

**Untersuchungen zur Dehnrheologie und Verarbeitbarkeit von Halbzeugen beim
Thermoformen sowie Simulation und Optimierung der Umformphase**

*Investigations on the Extensional Rheology and Processability of Thermoforming Sheets as
well as Simulation and Optimisation of the Deformation Stage*

Von der Fakultät für Maschinenwesen der
RHEINISCH WESTFÄLISCHEN TECHNISCHEN HOCHSCHULE AACHEN

zur Erlangung des akademischen Grades eines
DOKTORS DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Diplom-Ingenieur
Christian Detrois
aus Limburg/Lahn

Berichter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. E. Haberstroh
Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Modigell

Tag der mündlichen Prüfung: 8. Januar 2001

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner wissenschaftlichen Tätigkeit am Institut für Kunststoffverarbeitung an der RWTH Aachen in den Jahren 1996 bis 2000. Dem Leiter des Institutes, Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. W. Michaeli gilt an dieser Stelle mein besonderer Dank für die gewährten Freiräume sowie die stete Diskussionsbereitschaft. Ebenso bedanken möchte ich mich bei Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. E. Haberstroh, der diese Arbeit betreut und durch die vielen Fachgespräche und Anregungen maßgeblich unterstützt hat. Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Modigell danke ich für die kritische Durchsicht dieser Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Mein Dank gilt ebenso allen Mitarbeitern des IKV, die durch ihre Hilfsbereitschaft für ein gutes Arbeitsklima gesorgt haben, in dem ich mich stets sehr wohl gefühlt habe. Besonders hervorheben möchte ich dabei die Abteilung Extrusion, der ich schon seit 1993 als Student angehörte. Bedanken möchte ich mich auch bei den Kollegen Martin Koschmieder, Boris Rotter und Jochen Hauck für die vielen Tipps und das akribische Korrekturlesen meiner Arbeit. Außerdem haben durch viele fachliche Diskussion meine Kollegen Klaus Hartwig, Peter Schwarz, Rainer Peters, Hendrik Wehr, Steffen Hölzel, Joachim Wolf, Andreas Grambow, Markus Stommel, Karsten Brast, Andreas Franz, Falk Lindner und mein Bürokollege Jochen Hennes zum Gelingen meiner Arbeit beigetragen. Vielen Dank auch an Wolfgang Henkel, der als MA der Abteilung Extrusion immer dafür gesorgt hat, dass die „Alphas liefen“.

Ein ganz herzlicher Dank gilt auch den Studenten meiner Arbeitsgruppe, dem Forming Simulation Team FORSITE, die mich durch ihre Arbeit maßgeblich unterstützt haben. Ohne ihre Studien- und Diplomarbeiten sowie ihre Tätigkeit als wissenschaftliche Hilfskräfte wäre diese Arbeit nicht durchführbar gewesen.

Ganz besonders herzlich bedanken möchte ich mich bei meiner lieben Frau Gabriele für ihre seelische Betreuung und die fachmännische Behandlung des ewig verspannten Rückens.

Gedankt sei auch meinen Eltern für ihre stete Unterstützung und ihr Verständnis.

Teile der in dieser Arbeit zusammengefassten Forschungsarbeiten sind dankenswerter Weise vom Bundesministerium für Wirtschaft (BMWi) über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen (AiF) unter der Fördernummer 11695 N finanziell gefördert worden. Weiterer Dank gilt der Bayer AG, besonders Herrn J. Ramthun, Herrn Dr. Höck und Herrn Dr. Dijkstra, für die vielen Fachgespräche und die finanzielle Unterstützung sowie der Simona AG und der Röhm GmbH für Materialspenden. Herrn Dr. Deeken und seinen Mitarbeitern bei der Firma Abacom sei gedankt für die vielen Fragen, die ich stellen durfte und auf die ich stets helfende Antworten bekam. Dies gilt ebenso für Herrn Dr. Kouba von der Firma Accuform.

Aachen, im Januar 2001



Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung	1
1.1	Einleitung und Prozessbeschreibung	1
1.2	Zielsetzung und Lösungsweg	5
2	Dehnrheometrie mit dem Membrane-Inflation Rheometer	7
2.1	Rheometerkonzepte	9
2.2	Das Membrane-Inflation Rheometer (MIR)	13
2.2.1	Stand der Forschung	13
2.2.2	Berechnung der wahren Spannung	16
2.2.3	Aufbau der Anlage	18
2.3	Steuerung des Rheometers	21
2.4	Auswertung der MIR-Versuche mittels automatischer Bildverarbeitung	23
2.4.1	Dehnungsmessung im Pol	24
2.4.2	Messung des Krümmungsradius am Pol	29
2.4.3	Zusammenführung und Auswertung	33
2.5	Bewertung	38
3	Ergebnisse der Dehnversuche und Kennwertbildung	43
3.1	Versuchspläne	43
3.2	Messergebnisse	45
3.2.1	Versuchsreihe 1	45
3.2.2	Versuchsreihe 2	48
3.3	Empirische Kennwertbildung	49
3.4	Materialmodellkoeffizienten als Kennwerte	57
3.4.1	Hyperelastische Materialmodelle	59
3.4.2	Viskoelastische Materialmodelle	61
3.5	Bewertung	67
4	Thermoformversuche und Verarbeitbarkeit	69
4.1	Prozessbeschreibung und Versuchspläne	71
4.2	Wanddickenverteilung und Bewertung der Verarbeitbarkeit	73
4.2.1	Gemessene Wanddickenverteilungen	73
4.2.2	Kennwerte zur Beschreibung der Verarbeitbarkeit	76
4.2.3	Einstufung der Verarbeitbarkeit	82
4.3	Korrelation der Verarbeitbarkeit mit den rheologischen Eigenschaften	84

4.3.1	Experimentelle Bestimmung der Verarbeitungseigenschaften	85
4.3.2	Bestimmung der Verarbeitbarkeit mittels Simulation	86
4.4	Schlussfolgerungen	90
4.5	Bewertung	90
5	Simulation des Thermoformprozesses	93
5.1	Die Methode der Finiten Elemente	93
5.1.1	Stand der Technik	93
5.1.2	Netztypen	96
5.1.3	Implizite und explizite FEM	97
5.1.4	Materialmodelle	98
5.2	Modellierung der Aufheizung	98
5.3	Modellierung der Umformung	100
5.4	Beispiele	102
5.4.1	Einfaches Becherwerkzeug	102
5.4.2	Becherwerkzeug mit Stempelumformung	104
5.4.3	Kapselblisterhof	107
5.4.4	Badewanne	110
5.4.5	Kühlschrankinnengehäuse	113
5.5	Optimierung der Wanddickenverteilung	117
5.6	Bewertung	124
6	Ausblick	127
7	Zusammenfassung / Summary	131
7.1	Zusammenfassung	131
7.2	Summary	132
8	Abkürzungen und Formelzeichen	135
9	Literatur	137
10	Anhang	147
10.1	Abschätzung des Fehlers durch die Krümmung der Membran	147
10.2	Koeffizienten des viskoelastischen Materialmodells	147
10.3	Wärmeübergang zwischen Halbzeug und Stempel bzw. Werkzeug	147

1 Einleitung und Zielsetzung

1.1 Einleitung und Prozessbeschreibung

Neben den Urformverfahren für Polymere wie dem Spritzgießen und Extrudieren unterscheidet man verschiedene Umformverfahren, die sich im wesentlichen in drei Gruppen einteilen lassen: Das Thermoformen, das Extrusionsblasformen und das Streckblasformen /Kun99, Mic92/. Die Verfahren unterscheiden sich in der Verfahrens- und Maschinenteknik und dem verwendeten Halbzeug erheblich. Bild 1.1 zeigt schematisch die drei Verfahren und die zur Verwendung kommenden Halbzeuge.

Beim Thermoformen wird ein extrudiertes oder gegossenes Halbzeug (Platte oder Folie) mittels Konvektion, Kontakt oder Wärmestrahlung in den gummielastischen Temperaturbereich aufgeheizt und anschließend mittels einer Druckdifferenz (Vakuum oder Druckluft) und gegebenenfalls mechanischer Hilfen (Stempel) in ein gekühltes Werkzeug umgeformt. Im Werkzeug erstarrt das Material und kann nach einer genügend großen Kühlzeit entnommen werden. Für sehr große Stückzahlen verwendet man auch In-line Prozesse, bei denen das Halbzeug direkt vor dem Thermoformschritt extrudiert wird, und so das Wiederaufheizen entfällt. Anwendungen reichen von Verpackungen für Lebensmittel und anderen Packgütern bis hin zu technischen Teilen im Automobilbereich /PV00/.

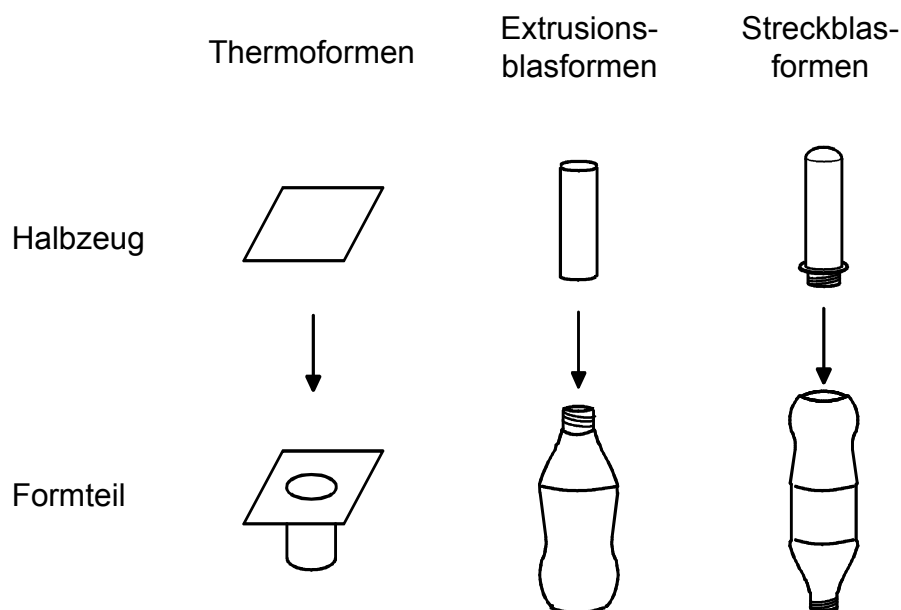


Bild 1.1 Einteilung der Umformverfahren in der Kunststoffverarbeitung
Fig. 1.1 Categories of deformation processes in polymer processing

Ähnlich ist der Umformprozess beim Extrusionsblasformverfahren, bei dem jedoch ein schlauchförmiges Halbzeug extrudiert wird. Dieses wird im heißen Zustand von einem gekühlten Werkzeug erfasst, auf einer Seite durch die Werkzeugschließbewegung abgequetscht und mit Druckluft in das geschlossene Werkzeug hinein umgeformt. Auch beim Extrusionsblasformen kennt man mechanische Vorstreckhilfen, die den Vorformling manipulieren. Extrusionsblasgeformte Bauteile sind meist Flaschen als Verpackung für die verschiedensten flüssigen Füllgüter aber auch technische Teile wie Kunststoffkraftstoffbehälter, Medienleitungen oder Tanks mit bis zu mehreren Kubikmetern Füllvolumen.

Beim Streckblasverfahren verwendet man spritzgegossene Vorformlinge, die entweder In-line, also aus erster Wärme, verarbeitet werden (sog. Einstufenprozess), oder mittels hochenergetischer Infrarotstrahlung aufgeheizt werden /Har96/. Im Unterschied zum Extrusionsblasformen muss der bereits einseitig geschlossene Vorformling (Preform) nicht mehr abgequetscht werden, so dass der beim Abquetschen entstehende Butzenabfall entfällt. Die Ausformung erfolgt mit einer sequenziellen Stempel- und Druckluftausformung. Es entstehen so hochverstreckte Flaschen mit ausgezeichneten Eigenschaften hinsichtlich Transparenz, mechanischer Stabilität, Glanz und Barrierewirkung. Streckgeblasene Flaschen aus Polyethylenterephthalat (PET) verdrängen zunehmend Glas als Verpackungsmaterial für Getränke /SKZ98b/.

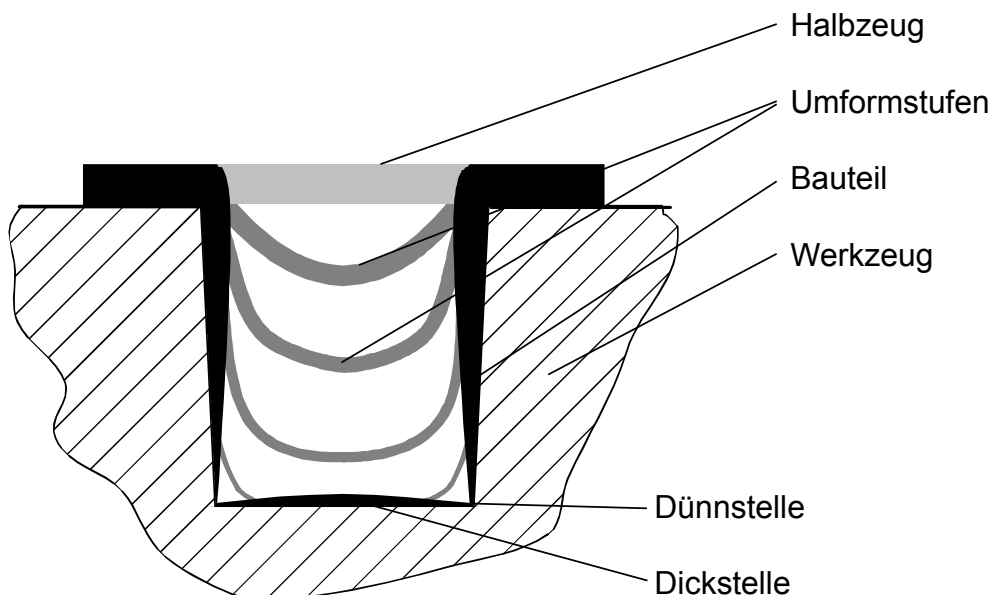


Bild 1.2 Prozessbedingte Wanddickenverteilung beim Thermoformen

Fig. 1.2 Process induced wall thickness distribution in thermoforming

Allen genannten Umformverfahren ist gemein, dass nur eine Seite der Bauteilwand die Werkzeugwand berührt. Nur diese Seite kann exakt abgeformt werden, wie Bild 1.2 am Beispiel des Thermoformens zeigt. Beim Extrusions- und Streckblasverfahren ist dies immer die Außenseite, beim Thermoformen kann es je nach Verfahrensvariante die Außen- oder Innenseite sein (siehe Kapitel 4). Durch diesen nur einseitig gegebenen Formzwang und die verfahrensbedingte Umformung ergibt sich eine Wanddickenverteilung im Bauteil, die dessen Eigenschaften und Verhalten maßgeblich bestimmt.

Bild 1.3 zeigt eine Zusammenstellung der Einflussgrößen auf die Eigenschaften umgeformter Bauteile. Der Prozess beeinflusst die Eigenschaften je nach verwendeter Verfahrensvariante, Prozessführung und der angestrebten Bauteilgeometrie. Ebenfalls einen Einfluss haben die Halbzeugdicke und das Materialverhalten des verwendeten Polymeren, mit dem sich diese Arbeit hauptsächlich beschäftigt. *McConnel* schätzt den Anteil der Einflüsse, die Auswirkungen auf die Teilequalität haben, als zu beinahe $\frac{3}{4}$ durch Rohstoff und Plattenherstellung verursacht ein /McC90/. Dabei bestimmt nicht nur der Materialtyp das Umformverhalten, sondern insbesondere auch der molekulare Aufbau, das Molekulargewicht sowie dessen Verteilung, morphologische Überstrukturen und die Kristallisationskinetik bei teilkristallinen Thermoplasten /Gro83/.

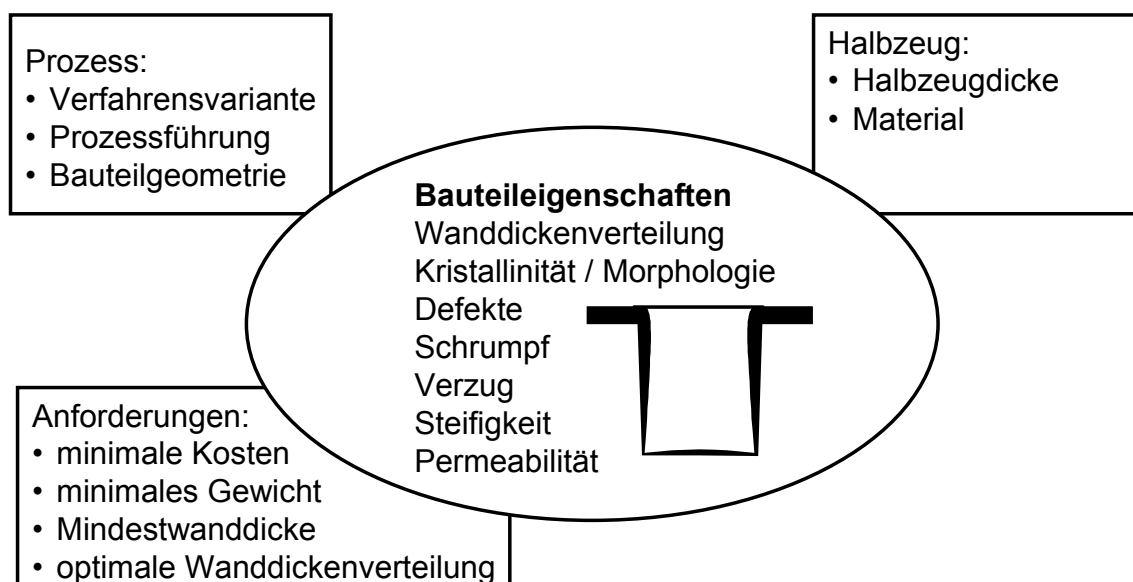


Bild 1.3 Einflussgrößen und Anforderungen

Fig. 1.3 Influencing factors and requirements

An die Eigenschaften wie Permeabilität, Morphologie bzw. Kristallinität, Transparenz, Schrumpf, Steifigkeit usw. werden unterschiedliche Anforderungen gestellt, je nach Funktionalität und Aufgaben des Bauteils. So werden z.B. an Flaschen für kohlensäurehaltige Getränke oder Verpackungen von Medikamenten höchste Anforderungen an die Barriereigenschaften gestellt, damit nicht eindringender Sauerstoff oder Wasserdampf das Packgut verderben lässt oder entweichende Kohlensäure das Getränk in seinem Geschmack und Frischeempfinden beeinträchtigt.

Gleichzeitig sollen umgeformte Bauteile ein minimales Gewicht besitzen, um der Forderung nach minimalem Rohstoffeinsatz zu genügen. Dabei dürfen bestimmte Mindestwanddicken nicht unterschritten werden. Bauteilbereiche mit überdurchschnittlich hohen Wanddicken hingegen verzögern die Kühlzeiten im Werkzeug wegen des höheren Wärmetransportweges von der nicht gekühlten Bauteilwandseite zum gekühlten Werkzeug. Aus Gründen der Wirtschaftlichkeit des Prozesses sowie der Forderung nach einem minimalen Rohstoffeinsatz bei optimalen mechanischen Bauteileigenschaften und gegebenenfalls optimaler Barrierewirkung resultiert meistens die Forderung nach einer möglichst einheitlichen Wanddickenverteilung /Thr99, Wol00, Har96, Wei87/.

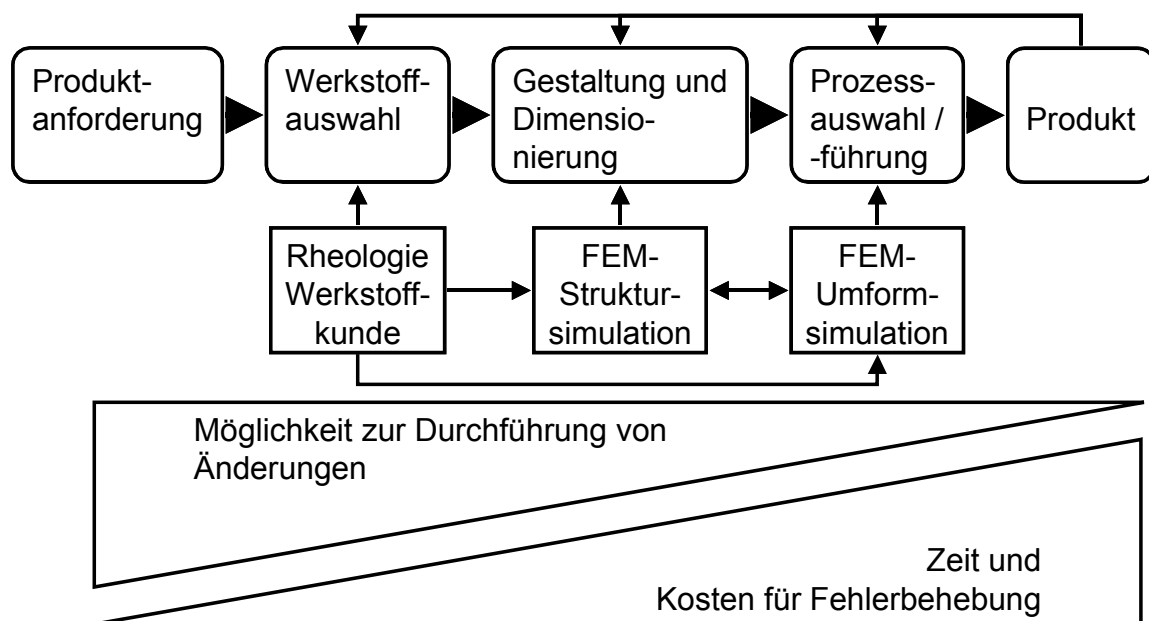


Bild 1.4 Notwendigkeit der Integration von Simulation und Rheologie in den Entwicklungsprozess

Fig. 1.4 Necessity of integration of simulation and rheology into the design process

Im Zuge immer kürzer werdender Entwicklungszeiten für Bauteile und Prozesse sowie wach-

sendem Kostendruck erwächst daraus das Bestreben, die Wanddickenverteilung eines Bauteils zu kennen, bevor das Bauteil tatsächlich gefertigt wird. Damit entfallen kosten- und zeitintensive Entwicklungsarbeiten, iterative Werkzeugänderungen und Einfahrversuche. Bild 1.4 zeigt schematisch den Entwicklungsprozess eines Bauteils von der Produkthanforderung über Werkstoffauswahl, Gestaltung und Dimensionierung sowie Prozessgestaltung bis hin zum fertigen Bauteil. Die einzelnen Schritte werden dabei häufig mehrfach wiederholt, wenn sich herausstellt, dass wichtige Anforderungen nicht erfüllt werden. Gleichzeitig nimmt mit fortschreitendem Projekt die Möglichkeit ab, Änderungen einzubringen, während Kosten und Zeitbedarf für notwendige Änderungen überproportional steigen /Gus99/.

