitung durch Waschen, Granulieren und Pelletieren, 90 % Recyclingquote) unter der Randbedingung, dass dabei der gleiche Schäumgrad erzielbar ist. Das Treibhauspotential des Prozesses ist weiterführend zu betrachten.

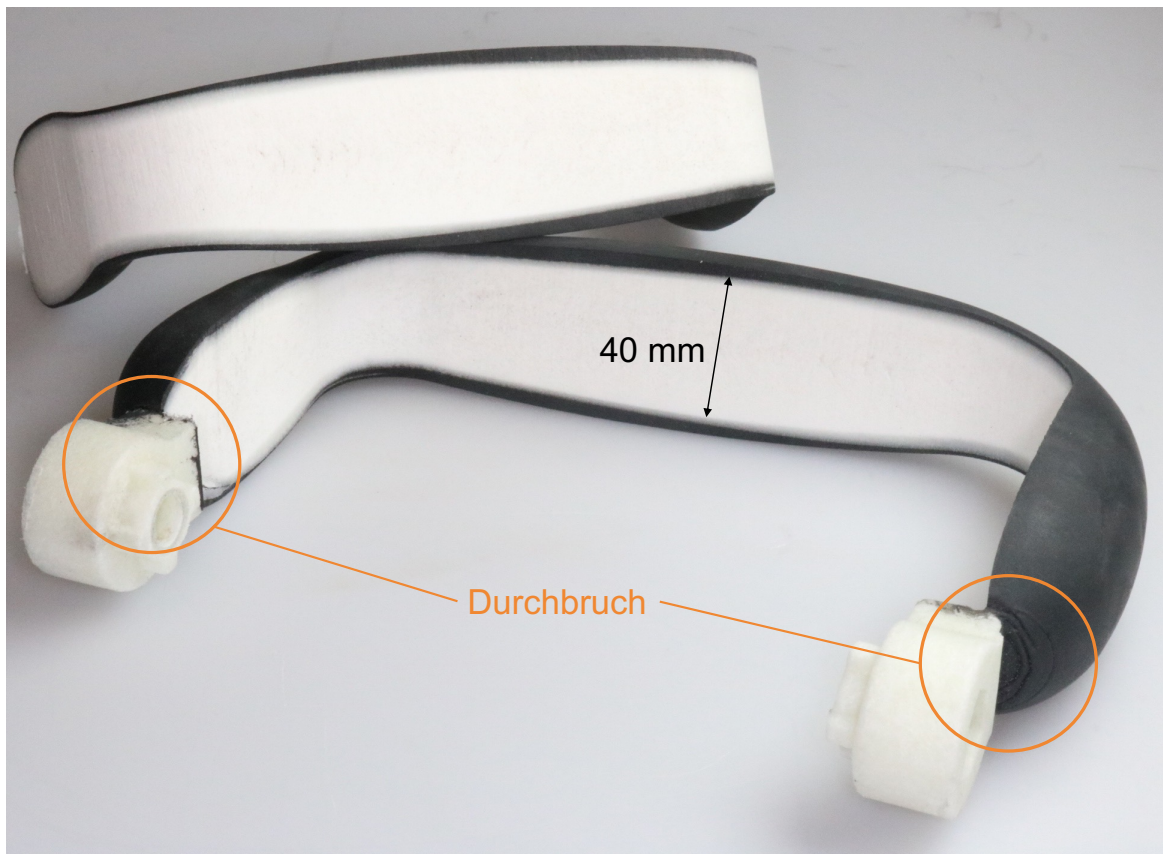


**Abbildung 85** Treibhauspotential der Materialien der Griffstruktur aus Abbildung 86 bei unterschiedlichen eingesetzten Materialien im Vergleich.

#### 5.5.4 Anwendung

Durch die geschickte Kombination der beiden Spritzgießsonderverfahren Co-Injektion und TSG gelingt es Griffe mit geschäumtem Kern und haptischer Haut in einem einstufigen Prozess herzustellen. Aus den in dieser Arbeit gezeigten Untersuchungen resultiert in Zusammenarbeit mit den Projektpartnern ein Demonstratorbauteil (Abbildung 86), dessen Gewicht (im Vergleich zu einem kompakt gefertigten Griff gleicher Größe) um 50 % reduziert werden konnte.

Der durch innovative Werkzeugtechnik reproduzierbar herstellbare Durchbruch der Kernkomponenten an beiden Enden des Griffs ermöglicht die Anbindung an das Werkzeug.



**Abbildung 86** Demonstratorbauteil: Leichtbaugriff für die Baumaschinenbranche, hergestellt im Kombinationsverfahren Co-Injektion mit geschäumtem Kern.

Es konnte sowohl die Robustheit des Fertigungsprozesses als auch der Demonstratorbauteile durch produktrelevante Prüfungen gezeigt werden. Auch bringt die Schaumstruktur der Kernkomponente Vorteile bezüglich der Dämpfung von Vibrationen während des Betriebs des Werkzeugs. Der Einsatz von Rezyklaten als Kernkomponente ist möglich, da wegen der Umschließung mit Hautkomponente die Optik des Kernmaterials kaschiert wird. Aufgrund des potenziellen Einsatzes von Rezyklaten und des reduzierten Bauteilgewichts durch das Schäumen der Kernkomponente stellt die vorliegende Entwicklung eine nachhaltige zukunftsweisende Lösung dar, die im Jahr 2019 mit dem international anerkannten „Best Of“-MATERIALICA Design + Technology Award ausgezeichnet wurde.

## 6 Zusammenfassung und Ausblick

### 6.1 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, die Ausbildung der Morphologie von co-injizierten Bauteilen, bestehend aus einer thermoplastischen Weichkomponente für die Außenhaut und einem geschäumtem Polypropylen-Kern aufzuklären. Die Basis der Untersuchungen stellt die Analyse des Materialverhaltens dar. Dabei werden sowohl die thermischen Eigenschaften als auch die rheologischen Eigenschaften der Hautkomponente und der treibmittelbeladenen Kernkomponente analysiert.