Es gibt unterschiedliche Möglichkeiten, sehr früh im Entwicklungsprozess Aussagen zu den Endeigenschaften eines Bauteils treffen zu können. Diese sind ebenfalls in Bild 1.4 zu sehen: Bereits mit der Werkstoffauswahl und der Kenntnis des Materialverhaltens sowohl im Fertigungsprozess als auch im Einsatz können Endeigenschaften des Bauteils abgeschätzt oder mittels Finite-Elemente-Simulation (FEM) berechnet werden. Dazu gehört z.B. die Berechnung der mechanischen Bauteileigenschaften, die ihrerseits auf die Eingabe der Wanddickenverteilung angewiesen ist /Wüs99/. Diese kann ausschließlich mit Hilfe der FEM Prozesssimulation gefunden werden, da aufgrund der Vielzahl der Einflussfaktoren sowie der Komplexität ihrer gegenseitigen Abhängigkeiten einfache analytische Berechnungen nicht zum Ziel führen /Ros79/.

1.2 Zielsetzung und Lösungsweg

Es existieren verschiedene Arbeiten, die versuchen, das Verarbeitungsverhalten in Umformprozessen und die daraus resultierende Wanddickenverteilung mit dem prozessrelevanten rheologischen Materialverhalten zu korrelieren /Gro83, Gro84, Kur99, Spe98/. Dabei greifen die Autoren ausschließlich auf uniaxiale Dehnversuche oder Scherversuche zurück. In den oben beschriebenen Umformverfahren, insbesondere dem in dieser Arbeit betrachteten Thermoformverfahren, wird das Material allerdings einer mehrachsigen (biaxialen) Deformation unterzogen. Aufgrund unterschiedlicher molekularer Abläufe in Polymeren bei der Umformung lässt sich jedoch im allgemeinen nicht von der uniaxialen Deformation auf die mehrachsige schließen. Daher wird in der vorliegenden Arbeit das am IKV verwendete Membrane-Inflation Rheometer weiterentwickelt, um das Umformverhalten verschiedener Thermoplaste für das Thermoformen rheologisch charakterisieren zu können. Dazu wird aufbauend auf den Arbeiten von *Hartwig* das Rheometer um eine bildverarbeitungsgestützte Auswertung erweitert

/Har96/. Die verbesserte Messmethode wird in Kapitel 2 vorgestellt. An handelsüblichen Thermoformhalbzeugen aus PETG, ABS, PVC, PC, PMMA und PE werden unter prozessrelevanten Bedingungen für Temperatur, Dehnung und Dehngeschwindigkeit äquibiaxiale Spannungs-/Dehnungskurven gemessen und durch Kennwerte beschrieben (Kapitel 3).

Wie Bild 1.5 zeigt, sollen diese mit Kennzahlen korreliert werden, die die Bauteile beschreiben, wie sie aus dem Thermoformprozess für die entsprechenden Materialien hervorgehen. Die Thermoformversuche, Kennwertbildung und Korrelation mit dem rheologischen Verhalten werden in Kapitel 4 beschrieben.

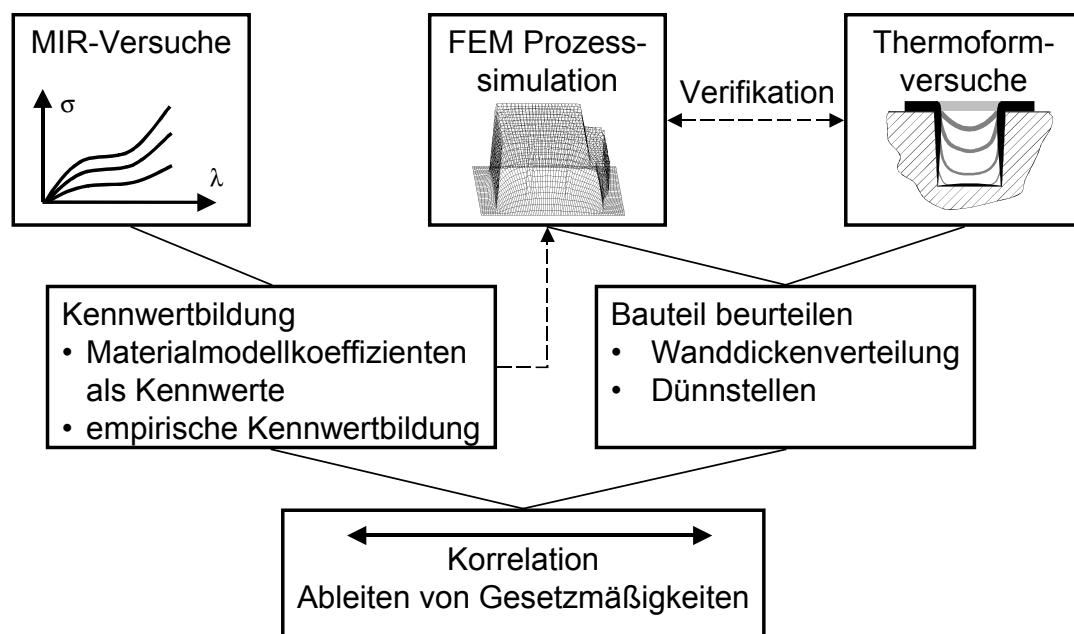


Bild 1.5 Ziele und Aufbau der Arbeit

Fig. 1.5 Subjective and structure of the thesis

Wie bereits erwähnt, bietet die Methode der Finiten Elemente die Möglichkeit, den Thermoformprozess zu simulieren und damit die Wanddickenverteilung in Abhängigkeit der wesentlichen Einflussgrößen vorab zu berechnen. Eine der wichtigsten Eingabegrößen ist das rheologische Materialverhalten während der Umformung. Die in Kapitel 3 gefundenen Spannungs-/Dehnungskurven werden daher verwendet, um für die Simulation geeignete Materialmodelle zu kalibrieren (Kapitel 3.4). Die Möglichkeiten und Einschränkungen der Simulation werden in Kapitel 5 anhand einiger Beispiele diskutiert. Auch das Auffinden optimaler Prozessbedingungen mit Hilfe der Simulation kann automatisiert werden. Dies wird am Beispiel der Optimierung der Temperaturverteilung im Halbzeug für ein komplexes Bauteil gezeigt (Kapitel 5.5).

2 Dehnrheometrie mit dem Membrane-Inflation Rheometer

In der Kunststoffverarbeitung treten nicht nur beim Thermoformen, Extrusionsblasformen und Streckblasformen Dehndeformationen auf. Auch bei Strömungen in Kanälen, beim Schäumen oder bei den verschiedenen Folienherstellungsverfahren werden Polymere unterschiedlichsten Dehnungen unterzogen. Eine wichtige Rolle spielt dabei die Art der Dehnung, die sogenannte Dehnmode. Man unterscheidet neben der einfachen Scherung drei „reine“ Dehnmoden, die in Bild 2.1 schematisch dargestellt sind /ABA99a/. Am häufigsten findet man die uniaxiale Dehnung, bei der ein Volumenelement in eine der drei Hauptrichtungen gelängt wird, während sich die beiden anderen Richtungen frei zusammenziehen können. Dadurch sind diese beiden Richtungen kraftfrei. Bei der äquibiaxialen Dehnung werden dagegen zwei Hauptrichtungen in gleichem Maße gelängt, während die dritte kraftlos frei kontrahieren kann. Planare Dehnung zeichnet sich dadurch aus, dass eine Hauptrichtung gedehnt wird, gleichzeitig aber die Dehnung in einer der Querrichtungen unterbunden wird. Dadurch entsteht in dieser Richtung eine Haltekraft, ohne dass eine Dehnung in diese Richtung auftritt. Nur die dritte Richtung ist kraftfrei und kann ungehindert einlaufen. Dieser Dehnzustand wird auch als „reine“ Scherung („Pure Shear“) bezeichnet, da der Deformationstensor nur Scherkomponenten beinhaltet, wenn man das Bezugssystem um 45° gegenüber der Hauptdehnrichtung dreht /ABA99a/.

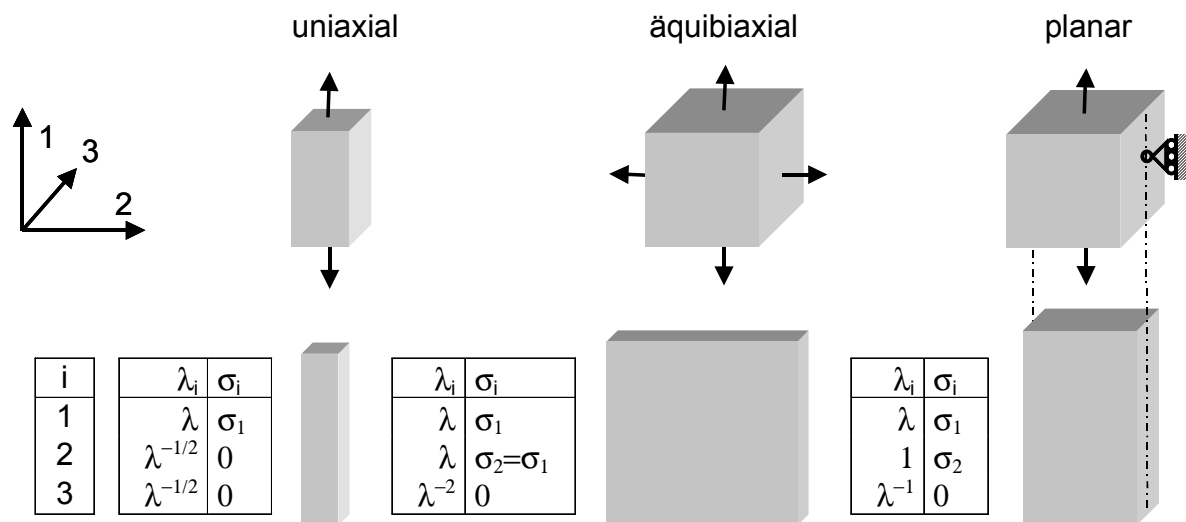


Bild 2.1 Dehnmoden und Hauptspannungen / -dehnungen

Fig. 2.1 Deformation modes and principal stresses / strains

Als Dehnmaß wird in dieser Arbeit vorwiegend der Verstreckgrad λ verwendet. Er ist definiert als aktuelle Länge $l(t)$ eines betrachteten Elementes zu dessen Ausgangslänge l_0 :

$$\lambda_i := \frac{l_i(t)}{l_{i,0}} \quad (2.1)$$

Der Index i bezeichnet dabei die drei Raumrichtungen. Ein weiteres gebräuchliches Dehnmaß für große Dehnungen ist die natürliche Dehnung ε (auch Hencky-Dehnmaß genannt), die wie folgt definiert ist /Pah95/:

$$\varepsilon_i := \int_{l_{i,0}}^{l_i(t)} \frac{dl_i}{l_i} = \ln\left(\frac{l_i(t)}{l_{i,0}}\right) = \ln(\lambda_i) \quad (2.2)$$

Die Hencky-Dehngeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}$ ist ferner die zeitliche Ableitung der Hencky-Dehnung:

$$\dot{\varepsilon}_i := \frac{\partial \varepsilon_i}{\partial t} = \frac{1}{l_i} \frac{\partial l_i}{\partial t} \quad (2.3)$$

Sie wird im Folgenden vereinfachend als Dehngeschwindigkeit bezeichnet.

Setzt man Volumenkonstanz voraus, gilt

$$\begin{aligned} V(t) &= V_0 \\ \Leftrightarrow \\ l_1(t) \cdot l_2(t) \cdot l_3(t) &= l_{1,0} \cdot l_{2,0} \cdot l_{3,0} \\ \Leftrightarrow \\ \frac{l_1(t)}{l_{1,0}} \cdot \frac{l_2(t)}{l_{2,0}} \cdot \frac{l_3(t)}{l_{3,0}} &= \lambda_1 \cdot \lambda_2 \cdot \lambda_3 = 1 \end{aligned} \quad (2.4)$$

Dabei ist V das betrachtete Volumen, l_i die Kantenlängen und λ_i die Verstreckgrade in den drei Raumrichtungen. Der Index 0 steht für den Ausgangszustand. Daraus lässt sich das freie Einlaufen für die drei Dehnmoden in Abhängigkeit der Verstreckung in die Hauptdehnrichtung berechnen, wie es in Bild 2.1 ebenfalls eingetragen ist. Die Annahme der Volumenkonstanz gilt für die meisten Polymere mit guter Näherung, insbesondere bei den hier betrachteten niedrigen hydrostatischen Drücken /Sto99/. Treten allerdings sehr hohe hydrostatische Drücke auf, wie es z.B. beim Spritzgießen der Fall ist, muss die Kompressibilität des Materials berücksichtigt werden. Auch Kristallisationsvorgänge, wie sie beim Verstrecken

von PET auftreten, gehen mit einer Dichteänderung einher und können bei Berechnungen daher zu nicht unerheblichen Fehlern führen /Vaa98/.

Die in der Kunststoffverarbeitung auftretenden Dehndeformationen sind nur in Ausnahmefällen „reine“ Dehnmodes, wie z.B. beim Faserspinnen, bei dem die Schmelze nach Verlassen der Spinn Düse uniaxial verstreckt wird. Im Allgemeinen liegt ein Mischzustand zwischen den beschriebenen Sonderfällen vor. So ist der Dehnzustand an der Einspannung eines runden thermogeformten Bechers mit guter Näherung als planar zu bezeichnen, da die Deformation in Umfangsrichtung unterbunden wird. Aufgrund der Symmetrie liegt jedoch in Becherbodenmitte ein äquibiaxialer Dehnzustand vor. Alle übrigen Bauteilbereiche bewegen sich in ihrem Dehnzustand zwischen diesen beiden „reinen“ Dehnmodes. Ferner überlagern sich Dehn- und Scherdeformationen, wie z.B. bei der Strömung in einem konvergenten Extrusionswerkzeug. Auch zeitlich erfährt der Kunststoff gegebenenfalls unterschiedliche Dehnzustände, wie beispielsweise beim Streckblasen von Flaschen, wo der Vorformling zunächst mit der Streckstange weitestgehend uniaxial verstreckt wird um anschließend mit Druckluft auch radial ausgeformt zu werden. Man spricht dann von einer sequenziellen Deformation.

Aufgrund der Anisotropie von Kunststoffen ist es nicht immer möglich, ausgehend von der Messung des Dehnverhaltens bei einem der genannten Dehnzustände auf das Verhalten bei einem anderen Dehnzustand zu schließen. Daher ist es sinnvoll, bei einer Dehnmode zu messen, die der im betrachteten Verfahren am nächsten kommt. Dies ist für das Thermoformen, das Extrusionsblasformen und das Streckblasen die äquibiaxiale Deformation.

2.1 Rheometerkonzepte

Es existieren verschiedene Konzepte zur Realisierung äquibiaxialer Dehndeformationen. Bild 2.2 zeigt das Prinzip des Lubricated Squeeze Flow /Cha81, Pah95/. Hierbei wird eine Probe zwischen zwei Stempeln verpresst. Dabei gibt der Stempelweg die Größe der Deformation vor, während die Stempelkraft gemessen wird und ein Maß für die Spannungen darstellt. Die Anordnung befindet sich in einem Ölbad, das zwei Aufgaben erfüllt: Zum einen gewährleistet es eine genaue Temperierung der Stempel und der Probe, zum anderen dient es als Gleitmittel für die Stempelflächen. Beim Verpressen stellt sich nämlich nur dann eine reine Dehnströmung ein, wenn die Kunststoffprobe reibungsfrei an den Stempeln abgleiten kann. Andernfalls ergibt sich eine Überlagerung von Dehn- und Scherdeformationen, die das Messergebnis nachhaltig verfälscht. Da ein absolut reibfreies Abgleiten praktisch nicht umzusetzen

ist und die Erfahrung zudem zeigt, dass sich mit dieser Methode keine beliebig großen Dehnungen und genügend große Dehngeschwindigkeiten realisieren lassen, ist sie für die Charakterisierung von Kunststoffen für das Thermoformverfahren nicht geeignet /Zel94/.

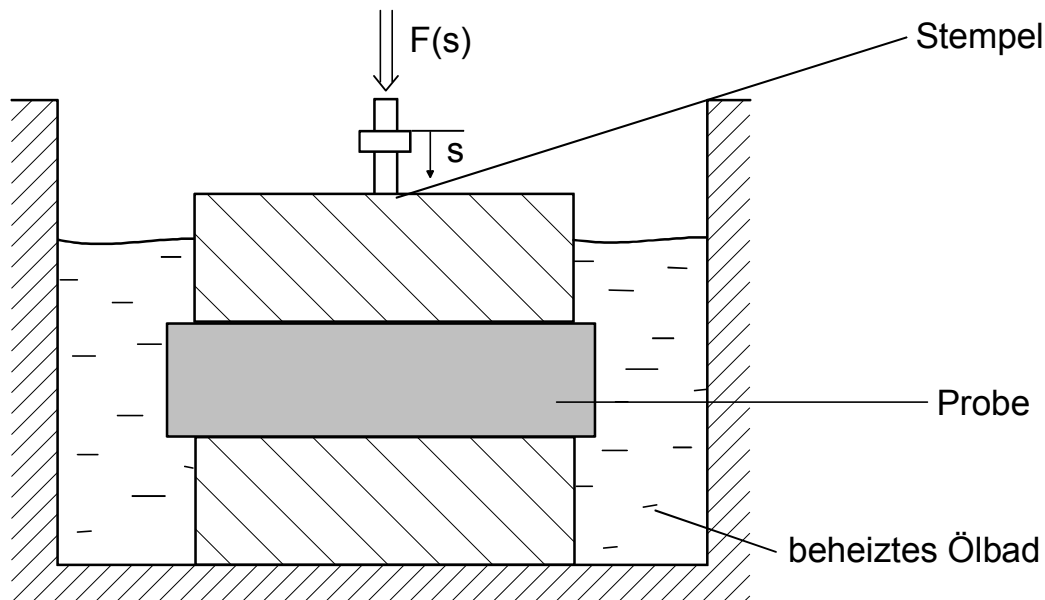


Bild 2.2 Prinzip des Lubricated Squeeze Flow

Fig. 2.2 Principle of the Lubricated Squeeze Flow

Meissner et al. entwickelten eine Methode, bei der eine flächige Kunststoffprobe über einem Inertgasstrom schwebt und von diesem konvektiv aufgeheizt wird /Mei81/. Die Probe wird ringsum von acht rotierenden Klemmen erfasst und kontinuierlich aus dem Messgebiet herausbefördert. Die Anordnung ist in Bild 2.3 gezeigt. Zwischen den Klemmen sorgen acht Schneidvorrichtungen dafür, dass die Probe in Streifen abgezogen werden kann. Die Geschwindigkeit der Klemmen bestimmt die Dehngeschwindigkeit, die zusätzlich über ein Bildverarbeitungssystem überwacht wird, das auf die Probe gestreute Partikel verfolgt. Die Haltekraft der Klemmen wird als Maß für die in der Probe herrschenden Spannungen aufgezeichnet. Durch eine flexible Anordnung der Klemmen kann mit diesem Rheometer auch eine uniaxiale oder planare Dehnung realisiert werden. Dieses Rheometer erreicht Hencky-Dehngeschwindigkeiten bis zu $1,0 \text{ s}^{-1}$ und liegt damit am unteren Rand des prozessrelevanten Bereiches für das Thermoformen. Hachmann präsentiert eine Vielzahl von Messungen an schmelzeförmigen PE- und PP-Typen, die mit diesem Rheometer gemessen werden können /Hac96/. Messungen an Thermoformmaterialien im gummielastischen Bereich sind bisher nicht veröffentlicht worden.

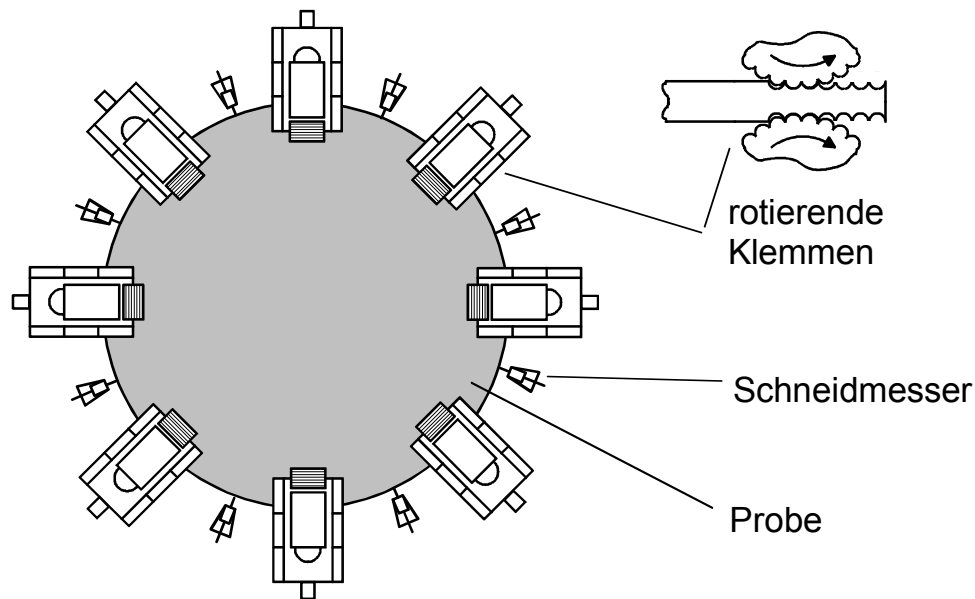


Bild 2.3 Prinzip der rotierenden Klemmen

Fig. 2.3 Principle of the rotating clamps

Eine andere Versuchsvorrichtung, mit der eine äquibiaxiale Deformation realisiert werden kann, ist der Reckrahmen /OCA97/. Im Gegensatz zu den rotierenden Klemmen wird die Probe von festen Klemmen erfasst und verstreckt (Bild 2.4). Dadurch ist die maximal erreichbare Dehnung beschränkt durch die Größe des Rahmens. Problematisch zeigt sich die Probeneinspannung, da die Probe nur punktuell erfasst wird. Dadurch neigt sie zwischen den Einspannpunkten zum Einschnüren. Die Probendeformation ist daher nicht homogen und die Bestimmung der wahren Dehnung nur schwer möglich. Dennoch findet der Reckrahmen aufgrund der Einfachheit seines Aufbaus insbesondere für vergleichende Messungen häufig Anwendung /Ret98/. Als wesentlicher Vorteil dieses Verfahrens ist zu nennen, dass Proben mit definiertem Verstreckzustand hergestellt werden können, wodurch nachträgliche morphologische Untersuchungen an der Probe ermöglicht werden. Dadurch ist das Verfahren besonders interessant zur Bestimmung des Kristallisationsverhaltens von PP und PET.