Der  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt der TPS wird zwischen 8 % und 29 % in vier Stufen variiert. Die TPS wurden speziell für die vorliegende Arbeit hergestellt, sodass sich lediglich der  $PP_{\text{Haut}}$ -Anteil der Materialien ändert. Das Verhältnis von SEBS zu Weißöl und weiteren Additiven bleibt konstant. Sowohl der Schmelzpunkt als auch der Onset der Kristallisation steigt bei den TPS mit zunehmendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt an. Je höher der  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt, desto näher liegen die Werte an denen des reinen PP. Die sinkenden Schmelzpunkte, sowie die sinkenden Onset-Temperaturen der Kristallisation werden durch die steigende Verschlaufung der Weichsegmentphase SEBS mit dem amorphen  $PP_{\text{Haut}}$ , bei geringerem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt erklärt. Die Mischbarkeit kann bei unterschiedlichen PP-Typen stark abweichen. Diese Untersuchungen sind nicht Gegenstand der vorliegenden Arbeit. Ab einem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt von 11 % wird eine stabile Kristallinität von 40 % erreicht, während bei einem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt von 8 % die Kristallinität lediglich 25 % beträgt. Die Wärmekapazität ist unabhängig vom  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt in die drei typischen Bereiche (fester Zustand, Übergangsbereich und schmelzeförmiger Zustand) unterteilbar. Sie nimmt mit steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt ab, da die Bildung co-kontinuierlicher Phasen die Kettenmobilität des Polymer vereinfacht und der PP-Phase erlauben Wärme zu übertragen (ohne Wärmeaustausch über das SEBS-Segment). Bei steigendem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt steigt auch der Speichermodul aufgrund der Hinderung der Molekülbewegung durch den steigenden kristallinen Anteil. Der Verlustmodul sinkt bei einem hohen  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt von 29 % am langsamsten ab, aufgrund der erhöhten Mikrophasenseparation des SEBS. Die Erweichungsbereiche der einzelnen Phasen sind je nach Anteil im Compound mehr oder weniger stark ausgeprägt. Zunächst erweicht die EB-Phase bei ca. 50 °C, anschließend folgt PP bei ca. 0 °C und zuletzt PS bei ca. 100 °C.

Die Viskosität von TPS nimmt mit der Erhöhung des  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalts in der Hautkomponente (von 8 auf 29 Gew.-%) ab. Bei hohen Scherraten (mehr als 100 1/s) nähert sich die Viskosität der TPS der des reinen  $PP_{\text{Kern}}$  an, da das Gleiten der Molekülketten hauptsächlich durch die Schubspannung beeinflusst wird.

Bei der Analyse des Einflusses des Treibmittelgehalts (zwischen 0,2 Gew.-% und 0,7 Gew.-% in 0,1 Gew.-%-Schritten) auf die Viskosität des  $PP_{\text{Kern}}$  ist unter den in dieser Arbeit vorliegenden Bedingungen kein signifikantes Absinken der Scherviskosität aufgetreten. Durchgeführte Messungen des Kompressionsmoduls haben bewiesen, dass das Treibmittel im Zylinder der Spritzgießanlage vollständig im Polymer gelöst war. Der Einfluss des Treibmittelgehalts auf die Schmelzeviskosität kann in der vorliegenden Arbeit nicht vollständig geklärt werden.

Die selbst aufgestellten Materialmodelle zur Spritzgießsimulation wurden mittels eigener Experimente validiert.

Ergänzend zum Stand der Technik wurde das Viskositätsverhältnis von Haut- und Kernkomponente in der vorliegenden Arbeit über den spritzgießrelevanten Scherratenbereich (100 – 1000 1/s) beleuchtet. Bei der betrachteten Materialkombination führt ein steigender  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt der Hautkomponente zu einer geringeren Scherratensensitivität des Viskositätsverhältnisses ( $\eta_{\text{Kern}}/\eta_{\text{Haut}}$ ) und damit zu einer größeren Kernausbreitung im Gesamtbauteil und zu einer homogeneren Kernfließfront unter gleichbleibenden Verarbeitungsbedingungen. Bei niedrigem  $PP_{\text{Haut}}$ -Gehalt entstehen Unstetigkeiten in der Fließfront des Kernmaterials, da geringfügige Änderungen der Scherrate (beispielsweise auch durch Wanddickensprünge) zu großen Änderungen im Viskositätsverhältnis führen. Die Berücksichtigung des tatsächlichen Viskositätsverhältnisses im spritzgießrelevanten Scherratenbereich ist für die Herstellung co-injizierter Bauteile mit komplexem Materialsystem unabdingbar.

Durch Thermoplastschaumspritzgießen zwischen Einleger vorgegebener Dicke wurde der Einfluss der Dicke der Einleger auf die Schaummorphologie der Kernkomponente  $PP_{\text{Kern}}$  evaluiert. Die Ergebnisse wurden mit der Simulation korreliert und daraus die Zeit bis zur vollständigen Erstarrung des Schaumkerns abgeleitet. Ein geringerer Temperaturgradient im Schaumkern bei Anwesenheit eines Einlegers führt zu höheren durchschnittlichen Zellgrößen bei kleinerer Abweichung entlang der Bauteildicke. Die Zeit bis zur vollständigen Erstarrung des Schaumkerns erhöht sich bei Einbringung eines Einlegers von 0,5 mm Dicke um 73 % (im Vergleich zum

Schaumspritzgießen ohne Einleger). Die Einlegerdicke hat einen geringeren Einfluss: Die Zeit bis zur vollständigen Erstarrung der Kernkomponente erhöht sich bei Steigerung der Einlegerdicke von 0,5 mm auf 2 mm lediglich um 19 %. Die Erkenntnisse aus diesen Zwischenschäumversuchen werden auf die Co-Injektionsversuche mit Schaumkern übertragen.