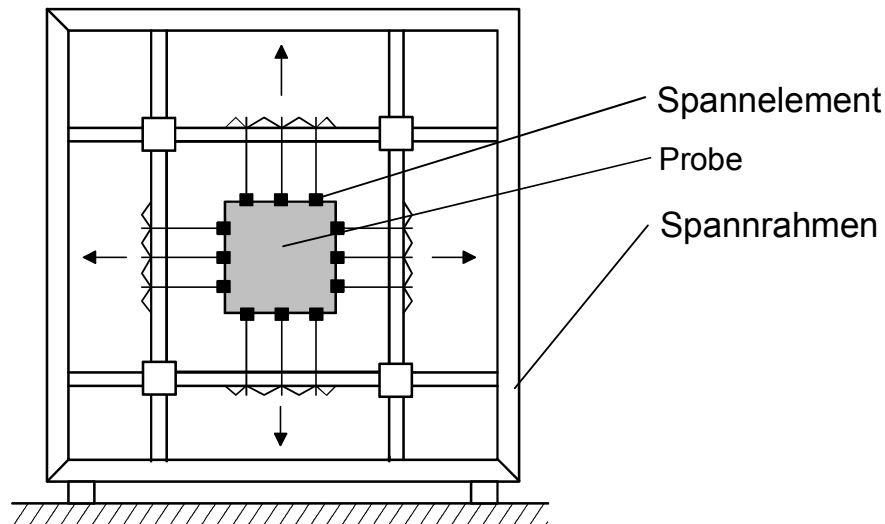


Bild 2.4 Prinzip des Reckrahmens

Fig. 2.4 Principle of the stretching frame

Eine dem Thermoformen sehr ähnliche Deformation ist die im Bubble-Inflation Rheometer (BIR). Dabei wird eine flächige Probe in einer ringförmigen Klemmvorrichtung eingespannt, erhitzt und mit Druckluft oder einem flüssigen Arbeitsmedium frei aufgeblasen /Sch72, Rhi81, Der98, DeV76/. Bild 2.5 zeigt schematisch die Probendeformation im BIR. Im Pol der Probe herrscht aufgrund der Symmetrie zu jedem Zeitpunkt ein äquibiaxialer Dehnzustand. An der Einspannung ist die Umfangsdehnung behindert, so dass hier eine planare Dehnung vorliegt. Alle übrigen Probenbereiche erfahren zeitlich abhängig eine Deformation zwischen diesen „reinen“ Dehnzuständen. Die Druckdifferenz über der Blase wird als Maß für die Spannungen in der Probe gemessen, während das verdrängte Volumen mit dem Verstreckgrad im Pol korrespondiert. Die Art dieses Zusammenhangs stellt das eigentliche Problem dieser Methode dar, wie im folgenden Kapitel noch ausführlich erläutert wird. Wenn der Versuch bei konstanter Hencky-Dehngeschwindigkeit durchgeführt werden soll, muss ein zeitlich überproportional wachsender Volumenzuwachs der Blase realisiert werden, da der Meridian durch den Pol nur linear mit dem Blasenradius wächst, das Volumen aber mit der dritten Potenz. Dies stellt insbesondere bei hohen Dehngeschwindigkeiten und Dehnungen eine experimentelle Schwierigkeit dar. Durch eine geschickte Steuerung erreichten *Yang* und *Dealy* dennoch eine konstante Dehngeschwindigkeit von $0,06 \text{ s}^{-1}$ bis zu einer Hencky-Dehnung von 2 (was einem Verstreckgrad von 7,4 entspricht) /Yan87/.

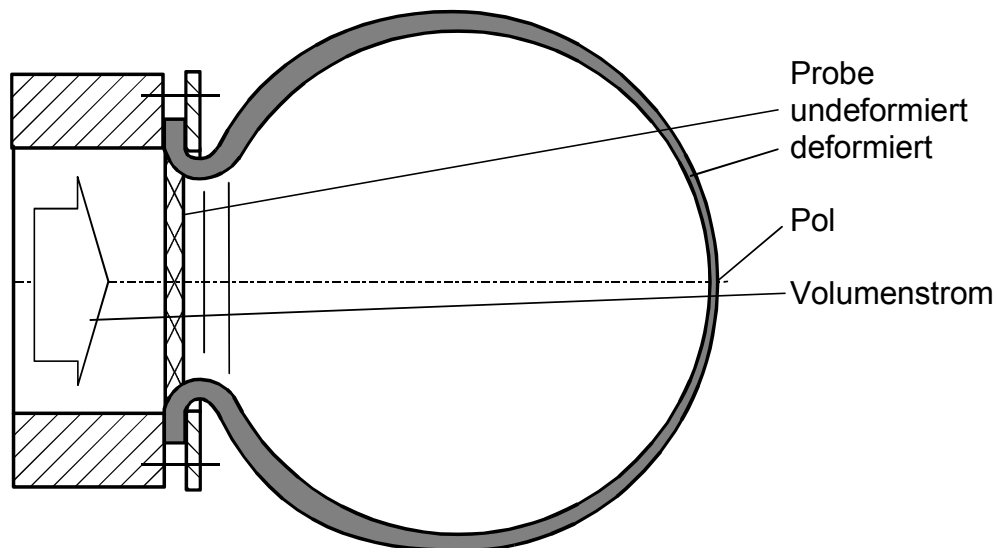


Bild 2.5 Prinzip des Bubble-Inflation Rheometers

Fig. 2.5 Principle of the Bubble-Inflation Rheometer

2.2 Das Membrane-Inflation Rheometer (MIR)

2.2.1 Stand der Forschung

Die Forderung nach hoher, konstanter Dehngeschwindigkeit und großen Dehnungen führte zu einer Weiterentwicklung der Bubble-Inflation Technik, dem Membrane-Inflation Rheometer. 1994 wurde von *Campbell* eine Vorrichtung vorgestellt, bei der eine Kunststoffprobe stirnseitig auf eine Glasröhre geklemmt und mittels Druckluft in diese hinein umgeformt wurde /Cam94/. Die Position der Blase wurde mit einer Videokamera aufgenommen. Für schlagzähmodifiziertes Polystyrol (HI-PS) konnten Dehngeschwindigkeiten bis $2,7 \text{ s}^{-1}$ erreicht werden, die sich als annähernd konstant herausstellten. Die Dehngeschwindigkeit war alleine begrenzt durch die Aufnahmegeschwindigkeit der Kamera. *Hartwig* verwendete ein Leitgitter zur Führung der Probe, das zum einen ein verlustfreies Entweichen des verwendeten Silikonöls, zum anderen ein Haften der Probe gewährleisten soll /Har96/. Die Probendeformation in diesem Membrane-Inflation Rheometer ist schematisch in Bild 2.6 dargestellt. Die Probe wird in eine kreisförmige Probenhalterung mit einem inneren Durchmesser von 54 mm eingespannt, in flüssigem Silikonöl aufgeheizt und durch Verdrängen des Öls in das Leitgitter hinein umgeformt. Dabei entsteht zunächst eine Probenform, die identisch ist mit der im Bubble-Inflation Rheometer, bis sich die Probe an das Leitgitter anlegt. Danach wird sie im Leitgitter geführt, wobei immer mehr Material am Leitgitter ablegt wird. Im Pol herrscht aufgrund der Symmetrie der Anordnung wiederum ein äquibiaxialer Dehnzustand. Am Leitgitter ist die

Umfangsdehnung völlig unterbunden. Probenbereiche, die hier abgelegt werden, haben eine Deformationsgeschichte, die von biaxial bis planar reicht. Für die Auswertung der Messung steht also nur der Pol der Probe zur Verfügung.

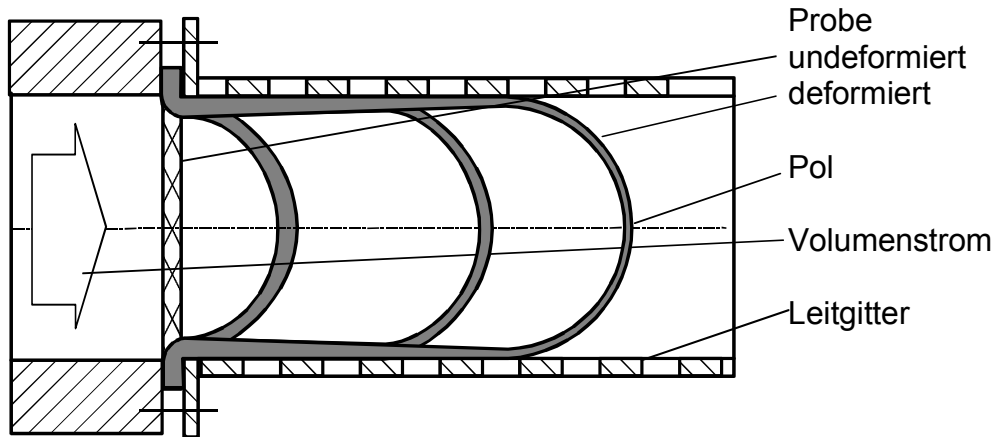


Bild 2.6 Prinzip des Membrane-Inflation Rheometers (MIR)

Fig. 2.6 Principle of the Membrane-Inflation Rheometer (MIR)

Ähnlich wie beim Bubble-Inflation Rheometer wird beim Membrane-Inflation Rheometer der Dehnzustand durch den Betrag des verdrängten Silikonölvolumens vorgegeben und die Druckdifferenz mittels eines hochdynamischen, piezoresistiven Druckaufnehmers als Maß für die Spannungen aufgezeichnet. Zur Berechnung der Dehnung müssen dabei drei wesentliche Annahmen getroffen werden /Har96/:

1. Probenbereiche, die das Leitgitter berühren, bleiben dort fest liegen, d.h. sie rutschen weder noch heben sie sich wieder ab.
2. Die Probenkontur lässt sich in unterschiedliche Phasen aufteilen und zunächst als Kugelsegment, dann als Rotationsellipsoid beschreiben, dessen Kontur konstant erhalten bleibt, sobald die Probe sich an das Leitgitter anlegt.
3. Im Bereich der freien Membran besitzt die Probe eine konstante Dicke.

Anders konnte anhand von Hochgeschwindigkeitsvideoaufnahmen nachweisen, dass die erste Annahme für fast alle untersuchten Materialien und Versuchspunkte gilt /And96/. Lediglich bei sehr stark dehnverfestigenden Materialien wie PP im Bereich der Schmelzetemperatur oder PET oberhalb der Glas temperatur konnte ein Nachrutschen beobachtet werden. Dies ist auf die sehr hohen Spannungen zurückzuführen, die das dehnverfestigende Material im Pol

aufnehmen kann. Die noch nicht sehr stark verstreckten Bereiche, die am Gitter liegen, können nicht so hohe Spannungen aufnehmen und beginnen zu rutschen, sobald die Haftreibungsgrenze überschritten wird. Diese liegt wegen des Silikonöls sehr niedrig, und ein Anrauen des Gitters von innen konnte nur teilweise Abhilfe schaffen. Im Rahmen der hier durchgeführten Arbeiten zeigte sich zudem, dass die anliegenden Probenbereiche durch gespeicherte elastische Deformationen teilweise wieder vom Leitgitter abheben, wie Bild 2.7 belegt. Dies tritt insbesondere bei Proben ohne nennenswerte Dehnverfestigung auf, da der Druck zu Versuchende aufgrund des immer dünner werdenden Pols stark abfällt und die bereits anliegenden Bereiche nicht am Gitter halten kann.

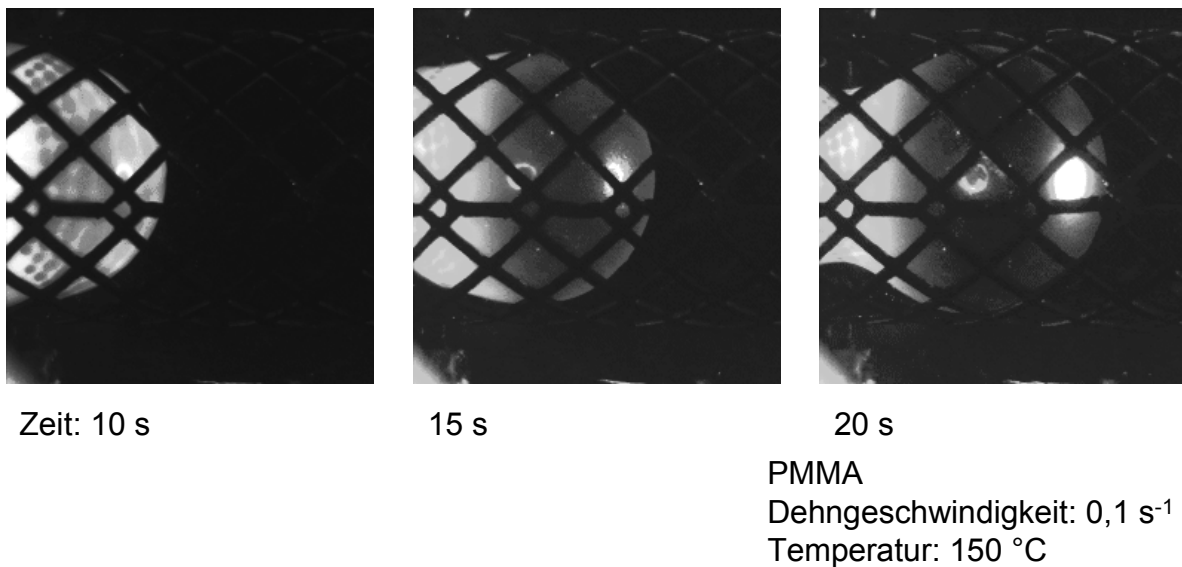


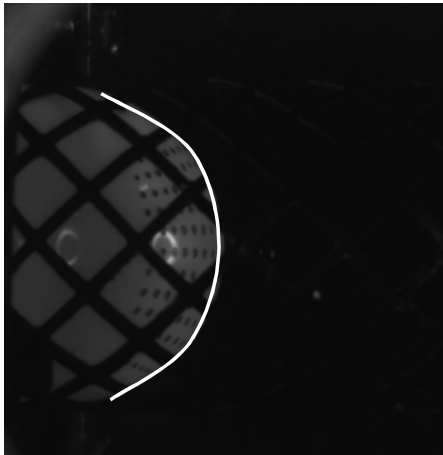
Bild 2.7 Einschnüren der Probe durch gespeicherte elastische Deformationen

Fig. 2.7 Neck-in of the sample due to stored elastic deformation

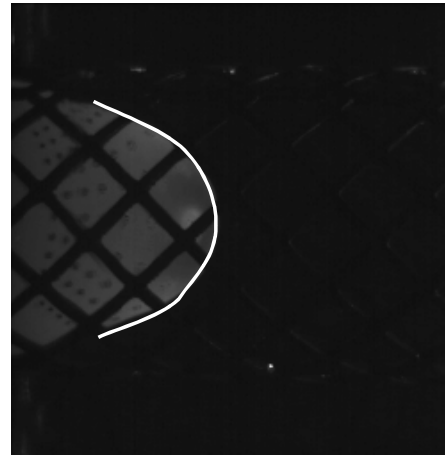
Die Annahme zur Probenkontur gilt für die wenigsten Materialien, worauf in Kapitel 2.4.2 noch ausführlich eingegangen wird. Insbesondere lässt sich hier eine Materialabhängigkeit feststellen, wie Bild 2.8 am Beispiel einer PETG-Probe (links) und einer ABS-Probe (rechts) zeigt. Die Konturen beider Proben sind bei gleichem verdrängten Ölvolumen deutlich unterschiedlich.

Die Annahme einer konstanten Dickenverteilung im Bereich der freien Membran ist eine starke Vereinfachung, da das Material wie bereits erwähnt nur im Pol äquibiaxial gedehnt wird und außerhalb des Pols eine davon abweichende Dehngeschichte erfährt. Dies führt dazu, dass die Probe im Pol am dünnsten ist und die Dicke zum Leitgitter hin zunimmt. Der Verlauf ist

wiederum abhängig vom Material, wie *Wehr* anhand von Finite-Elemente-Simulationen nachweisen konnte /Weh98/. *Hartwig* gelang es, anhand eines iterativen Korrekturalgorithmus den entstehenden Fehler für dehnverfestigende Materialien zu berichtigen /Har96/. Für andere Materialien scheiterte der Versuch allerdings. Daraus folgt die Notwendigkeit einer Dehnungsmessung.



PETG
Dehngeschwindigkeit: 0,1 s⁻¹,
Temperatur: 130 °C
Zeit: 10 s



ABS
Dehngeschwindigkeit: 0,1 s⁻¹,
Temperatur: 150 °C
Zeit: 10 s

Bild 2.8 Seitenansicht unterschiedlicher Proben

Fig. 2.8 Side view of different samples

2.2.2 Berechnung der wahren Spannung

Die wahre Biaxialspannung σ_b im Pol der Membran, die sich im Gegensatz zur technischen Spannung auf die momentane Dicke der Membran bezieht, lässt sich unter Vernachlässigung von Trägheitskräften aus einem quasistationären Gleichgewicht zwischen dem Druck unterhalb der Membran und den Spannungen in der Membran herleiten. Bild 2.9 verdeutlicht die Verhältnisse in Polnähe an einem Element mit dem Durchmesser $2 \cdot r$.

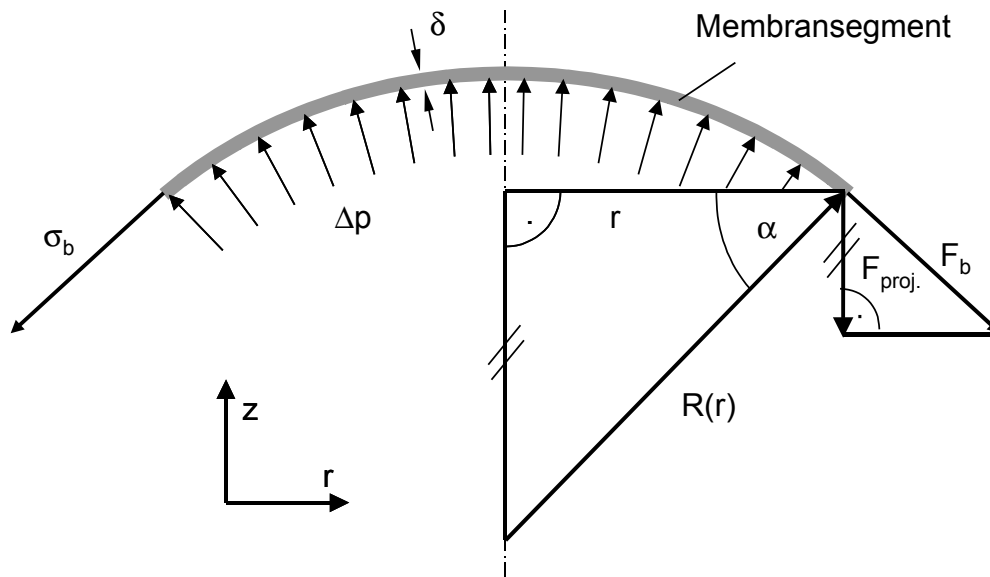


Bild 2.9 Kräftebilanz an polnahe Element

Fig. 2.9 Force balance for element near the pole

Die Kräftebilanz in z-Richtung ergibt:

$$F_{proj.} = \Delta p \cdot \pi \cdot r^2 \quad (2.5)$$

Dabei ist $F_{proj.}$ die Projektion der gesuchten Kraft F_b in z-Richtung und Δp die gemessene Druckdifferenz. Die Beziehung zwischen projizierter und gesuchter Kraft erhält man aus der Ähnlichkeit der Dreiecke in Bild 2.9:

$$\frac{r}{R(r)} = \frac{F_{proj.}}{F_b} \quad (2.6)$$

$R(r)$ ist der Krümmungsradius der Membran an der Position r .

Die wahre Spannung ist definiert als Quotient aus Kraft und Bezugsfläche

$$\sigma_b = \frac{F_b}{2 \cdot \pi \cdot r \cdot \delta} \quad (2.7)$$

Die aktuelle Dicke δ lässt sich anhand der Definition des Verstreckgrades formulieren als:

$$\delta = \delta_0 \cdot \lambda_3 \quad (2.8)$$

δ_0 stellt dabei die Ausgangsprobendicke dar. Mit Volumenkonstanz (Gleichung 2.4) und $\lambda := \lambda_1 = \lambda_2$ für äquibiaxiale Dehnung erhält man:

$$\delta = \frac{\delta_0}{\lambda^2} \quad (2.9)$$

Setzt man die Gleichungen 2.6, 2.8 und 2.9 in 2.7 ein, erhält man die gesuchte Beziehung für die Äquibiaxialspannung:

$$\sigma_b = \frac{\Delta p \cdot \lambda^2 \cdot R(r)}{2 \cdot \delta_0} \quad (2.10)$$

Diese Gleichung gilt nur für den Pol selbst, d.h. für $R = R(r=0)$ mit R als dem Polkrümmungsradius, da nur dort die Berechnung der Dicke aus dem äquibiaxialen Verstreckgrad zulässig ist.