Bei Kombination der beiden Sonderverfahren Co-Injektion und Schaumspritzgießen steigt sowohl das Potential der Maximierung des Kernanteils als auch der Reduktion des Gewichts mit zunehmender Bauteildicke und damit auch zunehmender Hautschichtdicke. Bei Einsatz von 0,75 % N<sub>2</sub> bei einer Bauteildicke von 5 mm und einer Hautschichtdicke von  $0,38 \pm 0,02$  mm ist es bei der hier vorliegenden Plattengeometrie (500 mm x 200 mm) möglich 12 % des Gesamtgewichts einzusparen. Diese kann – wie im vorliegenden Anwendungsbeispiel – bei Erhöhung der Bauteildicke durch Vergrößerung des Kernanteils am Gesamtbauteil und Reduktion der Dichte des Kernmaterials weiter maximiert werden. Dabei wird die Haut/Kern-Verteilung des Bauteils durch Einbringung von Treibmittel bei der vorliegenden Materialkombination aufgrund der nicht detektierbaren Viskositätsminderung nicht maßgeblich beeinflusst. Es sind lediglich geringe Änderungen der Kernfließfront, vor allem in Form von Instabilitäten am Fließwegende durch Ausgasen des Treibmittels bei geringem Druck zu erkennen.

Die gewonnenen Erkenntnisse konnten auf eine Anwendung in der Baumaschinenbranche übertragen werden. Unter Beachtung der Vorgaben des Herstellers wurde eine geeignete Materialkombination ausgewählt und der Einfluss der Verarbeitungsparameter auf die Struktur der Bauteile untersucht. Berechnungen zur Reduktion des Primärenergieeinsatzes zeigen, dass bereits 21 % des Treibhauspotentials des eingesetzten Materials durch Schäumen der Kernkomponente eingespart wird (im Vergleich zum kompakten Bauteil). Durch Einsatz von Rezyklat als Kernkomponente kann die Umweltwirkung weiter gesenkt werden.

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche belegen, dass die Verfahrenskombination von Co-Injektion und Schaumspritzgießen unter Verwendung einer komplexen Materialkombination eine zukunftsweisende Möglichkeit zur Herstellung haptisch ansprechender Bauteile mit reduziertem Materialeinsatz darstellt.



## 6.2 Ausblick

Die vorliegende Arbeit ist die Grundlage für die Weiterentwicklung mit anderen Materialkombinationen und Bauteilgeometrien. Dabei ist besonders das Potential des Einsatzes von Rezyklaten als Kernkomponente wichtig für die Nachhaltigkeit und sollte vertieft untersucht werden. Rezyklate weisen häufig Batch-Schwankungen auf, die sich auch auf die Viskosität und damit die Haut/Kern-Verteilung co-injizierter Bauteile auswirken können. Um das Verfahren dennoch für die Serie nutzbar zu machen, können InLine-Viskosimeter (wie das in Abschnitt 4.2.2 beschriebene) genutzt werden. Die intelligente Vernetzung dieser Systeme mit der Steuerung der Spritzgießmaschine macht es möglich durch Variation der Prozessparameter (wie Einspritzgeschwindigkeit oder Treibmittelgehalt) der Viskositätsschwankung entgegenzusteuern. In Hinblick auf die Nachhaltigkeit künftiger Produkte sind sowohl bioabbaubare als auch biobasierte Compounds für die Verarbeitung in der Co-Injektion mit geschäumtem Kern denkbar.

Die vorliegende Arbeit beschränkt sich auf die Aufklärung der Strukturausbildung (Haut/Kern-Verteilung und Schaummorphologie) co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern. Um das hier betrachtete Verfahren für die Produktion von Serienbauteilen einzusetzen, müssen die für den speziellen Anwendungsfall relevanten mechanischen Eigenschaften analysiert werden. Da die weichelastische Hautkomponente keinen Einfluss auf die Biegesteifigkeit hat, hängt diese vor allem von der kompakten Randschichtdicke der geschäumten Kernkomponente ab.

Ein vielversprechender Ansatz bei der Verfahrensoptimierung stellt die Einstellung einer Simultanphase während des Einspritzens der Haut- und Kernkomponente dar. Dabei wird üblicherweise im letzten Drittel der Einspritzzeit der Hautkomponente bereits mit der Injektion der Kernkomponente begonnen, um den Kernanteil im Bauteil zu erhöhen.

Die Verfahrenskombination Co-Injektion mit Schaumkern ist bisher nicht in der Spritzgießsimulation abbildbar. Gerade zur Auslegung von Bauteilen mit mehreren Angüssen oder von Mehrkavitätenwerkzeugen ist die Simulation ein wichtiger Baustein vor der Fertigung von Spritzgießwerkzeugen. Auch Richtlinien zur Bauteilgestaltung co-injizierter Bauteile mit geschäumtem Kern können durch Kombination von Simulation und Versuchen aufgestellt werden.