Über die erste Normalspannungsdifferenz ist auch die äquibiaxiale Dehnaviskosität μ_b definiert [Hac96/]

$$\mu_b = \frac{\sigma_b - \sigma_3}{6 \cdot \dot{\epsilon}_0} \quad (2.11)$$

Die Spannung σ_3 senkrecht zur Probenoberfläche ist auf der Probeninnenseite maximal gleich Δp und damit um den Faktor $(\lambda^2 R)/(2\delta_0)$ kleiner als σ_b , wie aus Gleichung 2.9 gesehen werden kann. Sie wird daher vernachlässigt.

Da weder der Polkrümmungsradius R noch der Verstreckgrad λ im Pol bekannt sind und wie oben gezeigt auch nicht fehlerfrei aus dem verdrängten Ölvolumen berechnet werden können, wird im Rahmen dieser Arbeit ein bildverarbeitungsgestütztes Messsystem entwickelt, mit dem beide Größen gemessen werden können.

2.2.3 Aufbau der Anlage

Der Aufbau des Membrane-Inflation Rheometers ist in Bild 2.10 schematisch und in Bild 2.11 fotografisch dargestellt. Die Probenkammer enthält Silikonöl, das über einen Wärmetauscher von einem konventionellen Temperieraggregat für Spritzgießwerkzeuge bis 200 °C aufgeheizt werden kann. An die Probenkammer angeflanscht ist ein Zylinder mit 60 mm Durchmesser, in dem sich ein Kolben befindet. Der Kolben wird ölhydraulisch angetrieben und kann von ei-

nem PC sehr präzise und mit einem frei programmierbaren Geschwindigkeitsprofil verfahren werden. Die Probe selbst wird in der Probenkammer direkt vor dem angeflanschten Zylinder positioniert und mit einer Dichtung gegen diesen abgedichtet. Die gesamte Anordnung der Probenhalterung kann aus dem heißen Ölbad entnommen werden, so dass der Probenwechsel außerhalb der Anlage erfolgt.

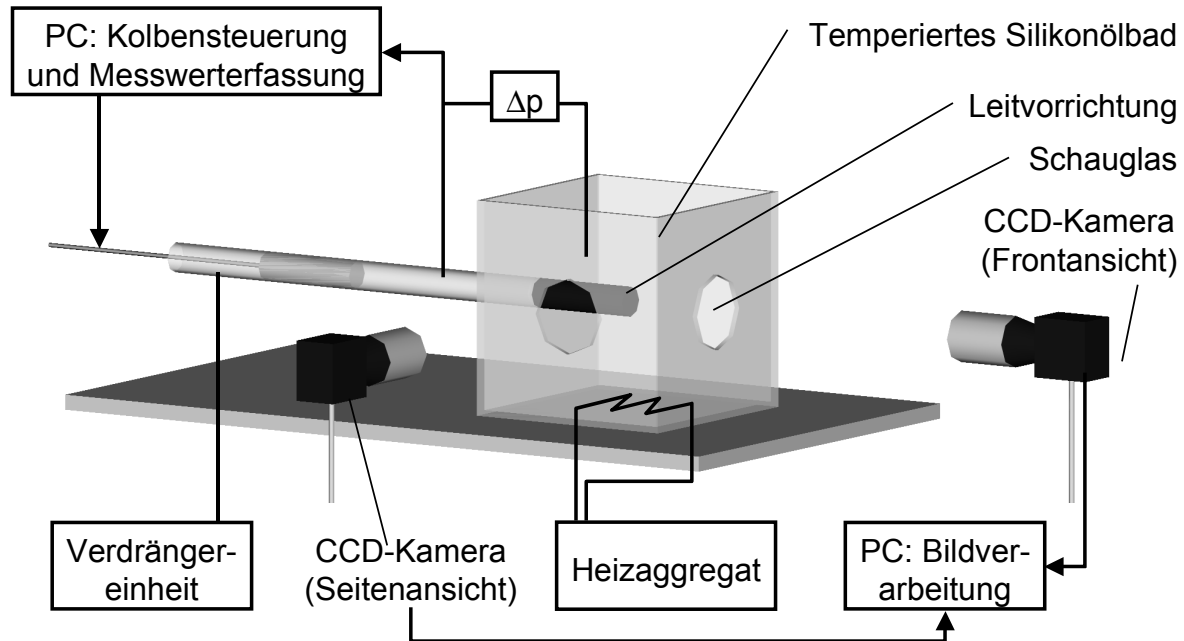


Bild 2.10 Anlagenschema des Membrane-Inflation Rheometers

Fig. 2.10 Layout of the Membrane-Inflation Rheometer

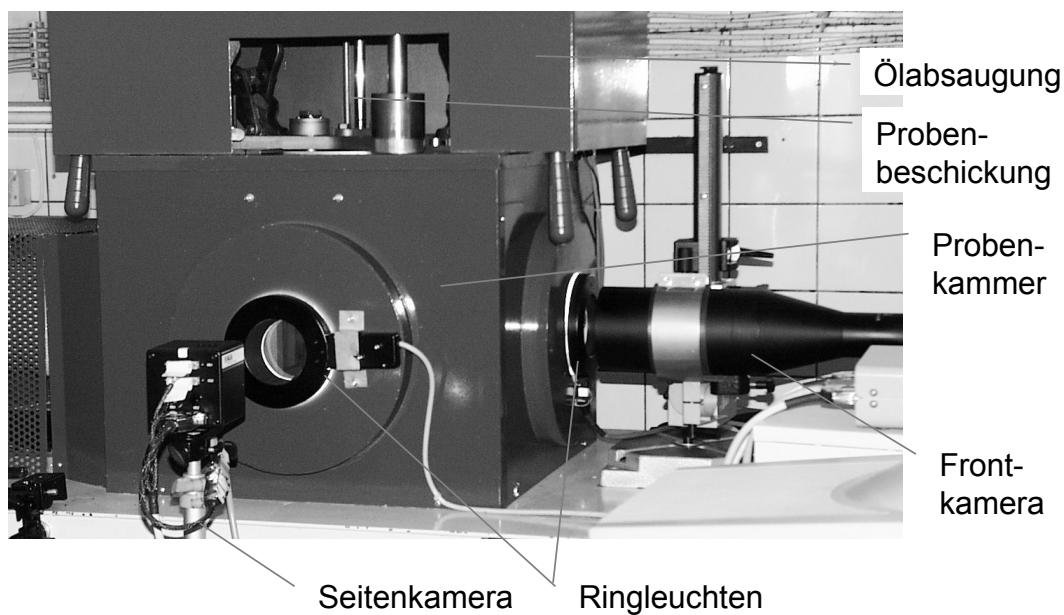


Bild 2.11 Probenkammer des MIR mit Schaufenstern und Kameras

Fig. 2.11 Oil vessel of the MIR with windows and cameras

Während der Messung wird die Druckdifferenz über der Probe mit zwei piezoresistiven Drucksensoren der Firma Kulite gemessen /Kul96/. Diese Sensoren liefern ein hochdynamisches, bis 270 °C temperaturkompensiertes Drucksignal an den angeschlossenen PC. Sie sind für einen Messbereich bis 7 bar ausgelegt. Im Gegensatz zu piezokapazitiven Aufnehmern, mit denen ebenfalls Versuche durchgeführt wurden, weisen die verwendeten Sensoren keine nachweisbare zeitabhängige Drift auf. Dieser Effekt hatte bei kapazitiven Aufnehmern insbesondere bei hohen Temperaturen und niedrigen Dehngeschwindigkeiten zu erheblichen Problemen geführt.

Durch zwei hitzebeständige Borsilikatgläser kann die Probendeformation von vorne und von der Seite beobachtet werden. Vor diesen Schaufenstern sind zwei CCD-Flächenkameras (Charged-Coupled-Device) der Firma Dalsa angebracht /Dal98/. Sie liefern jeweils 512 * 512 Pixel große Grauwertbilder mit acht Bit Tiefe (256 Graustufen) und einer Aufzeichnungsrate von maximal 150 Hz an einen PC, der mit einer entsprechenden Erfassungskarte (einem sogenannten Frame Grabber) ausgestattet ist /ITI98/. Die Bilder werden nach Abschluss der Messung zur späteren Auswertung auf der Festplatte des PC abgelegt.

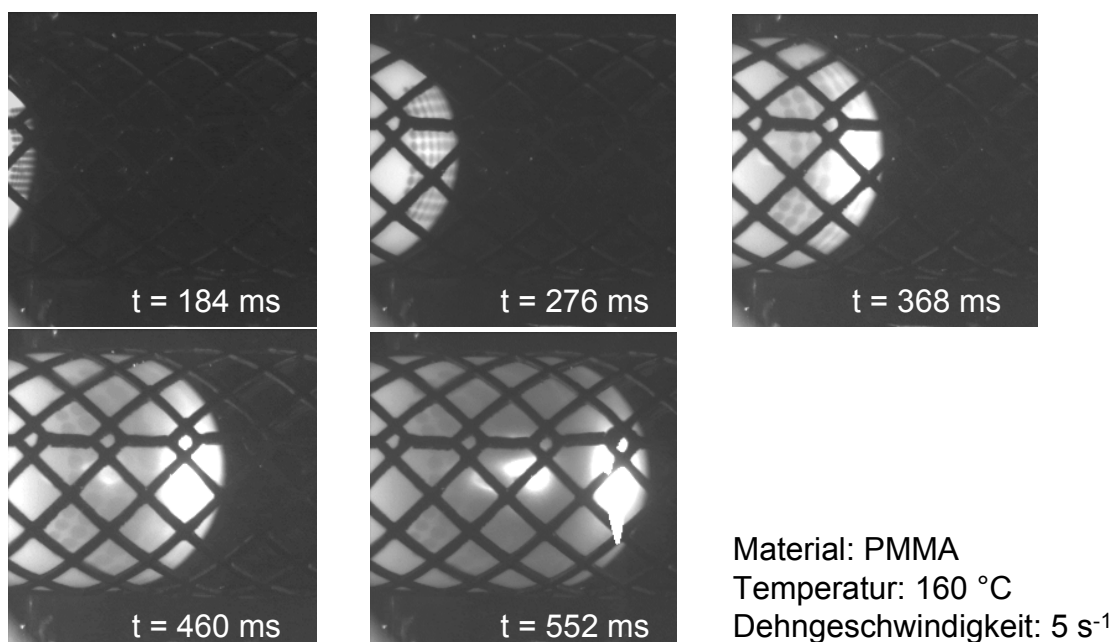


Bild 2.12 Bildsequenz der Seitenkamera

Fig. 2.12 Image sequence of the side view camera

Bild 2.12 und Bild 2.13 zeigen jeweils eine Bildersequenz von der Seite und der Front. Es hat sich als praktikabel erwiesen, pro Versuch 100 Bilder von jeder Kamera aufzuzeichnen. Dabei muss die Erfassungsrate der Versuchsgeschwindigkeit angepasst werden. Deutlich zu erken-

nen ist die Probe in der Seitenansicht, die vom Leitgitter teilweise gestört wird. Ebenfalls zu erkennen sind Glanzpunkte durch Reflexionen der Lichtquellen sowie sich ändernde Kontrastverhältnisse durch das Ausdünnen der Probe. In der Frontansicht erkennt man die Deformation eines aufgedruckten Punktmusters, das zur Bestimmung des Verstreckgrades herangezogen wird. Nur im Pol bleibt das Muster quadratisch, da nur dort die äquibiaxiale Deformation vorliegt.

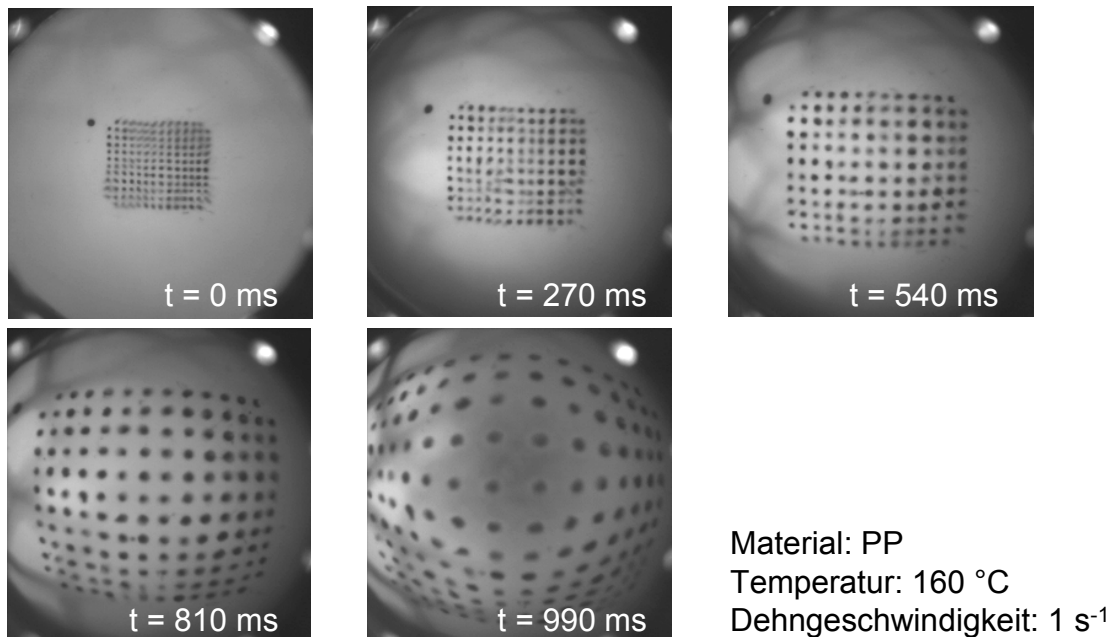


Bild 2.13 Bildsequenz der Frontkamera

Fig. 2.13 Image sequence of the front view camera

Der Steuerrechner übernimmt die Steuerung des Kolbens. Dazu wurde von Heyer eine Software implementiert, die verschiedene Fahrprogramme ermöglicht /Hey96/. Gleichzeitig erfasst dieser Rechner das Drucksignal mit einer Frequenz von bis zu 400 Hz. Dazu wird das kommerzielle Messwerterfassungsprogramm Diadem verwendet /GfS97/. Beide Systeme sind über eine Softwareschnittstelle gekoppelt, so dass das Verfahren des Zylinders genau mit dem Start der Messwerterfassung beginnt. Ein zusätzliches Triggersignal wird über eine externe Schnittstelle an den Bilderfassungsrechner weitergegeben, so dass auch das Aufzeichnen der Bilder synchron gestartet wird /Kra00/.

2.3 Steuerung des Rheometers

Ziel der Steuerung des Rheometers ist das Erreichen einer konstanten Dehngeschwindigkeit im Pol der Probe. Heyer leitete aus der auf oben genannten Annahmen basierenden analytischen Berechnung des Verstreckgrades aus dem verdrängten Ölvolumen ein entsprechendes

Kolbengeschwindigkeitsprofil ab. Dieses geht davon aus, dass unabhängig von Material und Versuchspunkt bei einem bestimmten verdrängten Volumen immer derselbe Verstreckgrad im Pol vorliegt. *Wehr* untersuchte diesen Sachverhalt anhand von Finite-Elemente-Simulationen der MIR-Deformation /Weh98/. Dabei wurden unterschiedliche hyperelastische Materialmodelle verwendet und deren Koeffizienten variiert (siehe Kapitel 3.4 für eine Beschreibung der Materialmodelle). Bild 2.14 zeigt ein Diagramm, in dem der äquibiaxiale Verstreckgrad über dem verdrängten Volumen aufgetragen ist. Die durchgezogene Linie repräsentiert den analytischen Ansatz, den *Heyer* verwendete. Die mittlere Kurve ergibt sich für ein dehnverfestigendes hyperelastisches Material, das mit einem Materialmodell nach Mooney-Rivlin beschrieben wurde /ABA99a/. Es ist deutlich zu erkennen, dass der analytische Ansatz die erreichten Verstreckgrade teils erheblich unterschätzt. Dieses Ergebnis unterstützt die Ergebnisse der iterativen Korrektur, mit der *Hartwig* die Messergebnisse berichtete /Har96/. Hier hatte sich ebenfalls eine Verschiebung der Spannungs-/Dehnungskurve hin zu größeren Dehnungen ergeben. Verwendet man ein nicht dehnverfestigendes Materialverhalten, wie z.B. Neo-Hookesches Verhalten, so ergeben sich noch weitaus höhere Verstreckgrade, wie ebenfalls in Bild 2.14 zu erkennen ist. Bei einem verdrängten Volumen von 0,12 l liegt der Verstreckgrad bei 6,5, während der analytische Ansatz nur einen Verstreckgrad von 3,75 voraussagt. Die Simulationsergebnisse zeigen ferner eine deutliche Abhängigkeit von den gewählten Koeffizienten des Materialmodells. Diese sind aus Gründen der Übersichtlichkeit nicht dargestellt, können aber bei *Wehr* nachgelesen werden /Weh98/.

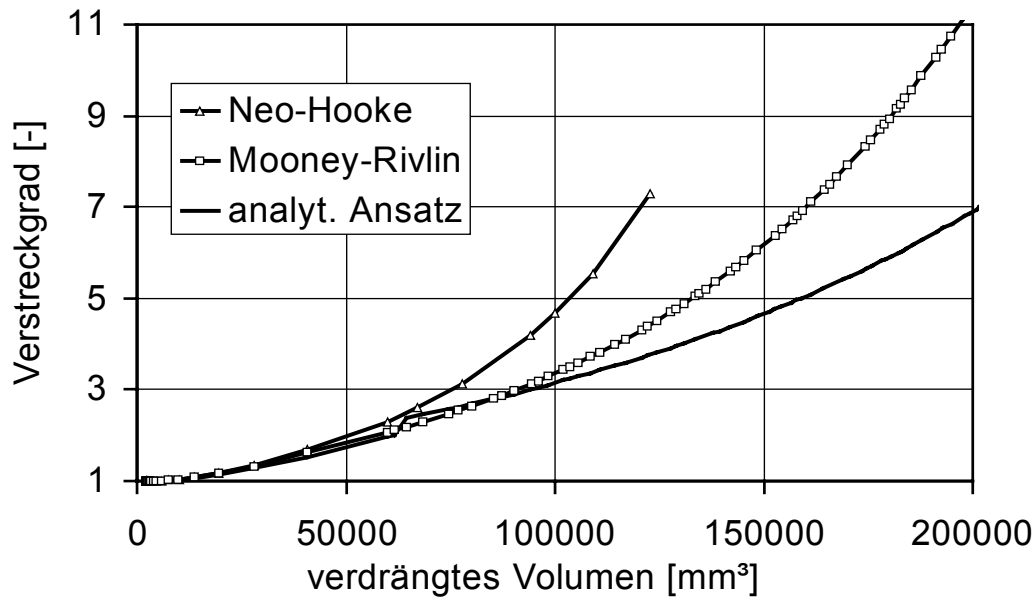


Bild 2.14 Berechneter Verstreckgrad über Volumen für verschiedene Materialmodelle

Fig. 2.14 Calculated stretch ratio vs. volume for different material models

Daraus lässt sich ableiten, dass das Verhältnis zwischen Verstreckgrad und verdrängtem Volumen für jedes Material und jeden Versuchspunkt ein anderes ist. Dies untermauert die Forderung nach einer Dehnungsmessung bei jedem Versuch, wie sie im nächsten Kapitel vorgestellt wird. Für die Steuerung des Rheometers bedeutet dies jedoch, dass eigentlich die Kolbengeschwindigkeit geregelt werden muss, damit eine konstante Dehngeschwindigkeit erreicht werden kann. Dies bedingt eine sehr schnelle Online-Messung der Dehnung, die nur mit extremem Aufwand an Rechnerhardware und Software realisiert werden kann.

Man kann sich stattdessen zu Nutze machen, dass die Kurven in Bild 2.14 ähnlich sind: Führt man den Versuch z.B. nach der mit dem Mooney-Rivlin Materialmodell gefundenen Beziehung, so erzielt man für ein nicht-dehnverfestigendes Material noch immer eine konstante Dehngeschwindigkeit, die aber mitunter um das doppelte höher liegt als die eingestellte. Verzichtet man also auf die Möglichkeit, die Dehngeschwindigkeit genau vorzugeben, kann der Versuch bei einer konstanten Dehngeschwindigkeit gefahren werden, deren Betrag Ergebnis der Messung selbst ist. Dadurch kann die Online-Dehnungsmessung mit Rückkopplung auf den Kolbenantrieb entfallen.

2.4 Auswertung der MIR-Versuche mittels automatischer Bildverarbeitung

Zur besseren Übersicht ist in Bild 2.15 der Ablauf einer Messung dargestellt. Nachdem das Ölbad auf die Versuchstemperatur aufgeheizt ist, kann mit den Versuchen begonnen werden.

Der Bediener gibt am Steuerrechner die Versuchsbedingungen und Informationen zur Probe ein. Die Probe wird in die Probenhalterung eingespannt und mit dieser in der Probenkammer platziert. Je nach Dicke der Probe wird diese zwischen einer und fünf Minuten im Ölbad belassen, damit sichergestellt ist, dass sich die Probe über der ganzen Dicke homogen aufgeheizt hat und die Temperatur des Ölbad besitz. Der Versuch wird dann vom Bediener gestartet, wenn die eingestellte Heizzeit abgelaufen ist. Mit Versuchsstart beginnt die Aufzeichnung der Bilder sowie des Drucksignals. Zusätzlich wird die tatsächliche Kolbenposition aufgezeichnet. Nach Versuchende erfolgt die Auswertung der Bilddaten und die Zusammenführung mit dem gemessenen Drucksignal.

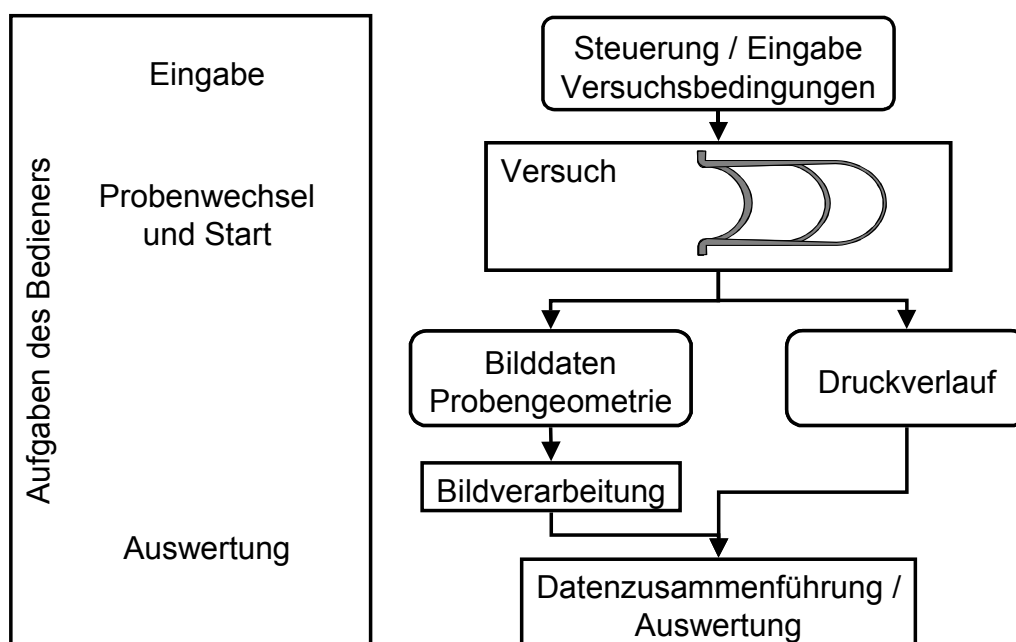


Bild 2.15 Ablauf des Dehnversuchs mit dem MIR

Fig. 2.15 Procedure of the stretch test with the MIR

2.4.1 Dehnungsmessung im Pol

Für die Dehnungsmessung werden pro Versuch 100 Bilder der Frontansicht aufgenommen. Die Proben werden vorab mit einem Punktmuster bedruckt. Dazu wird ein manueller Tampondrucker der Firma Massek, Stuttgart, verwendet. Die Farben sind so gewählt, dass sie den Versuch nicht beeinflussen, sondern der Deformation der Probe elastisch folgen /NN99/. Ferner sind Spezialfarben vorhanden, die auch auf Polyolefinen (PE, PP) zumindest während des Versuches genügend Haftung besitzen, ohne dass die Proben vorab an der Oberfläche aktiviert werden müssten.

Die Bildverarbeitung gliedert sich dann in folgende Einzelschritte /OPT99/:

1. Bilderfassung
2. Bildaufbereitung
3. Objekterkennung
4. Objektvermessung

Alle drei Schritte erfolgen mit dem kommerziellen Bildverarbeitungsprogramm OPTIMAS /OPT99/. Die Bilderfassung liest die Bilder aus dem Speicher des Frame-Grabber aus und speichert diese in einem vom Benutzer zu wählenden Dateiordner auf der Festplatte des Rechners ab. Außerdem wird die Zeit angegeben, die zur Aufnahme der Bilder benötigt wurde. Bei der schnellsten Aufzeichnungsrate werden die 100 Bilder in durchschnittlich knapp über 900 ms aufgenommen.

Für die Schritte 2 – 4 wurden auf der Basis von sogenannten Makros Algorithmen implementiert, die die Verarbeitung weitestgehend automatisieren /Höl99, Kra00/. Diese Programme, die Standardfunktionen von OPTIMAS verwenden, geben dem Benutzer aber auch die Möglichkeit, die Auswertung zu überwachen, gegebenenfalls zu unterbrechen und manuell weiterzuführen, falls die Kontrastverhältnisse eine automatische Erkennung nicht mehr zulassen. Bild 2.16 zeigt exemplarisch Originalbilder einer weißen Probe mit schwarzer Bedruckung und einer schwarzen Probe mit weißer Bedruckung. In der zweiten Spalte sind die mit einem Wallis-Filter aufbereiteten Bilder gezeigt /OPT99/. Deutlich zu erkennen ist eine Kontrastverbesserung. Die dritte Spalte zeigt dieselben Bilder in einem Binärkontrast: Hier wurde für diejenige Graustufe ein Schwellwert angegeben, die Vordergrund (Punkte des Musters) vom Hintergrund (Probe) trennt. Die Originalbilder mit ursprünglich gegensätzlichen Kontrastverhältnissen sind damit schon auf ein identisches Erkennungsproblem zurückgeführt. Die Aufbereitung unterscheidet sich jedoch nur durch die Wahl des Schwellenwertes. Die Objekte des Vordergrundes können dann für beide Bilder mit demselben Algorithmus automatisch vermessen werden.

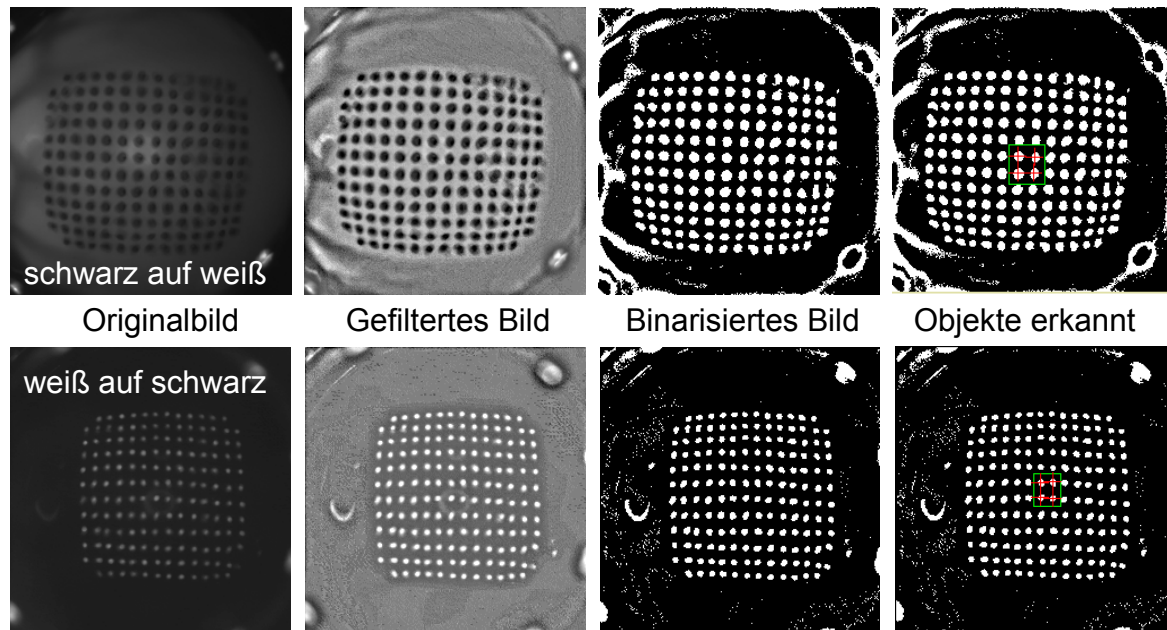


Bild 2.16 Schritte der Bildverarbeitung für die Frontansicht

Fig. 2.16 Steps of the image processing for the front view

Für die vorliegende Bildverarbeitungsaufgabe eignet sich die Angabe der Flächenschwerpunkte der erkannten Objekte. Ausgewertet werden für jedes Bild die vier polnächsten Punkte, die zu Auswertungsbeginn einmal vom Benutzer ausgewählt werden müssen. Ihre Abstände werden berechnet, gemittelt und auf den Abstand im ersten Bild bezogen.

Ein vereinfachtes Ablaufdiagramm der Dehnungsauswertung ist in Bild 2.17 gezeigt. Eine detaillierte Beschreibung der verwendeten Algorithmen findet sich in /Höl199, Kra00/.

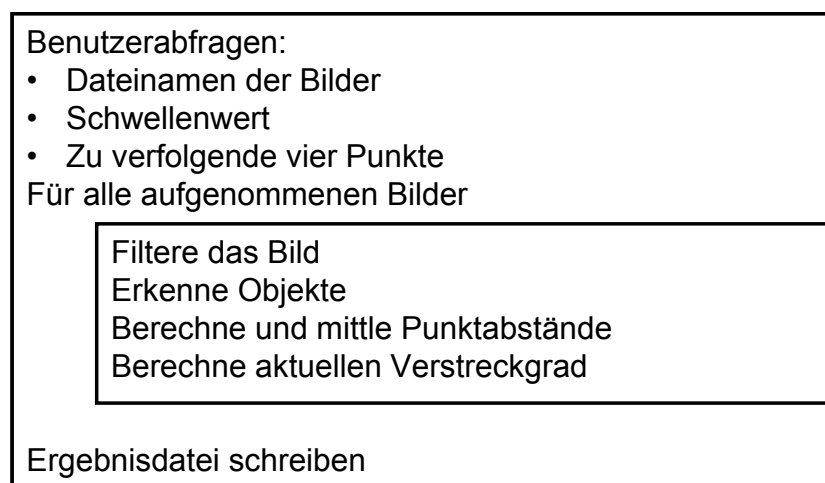


Bild 2.17 Vereinfachtes Ablaufdiagramm der Dehnungsmessung

Fig. 2.17 Simplified flow diagram of the strain measurement

Kraus wendete die Auswertung auch erfolgreich auf transparente Proben an, die mit weißer Farbe bedruckt wurden und sehr kontrastreiche Bilder vor dem schwarzen Hintergrund des dunklen Zylinders lieferten. Insbesondere bei Proben mit sehr glatter Oberfläche entstehen jedoch Probleme durch die Reflexion der stirnseitig angebrachten Lichtquelle. Ein deutlich zu erkennender Glanzpunkt in der Probenmitte stört die automatische Erkennung der Punkte mitunter erheblich. *Kraus* führte daher Versuche mit unterschiedlichen Lichtquellen durch: Es wurde eine hochfrequente Ringleuchte sowie eine punktförmige Kaltlichtquelle mit Lichtleiter und Fokussieroptik verwendet. Versuche mit einer UV-Leuchte und fluoreszierender Druckfarbe scheiterten am Absorptionsverhalten des verwendeten Silikonöls für UV-Strahlung.

Als Ergebnis speichert der Algorithmus den gemessenen Verstreckgrad und die Zeit für jedes erfolgreich ausgewertete Bild. Das Diagramm in Bild 2.18 zeigt die daraus berechnete Hencky-Dehnung über der Zeit am Beispiel eines PE bei 160 °C. Die eingestellte Dehngeschwindigkeit betrug 0,1 bzw. 1,0 s⁻¹. Die eingetragenen Punkte sind die Messungen aus je zwei Versuchen, die Linien sind Ausgleichsgeraden, deren Steigung 0,12 bzw. 1,2 s⁻¹ betragen. Damit liegt die sich tatsächlich einstellende Dehngeschwindigkeit um 20 % höher als die eingestellte, kann aber als konstant angesehen werden.

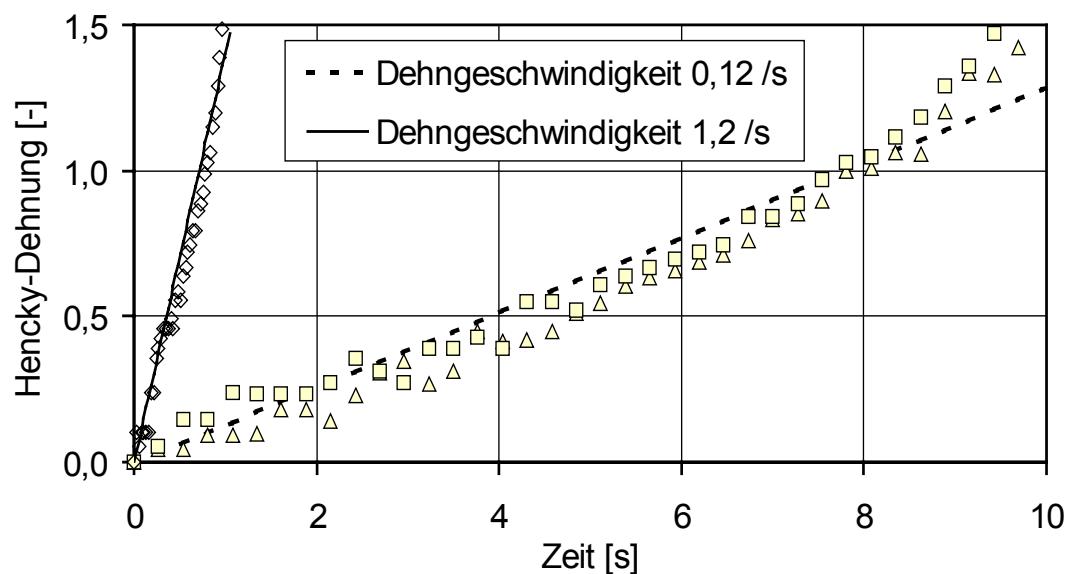


Bild 2.18 Gemessene Dehnung über der Zeit für PE bei 160°C

Fig. 2.18 Measured strain vs. time for PE at 160 °C

Wenn die gemessenen Längen bezogen auf die Ausgangslänge als Verstreckgrad verwendet werden sollen, ergeben sich zwei mögliche Fehlerquellen /Bra96/. Zum einen erhält man im

Kamerabild nur die Projektion der Blasenkontur, während der tatsächliche Punkteabstand entlang der Membran aufgrund der Krümmung größer ist, wie Bild 2.19 verdeutlicht. Dieser Fehler ist umso größer, je kleiner der Krümmungsradius und je größer der ursprüngliche Punkteabstand ist. Bei dem hier gewählten Punkteabstand von 1 mm und einem nach unten abgeschätzten minimalen Krümmungsradius von 18 mm liegt der Fehler jedoch bis zu einem Verstreckgrad von $\lambda = 10$ nur bei 1,3 %, wie sich aus geometrischen Betrachtungen leicht zeigen lässt (siehe Anhang Kapitel 10.1). Er wird daher in dieser Arbeit vernachlässigt, kann aber prinzipiell über die Messung des Krümmungsradius, die im nächsten Kapitel beschrieben wird, korrigiert werden.

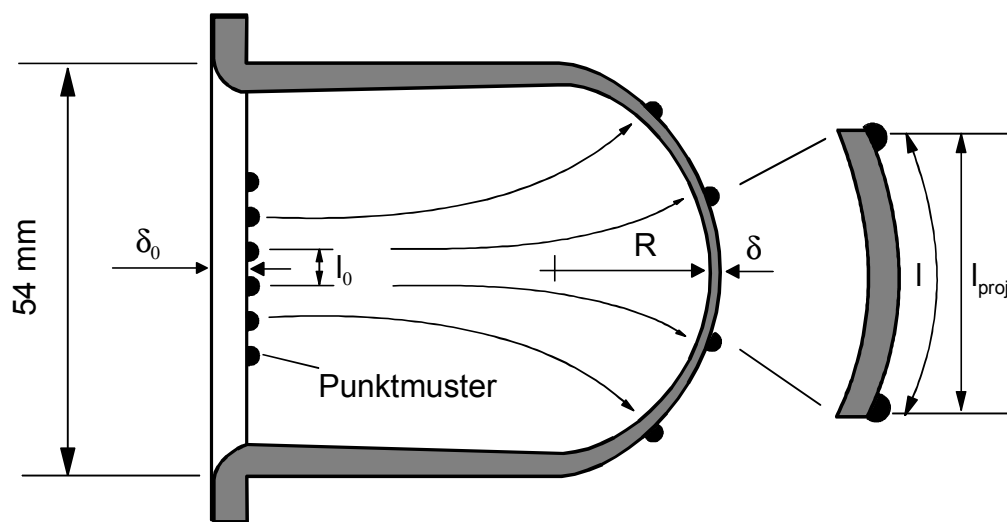


Bild 2.19 Schematische Darstellung der Probengeometrie

Fig. 2.19 Schematic representation of the sample geometry

Die zweite wesentliche Fehlerquelle besteht im Projektionsfehler des verwendeten Objektivs. Bild 2.20 zeigt den Strahlengang von der Probe bis zur CCD-Fläche der Kamera, auf die das Punktmuster projiziert wird. Aufgrund des konvergenten Verlaufes des Strahlengangs zwischen Probe und Objektiv zeigt die Größe der Projektion eine Abhängigkeit vom Abstand d zwischen Probe und Objektiv. Da sich die Probe im Verlauf der Messung auf das Objektiv zu bewegt, verringert sich der Abstand, und eine gemessene Länge scheint immer größer zu werden. Die Bewegung der Probe stellt im übrigen ein weiteres Problem dar: Die Schärfentiefe eines Objektivs, also der Bereich, in dem das Punktmuster „scharf“ abgebildet werden kann, ist im allgemeinen begrenzt und abhängig von Blendenöffnung und Linsensystem des Objektivs. Um ein aufwendiges Nachfokussieren oder sogar Nachführen der Kamera während der Messung zu vermeiden, wird ein telezentrisches Objektiv mit fester Brennweite verwendet. Es zeichnet sich durch eine sehr große Schärfentiefe und damit verbunden einen fast parallelen

Strahlengang aus. Dies hat zur Folge, dass auch der oben beschriebene Projektionsfehler sehr klein ist. Vermessungen mit einem Maßstab, dessen gemessene Länge in Abhängigkeit des Abstandes zum Objektiv bestimmt wurde, zeigen, dass sich im Bereich möglicher Probendeformationen der Fehler auf maximal 0,5 % beläuft. Dieser Fehler lässt die gemessene Länge größer erscheinen, während der oben beschriebene Fehler durch die Krümmung der Probe einen zu kleinen Wert ergibt, so dass sich die Fehler nicht addieren, sondern kompensieren. Auch dieser Fehler kann prinzipiell aus den Informationen der Seitenansicht (nämlich der Position des Pols der Probe) korrigiert werden, wird aber vernachlässigt.

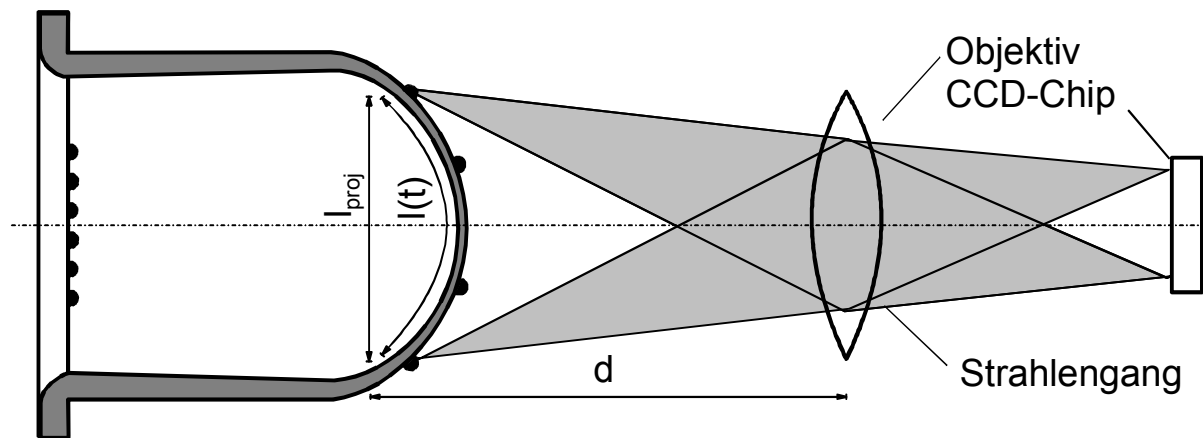


Bild 2.20 Strahlengang und Projektionsfehler

Fig. 2.20 Projection beam and error

2.4.2 Messung des Krümmungsradius am Pol

Für die Messung des Krümmungsradius werden ebenfalls 100 Bilder pro Versuch aufgenommen. Die Schritte der Bildverarbeitung sind prinzipiell die gleichen wie für die Dehnungsmessung. Bild 2.21 verdeutlicht diese Schritte am Beispiel einer PVC-Probe. Man erkennt außer der Probe zunächst das Leitgitter, das vor der Probe liegt. Am Leitgitter reflektiertes Licht rechts der Probe kann die Auswertung empfindlich stören. Daher bewährt sich für die Aufbereitung das Subtrahieren der Grauwerte des ersten Bildes. Man erhält so ein aufbereitetes Bild, in dem das Gitter nur noch im Bereich der Probe zu sehen ist. Das wiederum nach einem festzulegenden Schwellenwert binarisierte Bild beinhaltet dann nur noch solche Pixel als Vordergrund, die zur Probe gehören. Das Bild wird daraufhin spaltenweise von oben und unten nach dem „Vordergrund“ (der Probe) durchsucht. Das Ergebnis der Suche ist eine Schar gefundener Punkte, die zur Kontur der Probe gehören. Dabei werden auch Punkte gefunden, die an einem der Stege des Leitgitters liegen, und damit nicht auf der eigentlich Probenkontur. Sie erscheinen als „Einfallstellen“ auf der Kontur, wie Bild 2.22 veranschaulicht (gezackte Linie). Diese

können mit einem Algorithmus eliminiert werden, der sich zu Nutze macht, dass die Kontur im mathematischen Sinne keine Wendepunkte besitzt und vom Pol aus gesehen monoton steigt (obere Kante) bzw. fällt (untere Kante) /Kra00/. Nach Anwendung dieses Algorithmus werden nur noch die in Bild 2.22 mit einem Häkchen gekennzeichneten Punkte für die weitere Auswertung verwendet. Durch die so bereinigte Punkteschar wird eine Ausgleichsparabel gelegt, die ebenfalls im Bild angezeigt ist. Die Koeffizienten der Parabel werden dabei mit der Methode der Minimierung der Fehlerquadrate (Least-Squares-Methode) bestimmt. Der Krümmungsradius im Pol kann dann als Scheitelpunktskrümmung der Parabel direkt aus den Koeffizienten berechnet werden.