## 7 Literaturverzeichnis

- [1] Altstädt, V., Mantey, A.: Thermoplast-Schaumspritzgießen. Carl Hanser Verlag, München 2010.
- [2] Der Chien, R., Chen, S.-C., Lee, P.-H., Huang, J.-S.: Study on the Molding Characteristics and Mechanical Properties of Injection-molded Foaming Polypropylene Parts, *J. Reinforced Plast. Compos.*, Bd. 23, Nr. 4, S. 429–444, 2004.
- [3] Tovar-Cisneros, C., Gonzalez-Núñez, R., Rodrigue, D.: Effect of mold temperature on morphology and mechanical properties of injection molded HDPE structural foams, *J. Cell. Plast.*, Bd. 44, Nr. 3, S. 223–237, 2008.
- [4] Guo, M., Heuzey, M., Carreau, P. J.: Cell Structure and Dynamic Properties of Injection Molded Polypropylene Foams, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 47, S. 1070–1081, 2007.
- [5] Spörrer, A.: Leichte Integralschäume durch Schaumspritzgießen mit optimierten Werkstoffen und variothermen Werkzeugen, Dissertation Universität Bayreuth, 2010.
- [6] Köppl, T.: Halogenfrei flammgeschütztes Polybutylenterephthalat und dessen Verarbeitung zu Polymerschäumen, Dissertation Universität Bayreuth, 2014.
- [7] Lu, H., Hu, G.: Microcellular Foam Injection Molding Surface Improvement Methods, *2nd Annu. Int. Conf. Adv. Mater. Eng.*, S. 1077–1084, 2016.
- [8] Zhang, L., Zhao, G., Dong, G., Li, S., Wang, G.: Bubble morphological evolution and surface defect formation mechanism in the microcellular foam injection molding process, *R. Soc. Chem.*, Bd. 5, Nr. 86, S. 70032–70050, 2015.
- [9] Michaeli, W., Johannaber, F.: Handbuch Spritzgießen. München 2004.
- [10] Young, S. S., White, J. L., Clark, E. s., Oyanagi, Y.: A Basic Experimental Study of Sandwich Injection Molding with Sequential Injection, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 20, Nr. August, S. 798–804, 1980.
- [11] Suhartono, E., Chen, S.-C. C., Chang, Y.-H. H., Chang, J.-A. A., Lee, K. H.: Improvement on the surface quality of microcellular injection molded parts using microcellular co-injection molding with the material combinations of PP and PP-GF, *Int. J. Plast. Technol.*, Bd. 21, Nr. 2, S. 239–251, 2017.
- [12] Turng, L. S., Kharbas, H.: Development of a Hybrid Solid-Microcellular Co-injection Molding Process, *Int. Polym. Process.*, Bd. 19, Nr. 1, S. 77–86, 2004.
- [13] Hüttl, A., Kliem, M.: Herstellung von Leichtbauteilen durch Verfahrenskombination Physikalisches Schäumen und 2-Komponenten-Sandwich- Spritzguss, *Technomer*, 2019.
- [14] Moritzer, E.: AiF-Schlussbericht 15312 N: Beschreibung und Vorhersage der Kern/-Hautverteilung bei Sandwichbauteilen mit Hilfe der Ähnlichkeitstheorie, Universität Paderborn, 2011.
- [15] Holden, G.: 5 – Thermoplastic Elastomers, in *Applied Plastics Engineering Handbook*, Elsevier Inc. 2017 S. 91–107.

- [16] Ismail, H.: Thermoplastic elastomers based on polypropylene/natural rubber and polypropylene/recycle rubber blends, *Polym. Test.*, Bd. 21, Nr. 4, S. 389–395, 2002.
- [17] Chen, Y., Kushner, A. M., Williams, G. A., Guan, Z.: Multiphase design of autonomic self-healing thermoplastic elastomers, *Nat. Chem.*, Bd. 4, Nr. 6, S. 467–472, 2012.
- [18] Zhang, X., Zhang, Y., Peng, Z., Shang, X., Zhang, Y.: Dynamically vulcanized nitrile rubber/polyoxymethylene thermoplastic elastomers, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 77, Nr. 12, S. 2641–2645, 2000.
- [19] Mousa, A., Ishiaku, U. S., Ishak, Z. A. M.: Oil resistance of dynamically vulcanized poly (vinyl chloride)/nitrile butadiene rubber thermoplastic elastomers, *Polym. Bull.*, Bd. 53, Nr. 3, S. 203–212, 2005.
- [20] Leibler, L.: Theory of Microphase Separation in Block Copolymers, *J. Dalian Univ. Technol.*, Bd. 13, Nr. 6, S. 1602–1617, 1980.
- [21] Wang, L., Zhao, J., Han, C. C.: Phase separation of polystyrene--(ethylene--butylene)--styrene (SEBS) deposited on polystyrene thin films, *Polymer (Guildf.)*, Bd. 49, Nr. 8, S. 2153–2159, 2008.
- [22] Ghosh, S., Khastgir, D., Bhowmick, A. K.: Phase modification of SEBS block copolymer by different additives and its effect on morphology, mechanical and dynamic mechanical properties, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 67, Nr. 12, S. 2015–2025, 1998.
- [23] Xia, W., Shao-long, P., Jun-he, Y., Fan, Y.: Structure and properties of SEBS / PP / OMMT nanocomposites, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Bd. 16, Nr. 2, S. 524–528, 2006.
- [24] Li, X., Tang, S., Zhou, X., Gu, S., Huang, K., Xu, J., Wang, X., Li, Y.: Synergistic effect of amino silane functional montmorillonite on intumescent flame-retarded SEBS and its mechanism, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 134, Nr. 24, S. 1–11, 2017.
- [25] Gunnerson, L. E.: Shell Kraton G Thermoplastic Rubber, *SAE Tech. Pap.*, 1973.
- [26] Mendieta García Belem, M., PáramoGarcía, U., Patricia, D. Z. N., RobledoMuñiz, J. G., Rivera Armenta, J. L.: Thermal & morphological evaluation of linear and radial SEBS-polypropylene blends, *Polimeros*, Bd. 23, Nr. 5, S. 597–601, 2013.
- [27] Li, X., Yang, J., Zhou, X., Wei, Q., Li, J., Qiu, B., Wunderlich, K., Wang, X.: Effect of compatibilizer on morphology, rheology and properties of SEBS/clay nanocomposites, *Polym. Test.*, Bd. 67, 2018.
- [28] Ohlsson, B., Törnell, B.: Blends and interpenetrating polymer networks of polypropylene and polystyrene-block-poly (ethylene-stat-butylene)-block-polystyrene. 2: Melt flow and injection molding properties, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 38, Nr. 1, S. 108–118, 1998.
- [29] Sengupta, P., Noordermeer, J. W. M.: Effects of composition and processing conditions on morphology and properties of thermoplastic elastomer blends of SEBS-PP-oil and dynamically vulcanized EPDM-PP-oil, *J. Elastomers Plast.*, Bd. 36, Nr. 4, S. 307–331, 2004.
- [30] Metten, M.: Veränderung der Verbundfestigkeit von Hart/Weich-Verbunden und die mechanischen Eigenschaften von thermoplastischen Elastomeren durch eine Elektronenbestrahlung, S. 108–112, 2002.