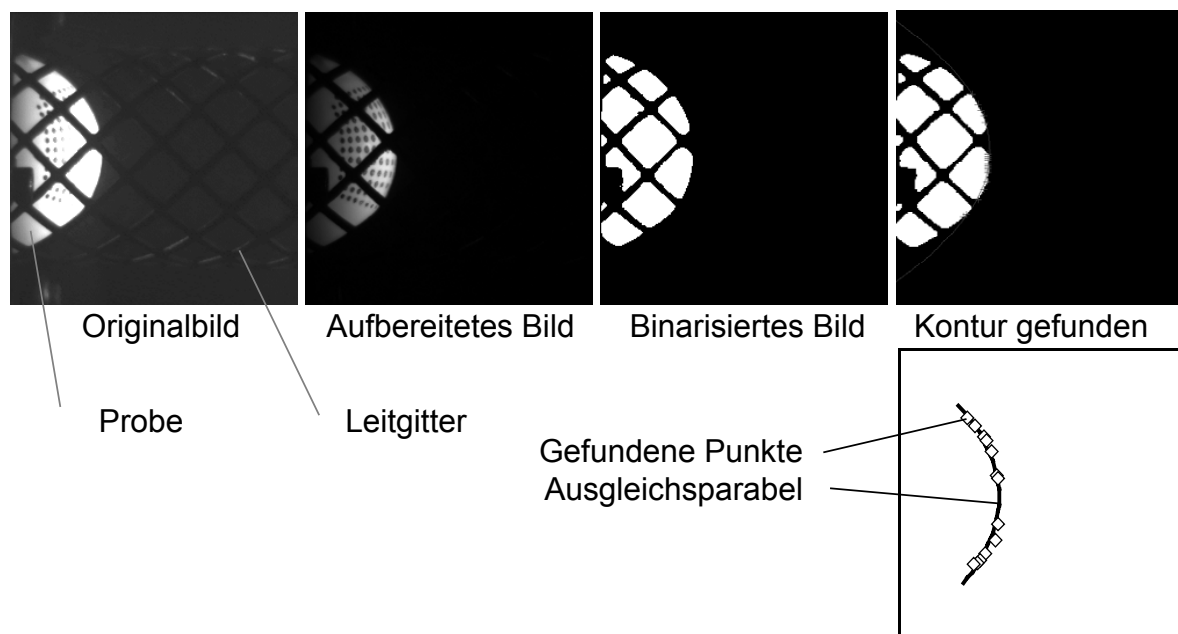


Bild 2.21 Schritte der Bildverarbeitung für die Seitenansicht

Fig. 2.21 Steps of image processing for the side view

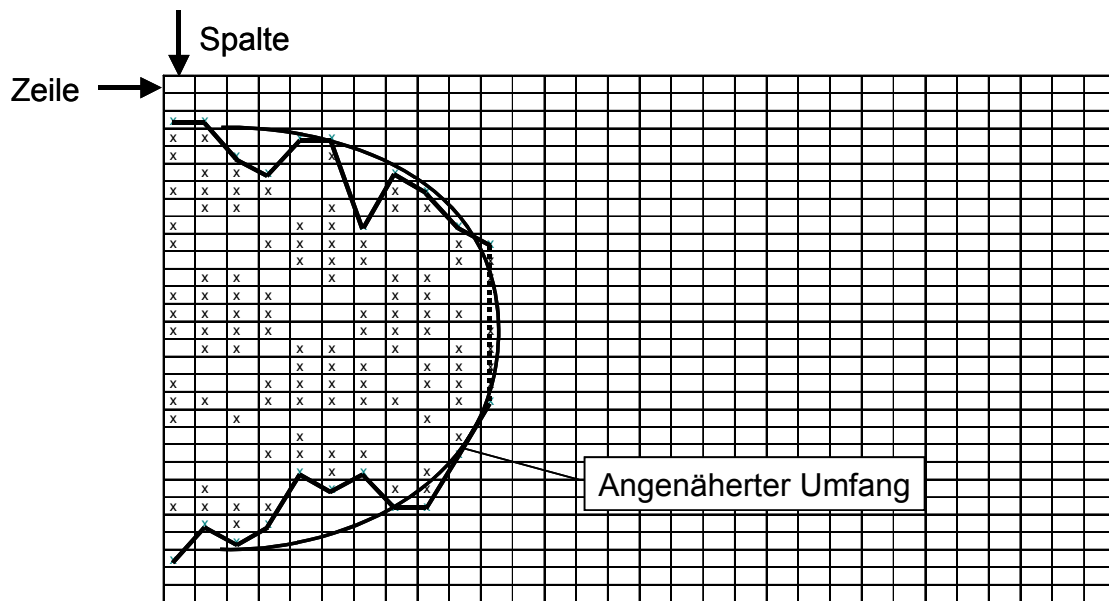


Bild 2.22 Pixeldarstellung der Probe

Fig. 2.22 Pixel representation of the sample

Als Ausgleichsfunktion kommt prinzipiell auch eine Kreis- oder Ellipsengleichung in Frage. Da aber nur die polnahe Region betrachtet wird, und diese Funktionen für eine genügend kleine Polregion den gleichen Grenzwert für die Krümmung liefern, wird aufgrund der besseren Handhabbarkeit mit der Parabelgleichung gearbeitet.

Die Verarbeitungsschritte werden wiederum für alle Bilder der Sequenz durchgeführt, wie dem Ablaufdiagramm in Bild 2.23 zu entnehmen ist. Für eine ausführliche Beschreibung der Algorithmen sei erneut auf /Höl99, Kra00/ verwiesen.

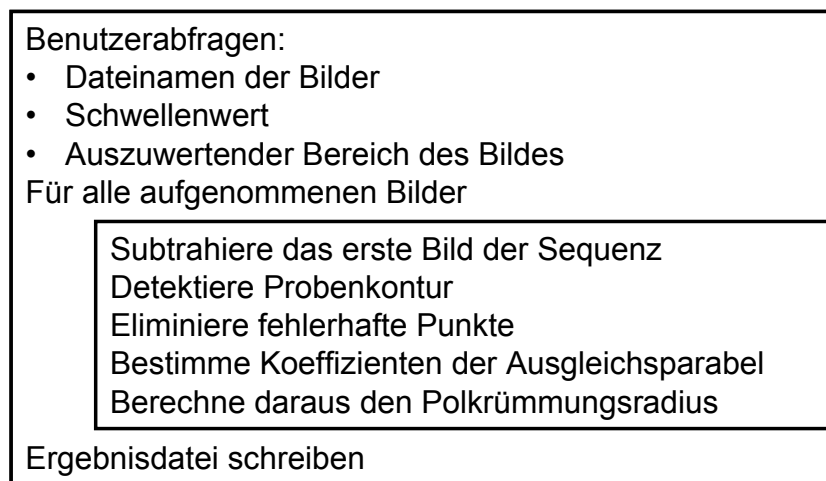


Bild 2.23 Vereinfachtes Ablaufdiagramm der Radiusmessung

Fig. 2.23 Simplified flow diagram for the radius measurement

Eine besondere Schwierigkeit stellt die Bestimmung des Radius für transparente Proben dar. Wie in Bild 2.24 zu sehen ist, sind die aufgenommenen Bilder trotz guter Beleuchtung nicht kontrastreich genug, um die Probe und deren Kontur deutlich sichtbar zu machen. Eine Auswertung gelingt dennoch, wenn man von jedem Bild das zuvor aufgenommene subtrahiert. Man erhält so die Differenz zwischen beiden Bildern, also genau den Fortschritt der Probe, wie rechts im Bild zu erkennen ist.

Ergebnisse der Radiusauswertung für zwei Versuche mit ABS sind in Bild 2.25 aufgetragen. Die Abszisse zeigt das verdrängte Ölvolumen, so dass diese Messungen mit den ebenfalls eingetragenen theoretischen Ansätzen verglichen werden können. Die obere, durchgezogene Linie stellt die Theorie dar, die *Hartwig* zur Auswertung verwendete [Har96]. Sie beschreibt die Probe zunächst als Kugelsegment, im weiteren Verlauf der Messung als Halbkugel, deren Radius dem Leitgitterradius entspricht. Für den Versuchsbeginn (verdrängtes Volumen = 0) strebt der Funktionswert ins Unendliche (ebene Platte).

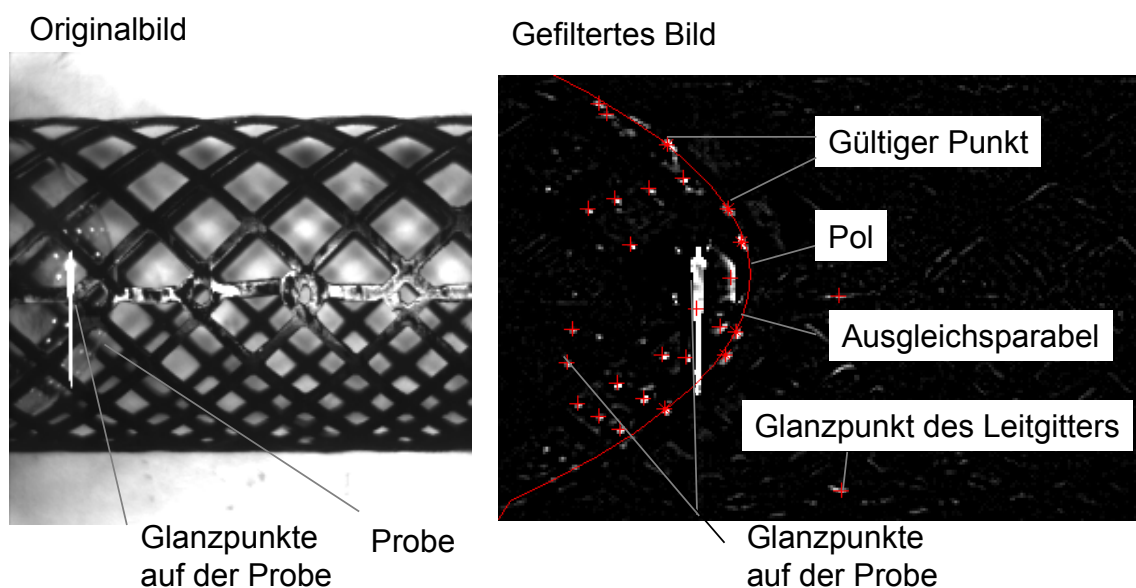


Bild 2.24 Radiusauswertung bei transparenten Proben

Fig. 2.24 Radius extraction for transparent samples

Man kann die Probe aber auch als Rotationsparaboloid beschreiben, das durch die Einspannung und den Pol eindeutig definiert ist, wie Bild 2.26 veranschaulicht. Für sehr kleine verdrängte Volumina sind beide Beschreibungen gleichwertig, für große hingegen weichen sie sehr stark voneinander ab. Während die Halbkugel den oberen Grenzfall beschreibt, zeigt das Rotationsparaboloid wesentlich kleinere Krümmungsradien im Pol.

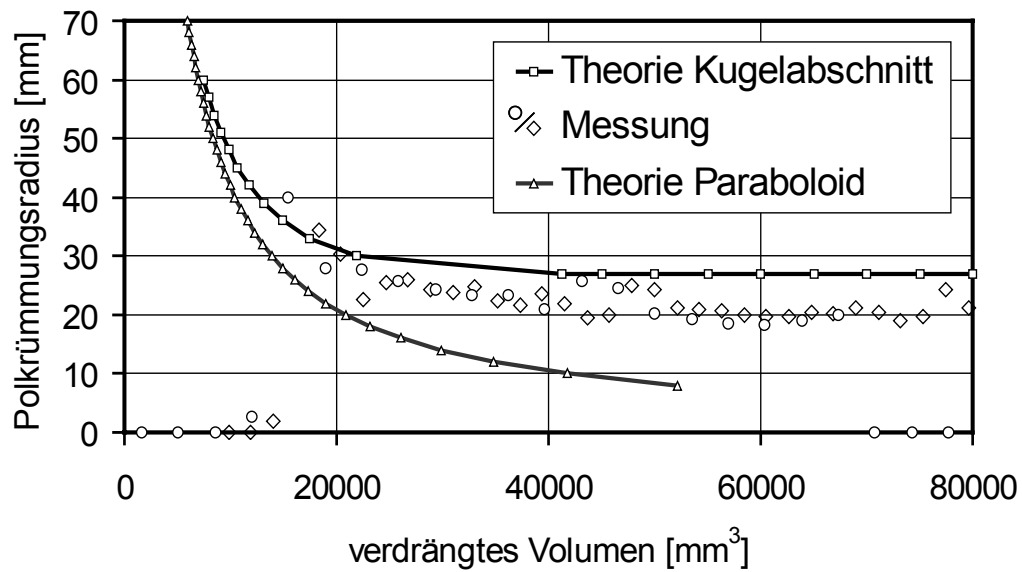


Bild 2.25 Polkrümmungsradien für ABS, 170 °C, Dehngeschwindigkeit $0,1 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2.25 Measured radius at the pole for ABS, 170 °C, Strain rate $0,1 \text{ s}^{-1}$

Die Messungen liegen in allen Fällen zwischen diesen beiden Extremen. Da die Probe im sehr frühen Stadium des Versuches durch eine Abdeckung der Probenhalterung nicht beobachtet werden kann, liegen dort keine Messwerte vor.

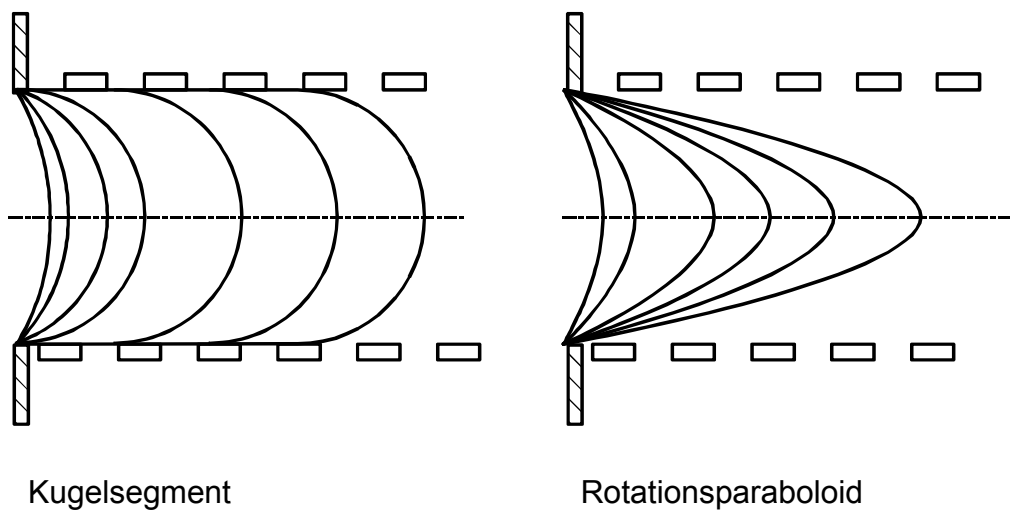


Bild 2.26 Ansätze zur Beschreibung der Probenkontur

Fig. 2.26 Approaches for the description of the sample contour

2.4.3 Zusammenführung und Auswertung

Durch die hohe Anzahl von aufgenommenen Bildern fallen zusammen mit dem gespeicherten Drucksignal pro Versuch 12 Megabyte an Daten an. Nachdem die Auswertung der Bilddaten

erfolgt ist, reduziert sich die Datenmenge auf 45 Kilobyte, wie Bild 2.27 veranschaulicht. Eine besondere Schwierigkeit ergibt sich allerdings noch dadurch, dass die Bilddaten nicht zu den gleichen Zeitpunkten vorliegen wie die Druckdaten. Zum einen entsteht trotz der Verbindung der drei Software-Programme für Kolbensteuerung, Bilderfassung und Druckmessung eine leichte Verzögerung von einigen Millisekunden. Dadurch sind die Anfangzeitpunkte der gemessenen Signale unterschiedlich. Zum anderen wird das Drucksignal mit einer deutlich höheren Samplingfrequenz aufgenommen (bis 400 Hz), so dass für die Berechnung der Spannungen zwischen den vorhandenen Bilddaten interpoliert werden muss. Dazu kommen zwei mögliche Vorgehensweisen in Frage:

1. Die lineare Interpolation zwischen zwei Messpunkten (bzw. quadratische zwischen dreien, Splines oä.)
2. Die Beschreibung der gesamten Messwerte anhand einer geeigneten Ausgleichsfunktion.

Die erste Möglichkeit ist dabei sicher die einfachere, die zweite hat aber den Vorteil, dass sie die etwas verrauschten Messwerte glättet. Außerdem bietet sich diese Variante hier an, da für die Beschreibung der Dehnung nur ein Parameter - nämlich die Dehngeschwindigkeit - benötigt wird. Dies setzt voraus, dass der Versuch tatsächlich bei konstanter Dehngeschwindigkeit geführt wird. Ein Maß dafür ist die Standardabweichung der Messwerte von der Ausgleichsfunktion, die aus diesem Grund immer mit berechnet wird.

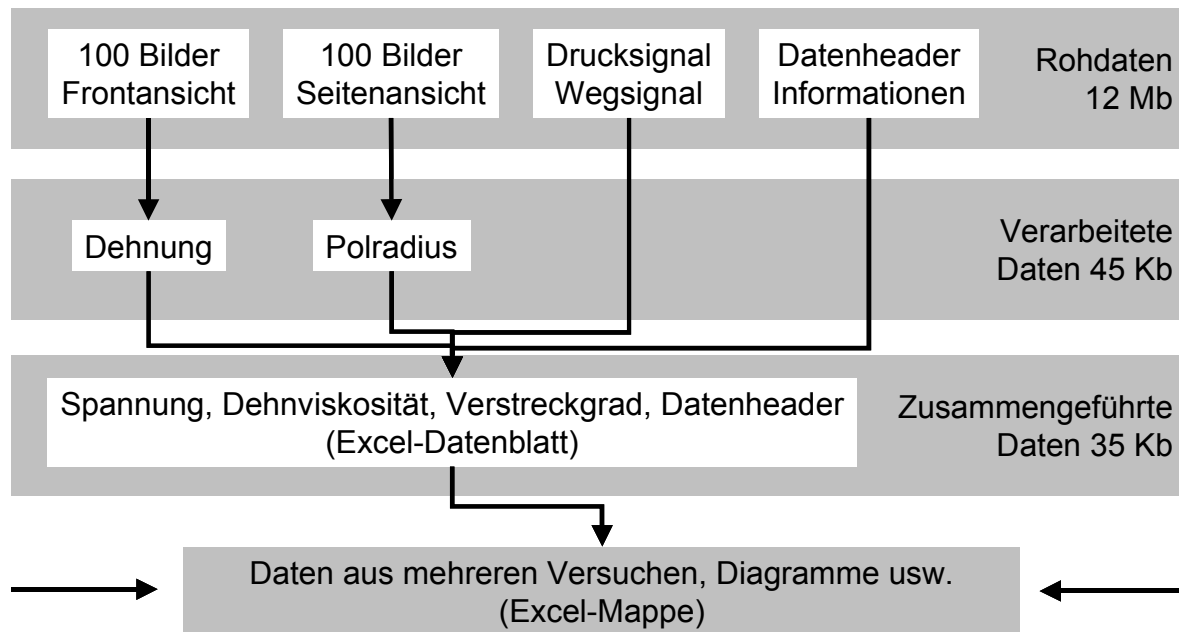


Bild 2.27 Datenstruktur des MIR-Versuchs

Fig. 2.27 Data structure of the MIR trial

Für die Ausgleichsfunktion, die den Radius beschreibt, wählt man als Abszisse den Verstreckgrad. Im Gegensatz zur Zeit als unabhängige Variable vermeidet man so eine starke Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit der Koeffizienten. Als Ausgleichsfunktion bewährt sich eine Hyperbelgleichung der Form

$$r(\lambda) = r_{\infty} + \frac{C_1}{\lambda - C_2} \quad (2.12)$$

mit r_{∞} und C_i als Koeffizienten. Dabei stellt r_{∞} den Grenzradius dar, der gegen Ende des Versuches minimal erreicht werden kann. Die Lage der senkrechten Asymptote der Hyperbel C_2 kann zu eins gesetzt werden, da es sich bei $\lambda = 1$ um den Versuchsbeginn handelt, bei dem ja der Krümmungsradius tatsächlich „unendlich“ groß ist, da die Probe noch nicht gekrümmt ist. Um die Genauigkeit der Approximation zu verbessern, wird er jedoch in die Least-Squares-Lösung mit einbezogen und lediglich auf einen Maximalwert von 1 begrenzt. In Bild 2.28 ist der gemessene Radius für zwei Versuche mit ABS bei 170 °C und einer eingestellten Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ aufgetragen. Die gewählte Ausgleichsfunktion beschreibt die Messwerte zufriedenstellend. Der Grenzradius r_{∞} beträgt für diese Kurve 18 mm und liegt damit deutlich unterhalb des halben Leitgitterdurchmessers von 27 mm.