- [31] Schuck, M.: Kompatibilitätsprinzipien beim Montagespritzgießen.
- [32] Kisslinger, T., Bruckmoser, K., Lucyshyn, T., Langecker, G. R., Resch, K., Holzer, C.: Interface conditions of two-shot molded parts, *AIP Conf. Proc.*, Bd. 1593, Nr. 2014, S. 170–174, 2014.
- [33] Selden, R.: Co-injection Molding: Effect of Processing on Material Distribution and Mechanical Properties of a Sandwich Molded Plate, *Engineering*, Bd. 40, Nr. 5, S. 1165–1176, 2000.
- [34] Selden, R.: Coinjection molding: compatibilization of polyamide-polypropylene sandwich structures, *J. Inject. Molding Technol.*, Bd. 2, Nr. 4, S. 166–176, 1998.
- [35] Eigl, F.: Werkstoffliches Recycling von Polypropylen-Stoßfängern insbesondere unter Anwendung der Zweikomponenten-Spritzgießtechnologie zur Herstellung hochwertiger Kunststoffformteile, Dissertation Montanuniversität Leoben, 1995.
- [36] Gomes, M., Martino, D., Pontes, A. J., Viana, J. C.: Co-injection molding of immiscible polymers: Skin-core structure and adhesion studies, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 51, Nr. 12, S. 2398–2407, 2011.
- [37] Watanabe, D., Ishiaku, U. S., Nagaoka, T., Tomari, K., Hamada, H.: Flow behavior of sandwich injection molding in sequential and simultaneous injection, *Int. Polym. Process.*, Bd. 18, Nr. 2, S. 199–203, 2003.
- [38] Zaverl, M.: A Study on Skin/Core Optimization in Co-injection Molding of Biopolyester Blends, University of Guelph, Ontario, Canada, 2013.
- [39] White, J. L., Dee, H. B.: Flow visualization for injection molding of polyethylene and polystyrene melts, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 14, Nr. 3, S. 212–222, 1974.
- [40] Ilinca, F., Héту, J. F. J.-F., Derdouri, A.: Numerical investigation of the flow front behaviour in the co-injection moulding process, *Int. J. Numer. Methods Fluids*, Bd. 50, Nr. 12, S. 1445–1460, 2006.
- [41] Makata, Y., Leong, Y. W., Tomari, K., Yamada, K., Hamada, H.: Morphology observation of PC/ABS sandwich injection moldings, *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, 2009.
- [42] Parsons, M., Toyoda, P.: Co-injection molding of PVC with other thermoplastics: Processing, properties, and applications, *J. Vinyl Addit. Technol.*, Bd. 8, Nr. 3, S. 202–208, 2002.
- [43] Messaoud, D. A., Sanchagrin, B., Derdouri, A.: Study on mechanical properties and material distribution of sandwich plaques molded by co-injection, *Polym. Compos.*, Bd. 26, Nr. 3, S. 265–275, 2005.
- [44] Goodship, V.: INTERFACIAL INSTABILITIES : IMPLICATIONS FOR MULTI-MATERIAL MOULDING b, University of Warwick, 2001.
- [45] Nagaoka, T., Ishiaku, U. S., Tomari, T., Hamada, H., Takashima, S.: Effect of molding parameters on the properties of PP/PP sandwich injection moldings, *Polym. Test.*, Bd. 24, Nr. 8, S. 1062–1070, 2005.
- [46] Wang, G. L., Zhou, Y. G., Wang, S. J., Chen, J. B., Zhang, X. L., Lu, S.: Cylindritic structures of isotactic polypropylene molded by sequential co-injection molding, *J. Polym. Res.*, Bd. 20, Nr. 8, 2013.
- [47] Akay, G.: Co-injection molding of reinforced polymers, *Polym. Compos.*, Bd. 4, Nr. 4, S. 256–264, 1983.