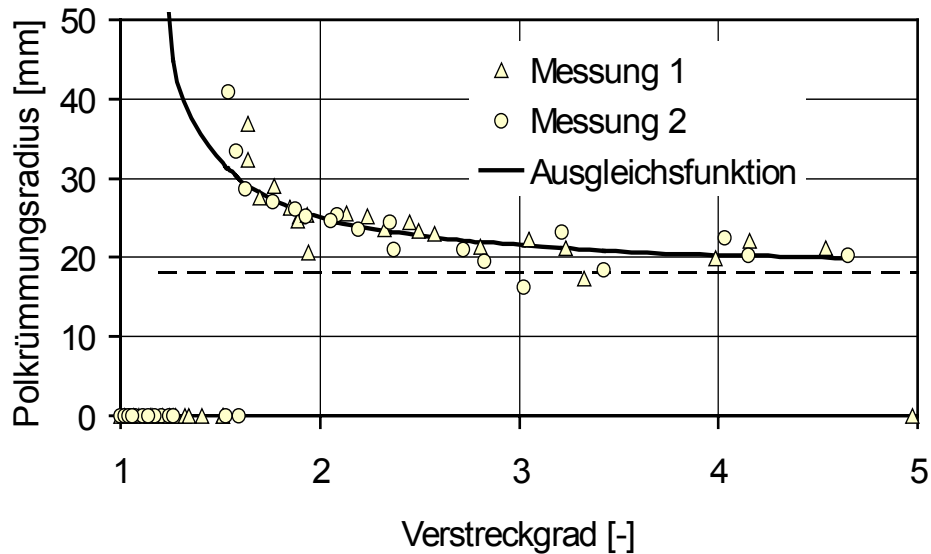


Bild 2.28 Gemessener Radius und Ausgleichsfunktion

Fig. 2.28 Measured radius and fit function

Die Aufgabe der Zusammenführung der Daten, Anpassen der Ausgleichsfunktionen, Berechnen der wahren Spannung und der Dehnaviskosität sowie Darstellung der Ergebnisse übernimmt ein Programm, das unter Visual Basic für Microsoft Excel implementiert wurde /MSO99, Höl99/. Darin können auch Ergebnisse mehrerer Versuche zusammengefasst werden.

Dies zeigt Bild 2.29, in dem für eine Versuchstemperatur von 160 °C Spannungs-/Dehnungskurven für PE-HD bei drei Dehngeschwindigkeiten dargestellt sind. Bei jeder gewählten Dehngeschwindigkeit wurden zwei Versuche durchgeführt, die sehr gute Übereinstimmung zeigen. Die in der Legende eingetragenen gemessenen Dehngeschwindigkeiten liegen um rund 40 % über den eingestellten. Die höchsten Spannungen treten bei der höchsten Dehngeschwindigkeit auf. Die größte Dehnung erreicht man dagegen bei der mittleren Dehngeschwindigkeit. Die Kurven zeigen eine monoton abnehmende Steigung.

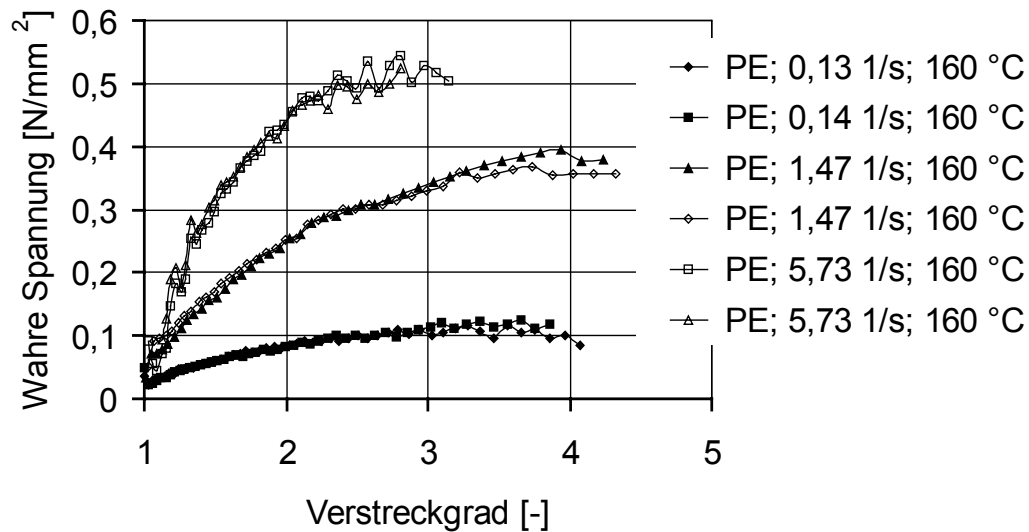


Bild 2.29 Spannungs-/Dehnungsdiagramm für PE-HD bei 160 °C

Fig. 2.29 Stress-/strain diagram for PE-HD at 160 °C

Eine andere, prinzipiell aber gleichwertige Darstellung ist die der transienten Dehnviskosität nach Gleichung 2.11. Diese ist für die gleichen Versuche in Bild 2.30 aufgetragen. Die Versuche mit der höchsten Dehnsgeschwindigkeit liegen dabei links im Diagramm bei sehr kleinen Zeiten und weisen die kleinsten Dehnviskositäten auf.

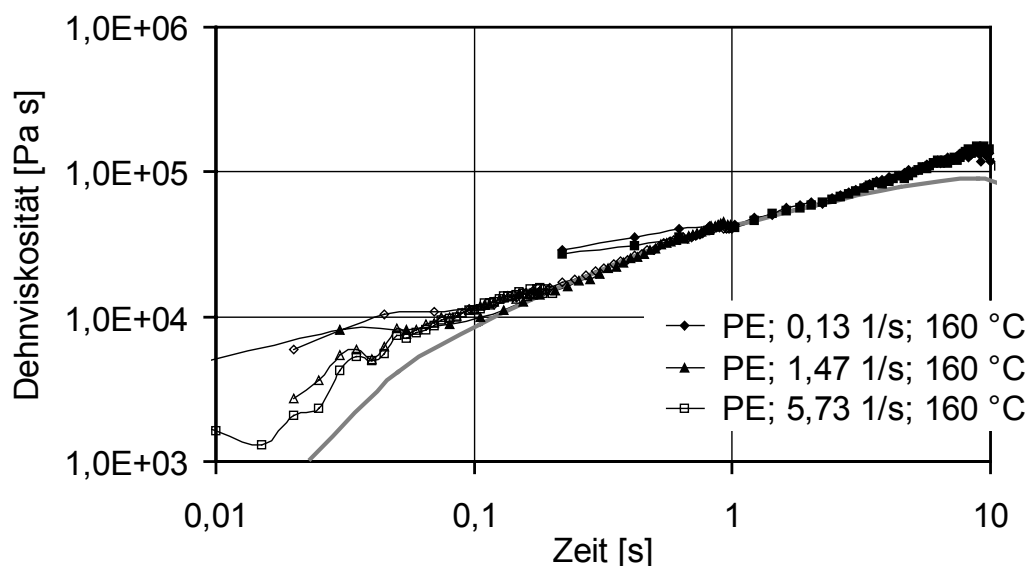


Bild 2.30 Transiente äquibiaxiale Dehnviskosität für PE-HD bei 160 °C

Fig. 2.30 Transient equibiaxial stretching viscosity for PE-HD at 160 °C

Diese Darstellung ermöglicht auch den Vergleich mit Viskositätsfunktionen, die bei anderen Dehnmodes gemessen wurden. Ebenfalls in das Diagramm eingetragen ist die Anlaufscherviskosität η_{0s} , die mit Hilfe der Spiegelrelation aus Scherversuchen mit dem Kegel-Platte Rheometer gewonnen wurde /Pah95, S. 312/. Sie beschreibt nach der verallgemeinerten Trouton-Beziehung das Verhalten der Probe unter äquibiaxialer Dehnung, solange die Dehnung klein bleibt, und kann daher zur Überprüfung der Dehndaten herangezogen werden /Pah95, S. 356/. Wie im Diagramm zu sehen ist, beschreibt die Kurve die gemessenen Werte gut.

Die Temperaturabhängigkeit der Spannungs-/Dehnungskurven ist am Beispiel eines PVC-Thermoformhalbzeuges in Bild 2.31 dargestellt. Zur besseren Übersicht sind nur die Kurven mit einer eingestellten Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ eingetragen. Das höchste Spannungsniveau und die kleinsten Bruchdehnungen werden bei 150 °C erzielt. Von 150 °C bis 190 °C wächst der maximal erzielbare Verstreckgrad von 3,2 bis 4,6. Die tatsächlich erzielte Dehngeschwindigkeit nimmt mit zunehmender Temperatur ab, liegt aber immer über der eingestellten.

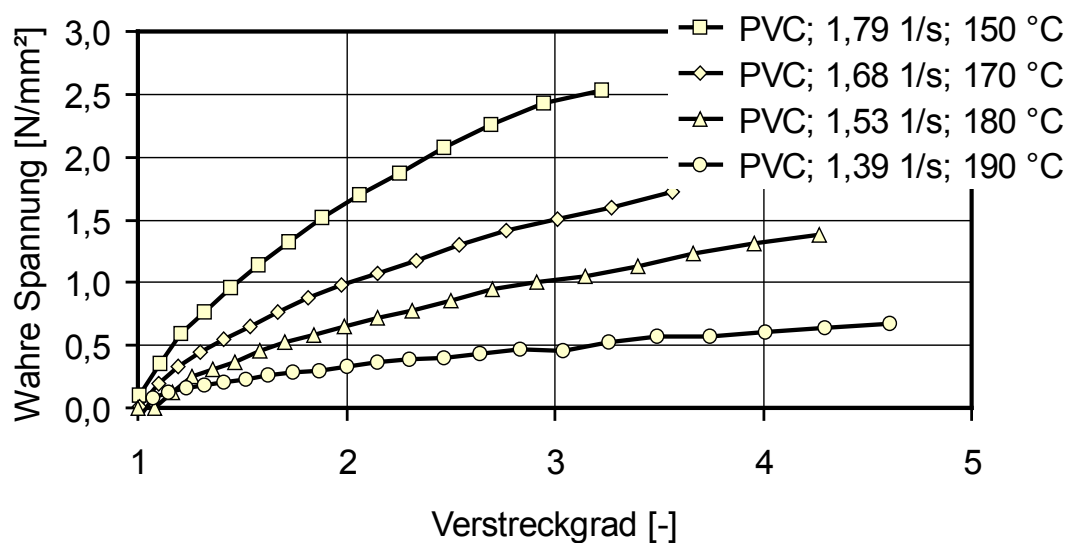


Bild 2.31 Spannungs-/Dehnungskurven für PVC bei einer eingestellten Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$

Fig. 2.31 Stress-/strain curves for PVC at a set strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$

2.5 Bewertung

Obwohl die Probendeformation im Membrane-Inflation Rheometer im Vergleich zum Bubble-Inflation Rheometer deutlich definierter abläuft, kann auf eine Messung der Dehnung

nicht verzichtet werden. Dies wird insbesondere dadurch belegt, dass die gemessenen Dehngeschwindigkeiten teils erheblich von den eingestellten Dehngeschwindigkeiten abweichen. Durch die in Kapitel 2.3 beschriebene Kolbensteuerung kann aber eine weitestgehend konstante Dehngeschwindigkeit erzielt werden. Da diese nicht im voraus bekannt ist, fällt es zum Teil schwer, unterschiedliche Versuche miteinander zu vergleichen, da sich unterschiedliche Dehngeschwindigkeiten ergeben.

Eine konstante Dehngeschwindigkeit war dagegen nicht zu erreichen bei sehr stark dehnverfestigenden Materialien wie z.B. PP und PET im gummielastischen Temperaturbereich. Die Hencky-Dehnung über der Zeit ist in Bild 2.32 für ein Thermoformhalbzeug aus PP bei 160 °C aufgetragen. Zunächst stellt sich ein linearer Bereich für die Dehngeschwindigkeit ein, die sich zu $3,1 \text{ s}^{-1}$ ergibt und damit um einen Faktor 3,1 über der eingestellten liegt. Mit Einsetzen der Dehnverfestigung, die mit dem Wendepunkt in der ebenfalls eingetragenen Druckkurve korrespondiert, flacht die Kurve jedoch signifikant ab. Der Grund ist die Verfestigung im Pol, die einem Wachsen der Dehnung so stark entgegenwirkt, dass zunächst weniger stark verstreckte Bereiche gedehnt werden. Diese liegen teilweise bereits am Leitgitter an und beginnen an diesem entlang zu rutschen, wie man anhand von Bildern der Seitenansicht beobachten kann.

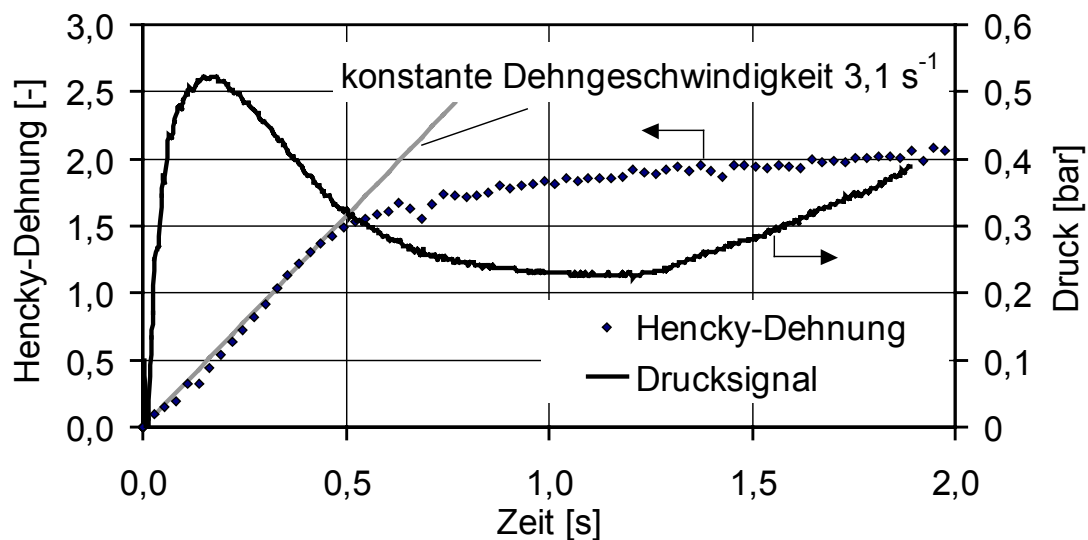


Bild 2.32 Hencky-Dehnung und Drucksignal über der Zeit für PP bei 160 °C

Fig. 2.32 Hencky-strain rate and pressure signal vs. time for PP at 160 °C

Die Auswertung der Bildersequenzen ist zwar vollständig automatisiert, wenn aber die Kontrastverhältnisse sich während des Versuches stark ändern, muss der Bediener oft eingreifen und die Auswertung manuell fortsetzen. Dies kommt insbesondere dann vor, wenn der Pol einer weißen Probe so dünn und damit transparent wird, dass die schwarzen Punkte vor dem immer dunkler werdenden Hintergrund nur noch schwer erkennbar sind. Es ist also bei der Auswahl der Druckfarbe und der Farbe der Probe auf einen genügenden Kontrast während des gesamten Versuches zu achten. Die besten Ergebnisse insbesondere für die Radiusauswertung erzielt man mit weißen Proben. Mit einem hohen Automatisierungsgrad bei der Auswertung steigt ferner die Reproduzierbarkeit der Messungen. Auch die Auswertung anhand mehrerer Softwaremodule unter unterschiedlichen Programmsystemen und Programmiersprachen ist umständlich und fehleranfällig. Für eine Kommerzialisierung der Methode ist daher die Integration aller in diesem Kapitel beschriebenen Auswertungsalgorithmen in ein Softwarepaket auf einem Rechner anzustreben.

Bei der Probenvorbereitung ist darauf zu achten, dass die Proben möglichst wenig eingefrorene Orientierungen enthalten. Insbesondere spritzgegossene Proben eignen sich nicht für die Dehnversuche, es sei denn, sie sind bei möglichst hoher Temperatur und langsamer Deformationsgeschwindigkeit auf die Enddicke verpresst und getempert. Sehr gute Ergebnisse erzielt man mit extrudierten Folien oder Platten.

Auftriebseffekte im Silikonöl oder ein Absinken dichter Proben können durch die Führung der Probe durch das Leitgitter vermieden werden. Prinzipiell besteht zwar die Möglichkeit einer Dichteanpassung des Silikonöls, diese gestaltet sich aber wegen der großen Wärmedehnung des Öl bei Temperaturwechseln sehr aufwändig. Im Rahmen dieser Arbeit wurde daher auf eine Anpassung der Öldichte verzichtet.

Ein Einfluss des Silikonöls, das während der Aufheizung der Probe in diese diffundieren kann, auf die mechanischen Eigenschaften konnte von *Hartwig* nicht nachgewiesen werden /Har96/. Er kann allerdings auf der Basis dieser exemplarischen Untersuchungen an PET, PP und PE-HD nicht für alle Materialien von vorneherein ausgeschlossen werden.

Von Seiten des Antriebs des Rheometers ist es möglich, eine Dehngeschwindigkeit von bis zu $12,0 \text{ s}^{-1}$ zu erreichen. Es zeigen sich dann allerdings Probleme mit dem Bildverarbeitungssystem. Die auf die Probe aufgedruckten Punkte erscheinen unscharf bzw. in Bewegungsrichtung verzerrt. Von Seiten der Kamera besteht zwar noch Potenzial zur Verringerung

der Verschlusszeiten, bei der bisher gewählten Beleuchtung werden die Bilder dann aber unterbelichtet, so dass eine sichere Auswertung nicht mehr möglich ist. Außerdem stehen nicht mehr genügend Bilder bis zum Versagen der Probe zur Verfügung, um gesicherte Aussagen über den zeitlichen Verlauf der Dehnung und des Polkrümmungsradius treffen zu können.

Im folgenden Kapitel werden Messungen mit dem MIR an unterschiedlichen Thermoformhalbzeugen vorgestellt, mittels Kennzahlen beschrieben und diskutiert.

3 Ergebnisse der Dehnversuche und Kennwertbildung

3.1 Versuchspläne

Im Rahmen dieser Arbeit wurden umfangreiche Messreihen an kommerziellen Thermoformhalbzeugen durchgeführt. Tabelle 3.1 gibt eine Übersicht über das Versuchsprogramm V1. Die in der Tabelle angegebenen Übergangstemperaturen sind Messwerte aus Untersuchungen mit der Dynamisch-mechanischen Analyse (DMA), die bei einer Heizrate von 2 °C pro Minute durchgeführt wurden. Die in Klammern gesetzten Übergangstemperaturen sind für die Umformung irrelevant. Sie wurden daher nicht gemessen, sondern der Literatur entnommen /Men98/.

Kunststoff	Markenname	Hersteller	Dicke [mm]	T _g / T _K [°C]	Verarbeitungstemperaturbereich [°C]
PETG	Simolux [®]	Simona AG	2	90 / (245)	130 – 170
PE-HD	Simona [®] PE-HWU	Simona AG	2	(-125) / 130	150 – 170
PMMA	Plexiglas [®]	Röhm GmbH	3	110 / -	150 – 190
PVC	Simona [®] PVC-TF	Simona AG	2	90 / -	150 – 190
ABS	Lustran [®]	Bayer AG	2	120 / -	150 – 170
PC	Makrolon [®]	Röhm GmbH	3	140 / -	170 – 190

Tabelle 3.1 Materialien Versuchsplan 1 (V1)

Table 3.1 Materials experimental plan 1 (V1)

Der Messtemperaturbereich ist in Zehnerschritte aufgeteilt. Bei jeder Temperatur werden Versuche mit einer eingestellten Dehngeschwindigkeit von 0,1 s⁻¹, 1,0 s⁻¹ und 5,0 s⁻¹ durchgeführt. Da sich wie oben erläutert eine von der eingestellten Dehngeschwindigkeit unterschiedliche Geschwindigkeit einstellt, die höher ist, wird im folgenden immer auch die tatsächlich gemessene Dehngeschwindigkeit angegeben.

Neben dieser Versuchsreihe, die unterschiedliche Thermoplastklassen vergleicht, zeigt Tabelle 3.2 einen zweiten Versuchsplan (V2) mit zwei ABS-Typen unterschiedlicher Rezeptur und zwei SAN-Typen mit unterschiedlichem Molekulargewicht. Diese Versuchsreihe dient zur Bewertung der Unterschiede innerhalb einer Materialklasse. Die Materialien der zweiten

Versuchsreihe wurden in kleinen Mengen von der Bayer AG, Leverkusen, hergestellt und sind nicht kommerziell erhältlich.

Bezeichnung	SAN-Matrix	Modifikator	Dicke	MFI 220, 10
SAN-n	<u>n</u> iedriges Molekulargewicht	0	2 mm	180
SAN-h	<u>h</u> ohes Molekulargewicht	0	2 mm	13,8
ABS-1	SAN/PBT - Compound	25 %, d = 300 nm	2 mm	Unbekannt
ABS-2	Hohes Molekulargewicht	20 %, d = 300 nm	2 mm	Unbekannt

Tabelle 3.2 Materialien Versuchsplan 2 (V2)

Table 3.2 Materials experimental plan 2 (V2)

Bei ABS (Acryl-Nitril-Butadien-Styrol) handelt es sich um einen zweiphasigen Kunststoff, der aus einer thermoplastischen Matrix (Polystyrol-Acryl-Nitril, SAN) und einem elastomeren Modifikator besteht. Der Modifikator hat dabei die Aufgabe, die sehr spröde SAN-Matrix „schlagzäh“ zu machen. Die feinverteilten Modifikatorpartikel haben eine Größe, die im Bereich einiger hundert Nanometer liegt. Sie werden mit einem Volumengehalt von ca. 20 % zu monomerem Styrol zugemischt, das bei der Copolymerisation mit Acrylnitril auf die Elastomerpartikel aufgepfropft wird /Men98/. Dadurch erhält der Werkstoff seine ausgezeichneten Eigenschaften gegen Stoßbelastungen auch in tiefe Gebrauchstemperaturbereiche hinein. ABS wird daher z.B. für Kühlschranksgehäuse (siehe Kapitel 5.4.5) und Automobilanwendungen eingesetzt.

Vorarbeiten haben ergeben, dass weder der Modifikatoranteil noch die Elastomerpartikelgröße einen signifikanten Einfluss auf das dehnreologische Verhalten und die Thermoformbarkeit von ABS haben /Bay98/. Daher fokussiert der Versuchsplan V2 insbesondere den Einfluss der thermoplastischen Matrix. Es werden zwei reine Matrices mit unterschiedlichem Molekulargewicht verglichen (SAN-n und SAN-h) und zwei ABS-Rezepturen, die sich durch die Zusammensetzung der Matrix unterscheiden. Bei ABS-1 handelt es sich um eine SAN/PBT-Compound-Matrix (20 % PBT), während ABS-2 eine hochmolekulare Standard-SAN-Matrix enthält.