- [48] Huang, C. T.: Numerical visualization and optimization on the core penetration in multi-cavity co-injection molding with a bifurcation runner structure, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, Bd. 92, Nr. 5–8, S. 2545–2557, 2017.
- [49] Huang, C., Yang, J.: Core-material penetration in multi-cavity co-injection molding, Nr. c, S. 2–4.
- [50] Kraft, H.: Pistentauglich und schallgedämmt, *Kunststoffe*, Bd. 09, S. 42–46, 2011.
- [51] Doriat, C.: Weiche schale, harter kern, *Kunststoffe Int.*, Bd. 96, Nr. 7, S. 20–24, 2006.
- [52] White, J. L., Lee, B.-L.: An experimental study of sandwich injection molding of two polymer melts using simultaneous injection, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 15, Nr. 7, S. 481–485, 1975.
- [53] Vangosa, F. B.: Effects of process parameters on the skin/core distribution in co-injection: Experiments and simulations using a simple Geometry, *Polym. - Plast. Technol. Eng.*, Bd. 50, Nr. 13, S. 1314–1322, 2011.
- [54] Goodship, V., Kirwan, K., Goodhead, T. C., Smith, G. F.: Interfacial Instabilities in Multimaterial co-injection mouldings: Part 2 interfacial mixing in transparent moldings, *Plast. Rubber Compos.*, Bd. 32, 2003.
- [55] Ilinca, F., Héту, J.-F. F.: Numerical simulation of the flow behavior and breakthrough phenomenon in co-injection molding, *AIP Conf. Proc.*, Bd. 908, Nr. 1, S. 313–318, 2007.
- [56] M. R. Barzegari: Structure-Flexural Modulus Relationships in Polymeric Structural Foams, Laval University, Québec, 2009.
- [57] Spörrer, A. N. J., Altstädt, V.: Controlling morphology of injection molded structural foams by mold design and processing parameters, *J. Cell. Plast.*, Bd. 43, Nr. 4–5, S. 313–330, 2007.
- [58] Dong, G., Zhao, G., Guan, Y., Li, S., Wang, X.: Formation mechanism and structural characteristics of unfoamed skin layer in microcellular injection-molded parts, *J. Cell. Plast.*, Bd. 52, Nr. 4, S. 419–439, 2016.
- [59] Guanghong, H., Yue, W.: Microcellular Foam Injection Molding Process, in *Some Critical Issues for Injection Molding*, 2012.
- [60] Wang, L., Hikima, Y., Oshima, M., Yusa, A., Yamamoto, S., Goto, H.: Development of a Simplified Foam Injection Molding Technique and Its Application to the Production of High Void Fraction Polypropylene Foams, *Ind. Eng. Chem. Res.*, Bd. 56, Nr. 46, S. 13734–13742, 2017.
- [61] Monterde, J. G.: Characterization of microcellular plastics for weight reduction in automotive interior parts, Dissertation Universitat Politècnica de Catalunya BarcelonaTech, 2016.
- [62] Kolshorn, U., Betsche, M.: Das MuCell®-System - Einflüsse des physikalischen Schäumens auf die Spritzgießindustrie, in *VDI Wissensforum - Spritzgießen von Schäumen und Schaumstrukturen*, 2017.
- [63] Gendron, R., Champagne, M. F.: Effect of physical foaming agents on the viscosity of various polyolefin resins, *J. Cell. Plast.*, Bd. 40, Nr. 2, S. 131–143, 2004.
- [64] Li, G., Gunkel, F., Wang, J., Park, C. B., Altstädt, V.: Solubility Measurements of N<sub>2</sub> and CO<sub>2</sub> in Polypropylene and Ethene/Octene Copolymer, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 103, 2006.

- [65] Lee, M., Tzoganakis, C., Park, C. B.: Effects of supercritical CO<sub>2</sub> on the viscosity and morphology of polymer blends, *Adv. Polym. Technol.*, Bd. 19, Nr. 4, S. 300–311, 2000.
- [66] Raps, D., Köppl, T., Heymann, L., Altstädt, V.: Rheological behaviour of a high-melt-strength polypropylene at elevated pressure and gas loading for foaming purposes, *Rheol. Acta*, Bd. 56, Nr. 2, S. 95–111, 2017.
- [67] Llewellyn, E. W., Mader, H. M., Wilson, S. D. R.: The constitutive equation and flow dynamics of bubbly magmas, *Geophys. Res. Lett.*, Bd. 29, Nr. 24, S. 1–4, 2002.
- [68] Kastner, C.: Fundamental Investigations on Foam Injection Moulding of PP and PP Compounds, Dissertation Johannes Kepler Universität Linz, 2020.
- [69] Fernandez, A., Muniesa, M., Javierre, C.: In-line rheological testing of thermoplastics and a monitored device for an injection moulding machine: Application to raw and recycled polypropylene, *Polym. Test.*, Bd. 33, S. 107–115, 2014.
- [70] Hsu, C. L., Turng, L. S., Osswald, T. A., Rudolph, N., Dougherty, E., Gorton, P.: Effects of pressure and supercritical fluid on melt viscosity of LDPE in conventional and microcellular injection molding, *Int. Polym. Process.*, Bd. 27, Nr. 1, S. 18–24, 2012.
- [71] Gou, G., Xie, P., Yang, W., Ding, Y.: Online measurement of rheological properties of polypropylene based on an injection molding machine to simulate the injection-molding process, *Polym. Test.*, Bd. 30, Nr. 8, S. 826–832, 2011.
- [72] Qin, X., Thompson, M. R., Hrymak, A. N.: Rheology Studies of Foam Flow During Injection Mold Filling, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 47, Nr. 4, S. 522–529, 2007.
- [73] Friesenbichler, W., Duretek, I., Rajganesh, J., Kumar, S. R.: Measuring the pressure dependent viscosity at high shear rates using a new rheological injection mould, *Polimery/Polymers*, Bd. 56, Nr. 1, S. 58–62, 2011.
- [74] Kelly, A. L., Gough, T., Whiteside, B. R., Coates, P. D.: High Shear Strain Rate Rheometry of Polymer Melts, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 114, 2009.
- [75] Haddout, A., Villoutreix, G.: Polymer melt rheology at high shear rates, *Int. Polym. Process.*, Bd. 15, Nr. 3, S. 291–296, 2000.
- [76] Volpe, V.: Foam injection molding with physical blowing agents, Dissertation Universita Degli Studi di Salerno, 2014.
- [77] Volpe, V., Pantani, R.: Determination of the effect of pressure on viscosity at high shear rates by using an injection molding machine, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 135, Nr. 24, S. 1–7, 2018.
- [78] Lohr, C., Dieterle, S., Menrath, A., Weidenmann, K. A., Elsner, P.: Rheological studies on gas-laden and long glass fiber reinforced polypropylene through an inline high pressure capillary rheometer in the injection molding process, *Polym. Test.*, Bd. 71, S. 27–31, 2018.
- [79] Hopmann, C., Theunissen, M., Heinisch, J.: Online analysis of melt viscosity during injection moulding with a hot runner rheometer, *AIP Conf. Proc.*, 2019.
- [80] Bariani, P. F., Salvador, M., Lucchetta, G.: Development of a test method for the rheological characterization of polymers under the injection molding process conditions, *J. Mater. Process. Technol.*, Bd. 191, Nr. 1–3, S. 119–122, 2007.

- [81] Klozinski, A., Barczewski, M.: Comparison of off-line, on-line and in-line measuring techniques used for determining the rheological characteristics of polyethylene composites with calcium carbonate, *Polimery/Polymers*, Bd. 64, Nr. 2, S. 83–92, 2019.
- [82] Royer, J. R., Gay, Y. J., Desimone, J. M., Khan, S. A.: High-pressure rheology of polystyrene melts plasticized with CO<sub>2</sub>: Experimental measurement and predictive scaling relationships, *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.*, Bd. 38, Nr. 23, S. 3168–3180, 2000.
- [83] Lee, M., Tzoganakis, C., Park, C. B.: Extrusion of PE/PS blends with supercritical carbon dioxide, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 38, Nr. 7, S. 1112–1120, 1998.
- [84] Ahmadzai, A., Behraves, A. H., Sarabi, M. T., Shahi, P.: Visualization of foaming phenomena in thermoplastic injection molding process, *J. Cell. Plast.*, Bd. 50, Nr. 3, S. 279–300, 2014.
- [85] Ries, S., Spoerr, A., Altstaedt, V.: Foam injection molding of thermoplastic elastomers: Blowing agents, foaming process and characterization of structural foams, in *AIP Conference Proceedings*, 2014, Bd. 1593, Nr. 2014, S. 401–410.
- [86] Gómez-Monterde, J., Schulte, M., Ilijevic, S., Hain, J., Arencón, D., Sánchez-Soto, M., MasPOCH, M. L.: Morphology and Mechanical Characterization of ABS Foamed by Microcellular Injection Molding, *Procedia Eng.*, Bd. 132, S. 15–22, 2015.
- [87] Nießner, N., Altstädt, V., Neumeyer, T.: Luftig leichte Styrol-Kunststoffe, *Kunststoffe*, Nr. 2, 2017.
- [88] Su, B., Zhou, Y. G., Dong, B. Bin, Yan, C.: Effect of compatibility on the foaming behavior of injection molded polypropylene and polycarbonate blend parts, *Polymers (Basel)*, Bd. 11, Nr. 2, S. 1–18, 2019.
- [89] Tromm, M.: Controlling cellular structure in thermoplastic foam injection molding – influence of processing and mold technologies, Dissertation Universität Kassel, 2020.
- [90] Verdejo, R., Werner, P., Sandler, J., Altstädt, V., Shaffer, M. S. P.: Morphology and properties of injection-moulded carbon-nanofibre poly(etheretherketone) foams, *J. Mater. Sci.*, Bd. 44, Nr. 6, S. 1427–1434, 2009.
- [91] Volpe, V., Lanzillo, S., Affinita, G., Villacci, B., Macchiarolo, I., Pantani, R.: Lightweight high-performance polymer composite for automotive applications, *Polymers (Basel)*, Bd. 11, Nr. 2, S. 1–16, 2019.
- [92] Gómez-Monterde, J., Hain, J., MasPOCH, M. L.: Characterization of microcellular plastics for weight reduction in automotive interior parts, *Plast. Automot. Eng. 2017*, Nr. December, S. 165–178, 2017.
- [93] Kotzev, G., Djoumalisky, S., Krasteva, M., Iliev, M., Pérez, E., Cerrada, M. L.: Effect of sample configuration on the morphology of foamed LDPE/PP blends injection molded by a gas counterpressure process, *Macromol. Mater. Eng.*, Bd. 292, Nr. 6, S. 769–779, 2007.
- [94] Diani, J., Gall, K.: Finite Strain 3D Thermoviscoelastic Constitutive Model, *Society*, S. 1–10, 2006.

- [95] Gómez-Gómez, F. J., Arencón, D., Sánchez-Soto, M. Á., Martínez, A. B.: Influence of the injection moulding parameters on the microstructure and thermal properties of microcellular polyethylene terephthalate glycol foams, *J. Cell. Plast.*, Bd. 49, Nr. 1, S. 47–63, 2013.
- [96] Li, J., Chen, Z., Wang, X., Liu, T., Zhou, Y., Luo, S.: Cell morphology and mechanical properties of microcellular mucell® injection molded polyetherimide and polyetherimide/fillers composite foams, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 130, Nr. 6, S. 4171–4181, 2013.
- [97] Chen, S., Hsu, P., Hwang, S.: The Effects of Gas Counter Pressure and Mold Temperature Variation on the Surface Quality and Morphology of the Microcellular Polystyrene Foams, S. 4769–4776, 2013.
- [98] Turng, L., Lee, J.: Microcellular injection molding with improved surface quality, *Soc. Plast. Eng. Plast. Res. Online*, 2010.
- [99] Beck, J.: Herstellung und Charakterisierung von thermoplastischen Faserverbund-Sandwich-Strukturen mit in-situ schaumspritzgegossenem Kern, *Polym. Eng. Bayreuth*, 2013.
- [100] Mönnich, S.: Entwicklung einer Methodik zur Parameteridentifikation für Orientierungsmodelle in Spritzgießsimulationen, 2015.
- [101] Patcharaphun, S., Mennig, G.: Simulation and experimental investigations of material distribution in the sandwich injection molding process, *Polym. - Plast. Technol. Eng.*, Bd. 45, Nr. 6, S. 759–768, 2006.
- [102] Pichler, P.: Modeling and Simulation of Microcellular Foams, Johannes Kepler Universität Linz, 2016.
- [103] Nendel, W., Reichert, V.: Einspritzlösung für Sandwich-Spritzgießen, *Plastverarbeiter*, Bd. 16, 2015.
- [104] Stübiger, A., Jüttner, G., Bloss, P.: Schaumgerechte Leichtbaustruktur, *Kunststoffe*, Bd. 9, S. 114–117, 2014.
- [105] Kraiburg TPE: Datenblatt Thermolast K TC5Y CZ, 2014.
- [106] Kim, S.-Y., Park, S.-H.: Identification of Cross-WLF Viscosity Model Parameters Using Optimization Technique, *J. Korea Acad. Coop. Soc.*, Bd. 19, Nr. 4, S. 623–632, 2018.
- [107]<sup>10</sup> Chen, Y., Yang, J., He, W., Liu, L., Niu, X., Li, C., Xiong, M., Li, X.: Injection molding and shear-induced stress simulation of poly(styrene-ethylene-butylene-styrene) and polypropylene blends, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 139, Nr. 19, S. 1–12, 2022.
- [108]<sup>10</sup> He, W., Yang, J., Chen, Y., Liu, P., Li, C., Xiong, M., Niu, X., Li, X.: Study on co-injection molding of poly(styrene-ethylene-butylene-styrene) and polypropylene: Simulation and experiment, *Polym. Test.*, Bd. 108, S. 107510, 2022.

---

<sup>10</sup> Die in diesen Literaturstellen publizierten Ergebnisse sind im Rahmen einer von der Verfasserin konzipierten und betreuten Masterarbeit entstanden, angefertigt von Herrn Jian Yang im Rahmen seines Gaststudierendenaufenthalts an der Universität Bayreuth. Die Methodik der Untersuchungen wurde dabei von der Verfasserin vorgegeben und die Auswertung und Interpretation wurde in enger Zusammenarbeit mit dem Studierenden durchgeführt. Die Veröffentlichung der Erkenntnisse erfolgte nach Rückkehr an die Heimatuniversität durch den Studierenden jeweils ohne Kenntnis und ohne Nennung der Verfasserin dieser Dissertation.



- [109] Ilinca, F., Héту, J.-F.: Three-Dimensional Simulation of Multi-Material Injection Molding: Application to Gas-Assisted and Co-Injection Molding, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 43, Nr. 7, S. 1415–1427, 2003.
- [110] Zaverl, M., Valerio, O., Misra, M., Mohanty, A.: Study of the effect of processing conditions on the co-injection of PBS/PBAT and PTT/PBT Blends for parts with increased bio-content, *J. Appl. Polym. Sci.*, Bd. 132, Nr. 2, S. 1–11, 2015.
- [111] Kadota, M., Cakmaka, M., Hamada, H.: Structural hierarchy developed in co-injection molded polystyrene/ polypropylene parts, *Polymer (Guildf.)*, Bd. 40, Nr. 11, S. 3119–3145, 1999.
- [112] Krause, K., Neumeyer, T., Baumgart, C., Altstaedt, V.: Influence of low heat conductive inserts on morphology of foam injection molded parts, *AIP Conf. Proc.*, 2019.
- [113] Müller, N.: Spritzgegossene Integralschaumstrukturen mit ausgeprägter Dichtereduktion, *Lehrstuhl für Kunststofftechnik*, 2006.
- [114] Stokes, V. K., Nimmer, R. P., Ysseldyke, D. A.: Mechanical properties of rigid thermoplastic foams—Part I: Experimental considerations, *Polym. Eng. Sci.*, Bd. 28, Nr. 22, S. 1491–1500, 1988.
- [115] Xu, X., Park, C. B.: Injection Foam Molding, 2008 S. 267–302.
- [116] Gradys, A., Sajkiewicz, P., Minakov, A. A., Adamovsky, S., Schick, C., Hashimoto, T., Saijo, K.: Crystallization of polypropylene at various cooling rates, *Mater. Sci. Eng. A*, Bd. 413–414, S. 442–446, 2005.
- [117] Krause, K., Hartbauer, M., Neumeyer, T., Altstädt, V.: Structure-property-relationships for Lightweight Parts Produced via Co-injection Molding and Foam Injection Molding, *J. Plast. Technol.*, akzeptiert am 02.11.2022.
- [118] Rogers, K.: Hybrid foamed Co-Injection Molding, McMaster University, Hamilton, Ontario, 2008.
- [119] Watanabe, D., Ishiaku, U. S., Nagaoka, T., Tomari, K., Hamada, H.: The Flow Behavior of Core Material and Breakthrough Phenomenon in Sandwich Injection Molding. Part II: Influence of Mold Cavity Thickness and Core Cylinder Temperature, *Int. Polym. Process.*, Bd. 18, Nr. 4, S. 405–411, 2003.

# Lebenslauf

persönliche Daten	Katharina Krause, geb. Wunderlich geboren am 08. Januar 1991 in Bayreuth	
Familienstand	verheiratet, 2 Kinder	
Nationalität	Deutsch	
Schulbildung	1997 bis 2001	Grundschule Weidenberg
	2001 bis 2010	Graf-Münster-Gymnasium, Bayreuth Abschluss: Abitur
Studium	2010 bis 2015	Umwelt- und Bioingenieurwesen Universität Bayreuth Abschluss: Diplom
Beruf	2016 bis heute	Wissenschaftliche Mitarbeiterin Neue Materialien Bayreuth GmbH
	2020 bis 2021	Teamleiterin „Spritzgießen“ Neue Materialien Bayreuth GmbH

# Publikationen

## 1) Begutachtete Publikationen:

*K. Krause, M. Hartbauer, T. Neumeyer, V. Altstaedt*

**Structure-property-relationships for Lightweight Parts Produced via Co-injection Molding and Foam Injection Molding**

Journal of Plastics Technology 19 (2023) 1, Carl Hanser Verlag

## 2) Zeitschriftenbeiträge:

*K. Wunderlich, T. Neumeyer, V. Altstädt*

**Abspecken durch Thermoplastschaumspritzgießen**

GAK 6/2017 – Jahrgang 70; Gupta-Verlag

## 3) Konferenzbeiträge:

*K. Krause, T. Neumeyer, C. Baumgart, V. Altstaedt*

**Influence of Low Heat Conductive Inserts on Morphology of Foam Injection Molded Parts**

PPS 2018 (Taiwan) Conference Proceedings