3.2 Messergebnisse

3.2.1 Versuchsreihe 1

Das in der ersten Versuchsreihe untersuchte ABS (Lustran[®]) ist ein kommerzielles Thermoformmaterial, aus dem unter anderem Kühlschranksgehäuse hergestellt werden. Der Umformtemperaturbereich liegt zwischen 150 und 170 °C, also 30 bis 50 °C oberhalb der Glasübergangstemperatur. Für diesen Bereich wurden Versuche durchgeführt, die in Bild 3.1 stellvertretend für 170 °C anhand des Spannungs-/Dehnungsdiagramms dargestellt sind. Die in der Legende angegebenen gemessenen Dehngeschwindigkeiten liegen deutlich höher als die eingestellten (um 90 % bei der kleinsten Dehngeschwindigkeit). Es kann beobachtet werden, dass sich bei ABS verhältnismäßig kleine Polkrümmungsradien einstellen. Die Spannungs-/Dehnungskurven zeigen einen degressiven Verlauf. Bemerkenswert ist das Absinken bei der mittleren Dehngeschwindigkeit bis unter das Niveau der Spannungen bei der langsamsten Dehngeschwindigkeit.

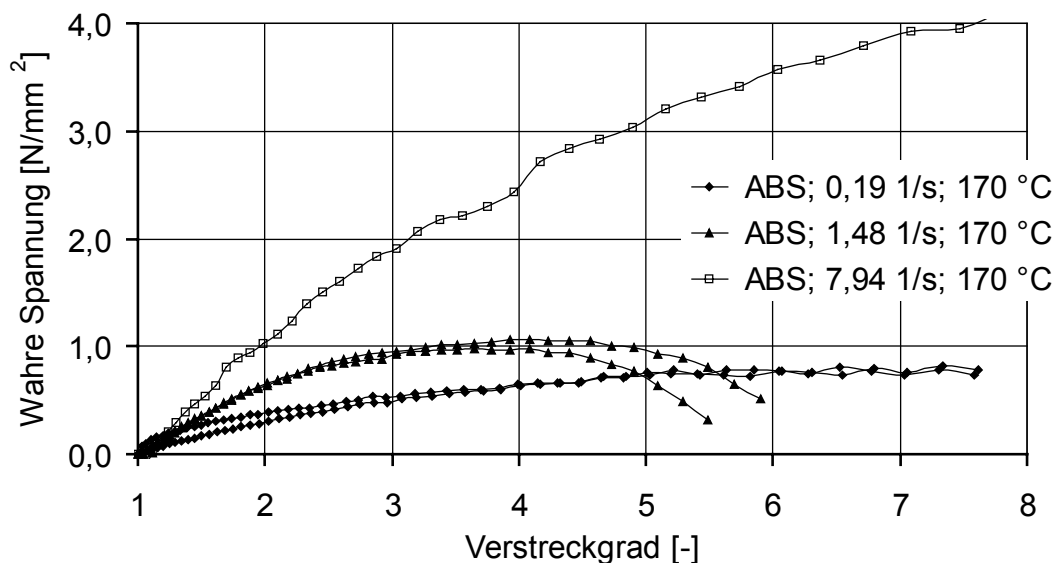


Bild 3.1 Spannungs-/Dehnungskurven für ABS bei 170 °C

Fig. 3.1 Stress-/strain curves for ABS at 170 °C

PET (Polyethylenterephthalat) ist ein teilkristalliner Werkstoff, der sich durch eine sehr langsame Kristallisationsrate auszeichnet. Beim Extrudieren oder Spritzgießen erreichte Kühlraten genügen daher meistens, den Werkstoff amorph einzufrieren, so dass er transparent bleibt. Beim Verstrecken kurz oberhalb der Glasübergangstemperatur (im Bereich von 90 bis 110 °C) zeigt das Material zusätzlich eine dehninduzierte Kristallisation, die eine starke Dehnverfestigung zur

Folge hat. Diese sorgt auf der einen Seite für sehr gleichmäßige Wanddickenverteilungen in umgeformten Bauteilen wie Flaschen, die im Streckblasprozess hergestellt werden, erfordert aber auf der anderen Seite sehr hohe Umformkräfte (bis 40 bar Blasdruck beim Streckblasverfahren gegenüber weniger als 10 bar beim Extrusionsblasformen und Thermoformen). Für den Thermoformprozess hat sich daher mit Ethylenglykol modifiziertes PET, das sogenannte PETG, etabliert, da es auch bei Formtemperaturen deutlich oberhalb der Glastemperatur nicht thermisch kristallisiert und keine dehninduzierte Kristallisation zeigt. Bild 3.2 zeigt die gemessenen Spannungs-/Dehnungskurven für eine Temperatur von 140 °C. Deutlich erkennt man vor allem bei der mittleren und der hohen Dehngeschwindigkeit ein ausgeprägtes Maximum der Kurven. Bei niedrigeren Temperaturen beobachtet man mitunter eine Instabilität der Probendeformation, die sich darin äußert, dass sich im Pol eine Sekundärblase bildet, die sehr weit verstreckt werden kann, bis die Probe schließlich versagt /Kra00/. Der Versuch kann nur bis zum Beginn dieser Instabilität ausgewertet werden, weil danach nicht mehr von einer konstanten Dehngeschwindigkeit ausgegangen werden kann.

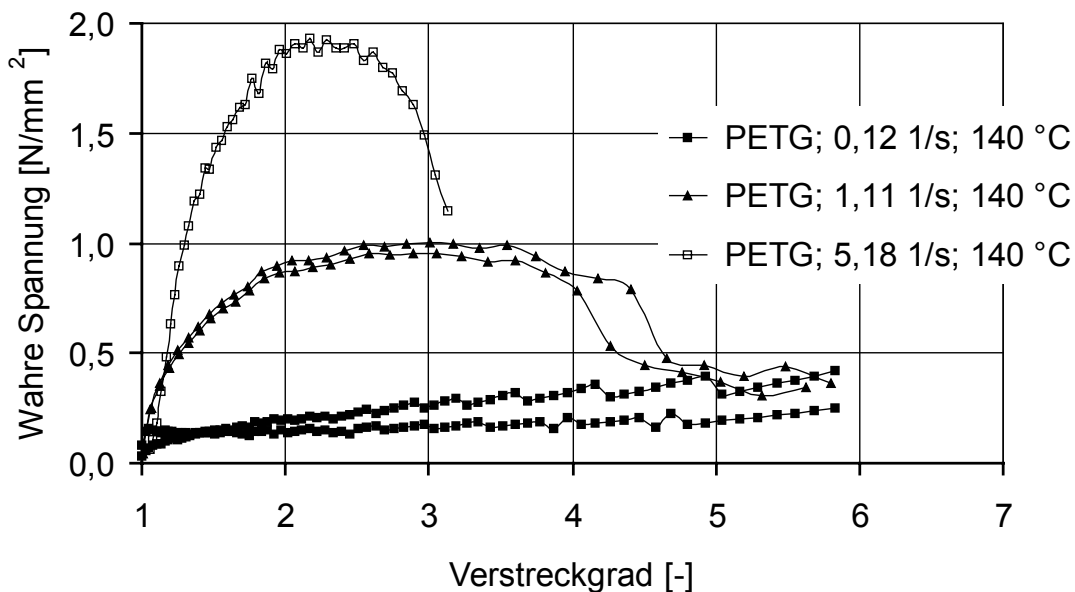


Bild 3.2 Spannungs-/Dehnungskurven für PETG bei 140 °C

Fig. 3.2 Stress-/strain curves for PETG at 140 °C

Polymethylmetacrylat (PMMA) ist ein amorpher Thermoplast, der sich durch eine exzellente Transparenz auszeichnet (Plexiglas®). Die Anwendungen reichen von kleinsten optischen Bauteilen wie Linsen über Verschleißungen bis hin zu großen Bauteilen wie Badewannen. Die hier verwendeten Thermoformhalbzeuge werden nicht extrudiert, sondern als Monomere zwischen Glasplatten vergossen und dort polymerisiert (sogenanntes Gießacryl). Dadurch erreicht

man hervorragende Oberflächenqualitäten, die den Anforderungen für Verglasungsbauteile gerecht werden. Die in Bild 3.3 gezeigten Spannungs-/Dehnungskurven für 160 °C weisen bei hoher Dehngeschwindigkeit einen nahezu linearen, bei niedrigeren einen degressiven Verlauf auf.

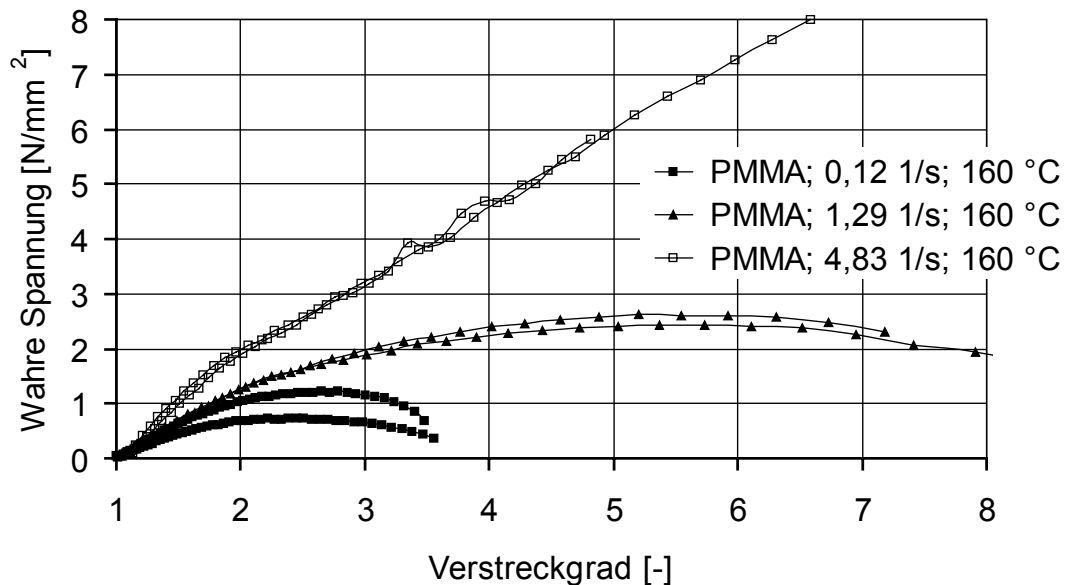


Bild 3.3 Spannungs-/Dehnungskurven für PMMA bei 160 °C

Fig. 3.3 Stress-/strain curves for PMMA at 160 °C

Polyvinylchlorid (PVC) ist ein weitverbreiteter Kunststoff, dessen Anwendungen von kleinsten Tablettenblistern bis hin zu Rohren und Planen für die Bauindustrie reichen. Als Verpackungsmaterial für Lebensmittel ist PVC umstritten. Der Umformtemperaturbereich für das Thermoformen befindet sich beim PVC vergleichsweise weit oberhalb der Glastemperatur, die bei ca. 90 °C liegt. So wird PVC bei Temperaturen bis über 200 °C umgeformt. Stellvertretend für den untersuchten Temperaturbereich sind in Bild 3.4 die Spannungs-/Dehnungskurven bei 190 °C dargestellt. Sie zeigen einen vergleichsweise wenig gekrümmten, degressiven Verlauf.

Polycarbonat (PC) wird wegen seiner großen Zähigkeit ebenfalls bei Temperaturen bis über 200 °C umgeformt. Als amorpher Werkstoff ist auch PC transparent. Noch bei einer Temperatur von 190 °C erreicht PC Spannungen im Bereich von bis zu 5,6 N/mm², wie Bild 3.5 zeigt. Damit weist PC im Vergleich zu den anderen untersuchten Materialien die höchsten Spannungen auf. Bei einem langsam geführten Versuch werden erheblich höhere Verstreckgrade von bis zu $\lambda = 9$ erreicht als bei der mittleren und schnellen Versuchsführung.

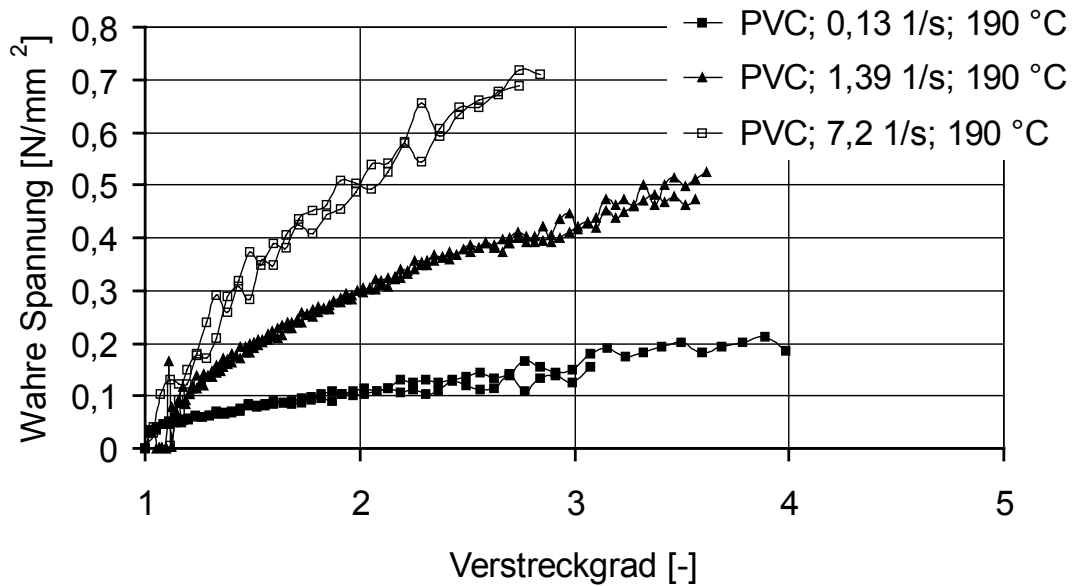


Bild 3.4 Spannungs-/Dehnungskurven für PVC bei 190 °C

Fig. 3.4 Stress-/strain curves for PVC at 190 °C

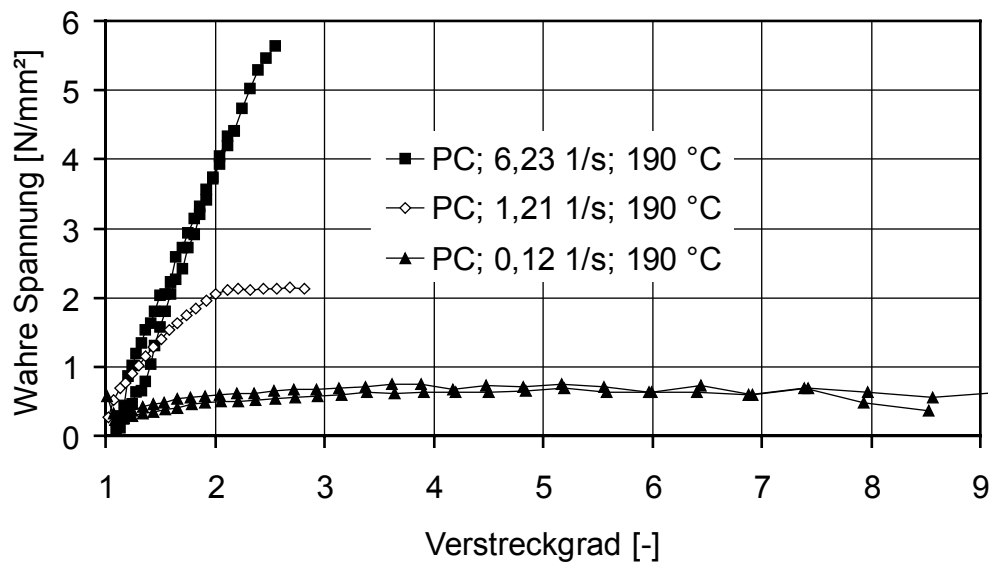


Bild 3.5 Spannungs-/Dehnungskurven für PC bei 190 °C

Fig. 3.5 Stress-/strain curves for PC at 190 °C

3.2.2 Versuchsreihe 2

Auch die Materialien der Versuchsreihe V2 wurden bei den drei eingestellten Dehngeschwindigkeiten 0,1, 1,0 und 5,0 s⁻¹ und jeweils drei Temperaturen (150, 160 und 170 °C) untersucht. Stellvertretend für die 9 Versuchspunkte pro Material, sind in Bild 3.6 die Spannungs-/Dehnungskurven für alle vier Materialien an einem Versuchspunkt (160 °C; 1,0 s⁻¹) gegen-

übergestellt. Der prinzipielle Verlauf der Kurven ist für alle vier Materialien gleich: Nach einem degressiven Anstieg folgt ein Maximum der Spannungskurve, die danach absinkt, bis die Probe versagt. Das ABS-1 mit der Compound-Matrix zeigt mit Abstand die höchsten Spannungswerte, platzt jedoch vergleichsweise früh. Die reinen SAN-Matrizes liegen im Spannungsniveau unterhalb der ABS-Typen. Dies ist damit zu erklären, dass hier die Elastomerpunkte fehlen, die oberhalb der Glasstemperatur der Matrix diese verstärken, da sie in diesem Temperaturbereich steifer sind als die erweichte Matrix.

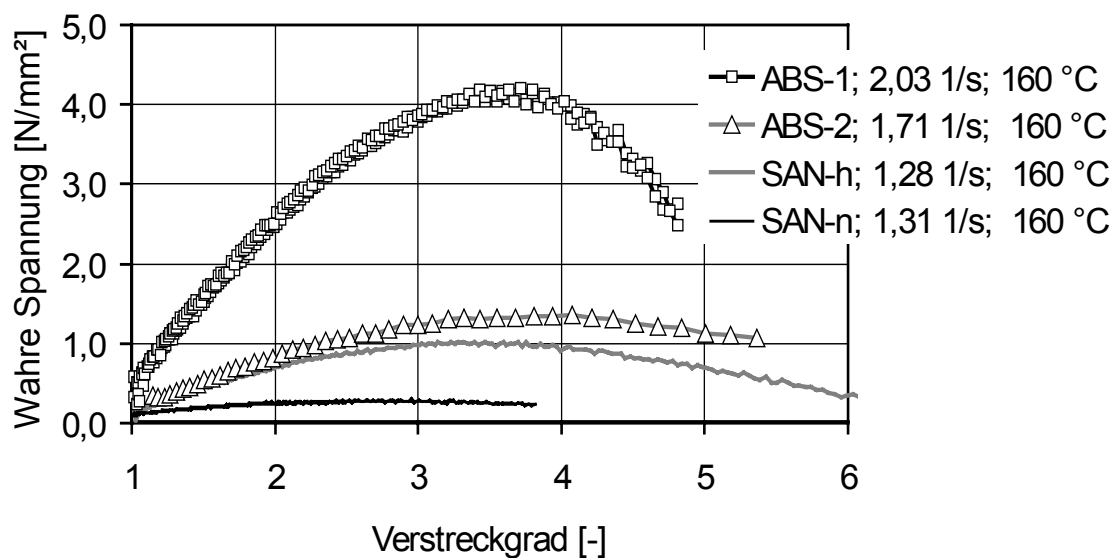


Bild 3.6 Spannungs-/Dehnungskurven bei 160 °C und 1 s^{-1} für die Materialien aus V2

Fig. 3.6 Stress-/strain curves at 160 °C and 1 s^{-1} for the materials in V2

3.3 Empirische Kennwertbildung

Um bei der Vielzahl der erhaltenen Kurven eine Vergleichbarkeit der Materialien untereinander zu erreichen, scheint eine Beschreibung der Kurven anhand einfacher Parameter oder Kennwerte sinnvoll. Dazu finden sich in der Literatur nur wenige Ansätze /Pah95/. Groß beschrieb uniaxiale Spannungs-/Dehnungskurven, die er doppelt logarithmisch auftrug, anhand zweier Parameter C und n /Gro84/. Diese stellen die Steigung und den Achsenabschnitt einer Tangente an die Spannungs-/Dehnungskurven für große Dehnungen dar, wie in Bild 3.7 am Beispiel von PMMA bei 160 °C gezeigt. Da nicht alle Kurven einen erkennbaren linearen Bereich aufweisen, wie am selben Bild zu sehen ist, scheidet diese Methode der Kennwertbildung hier aus.

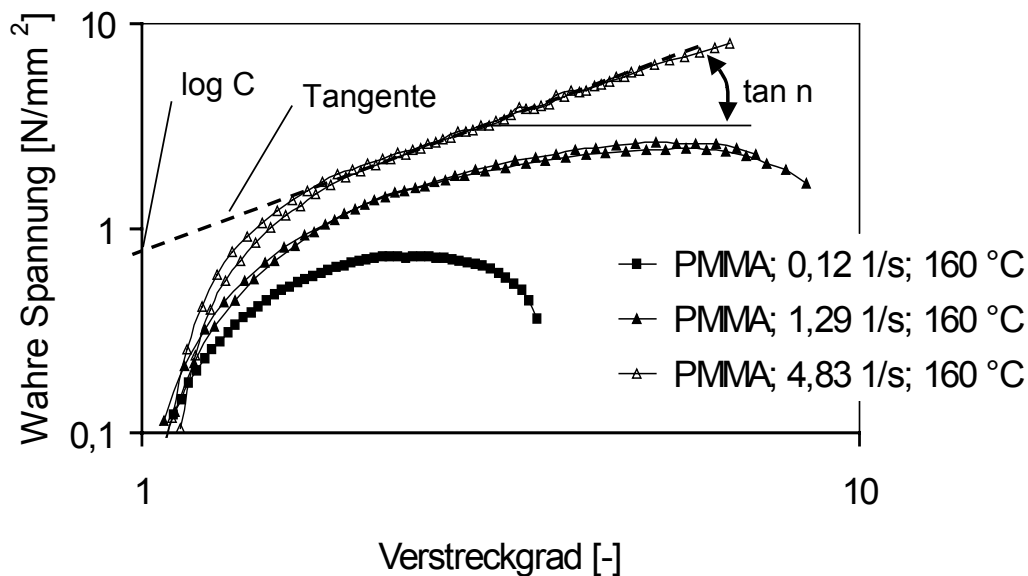


Bild 3.7 Kennwerte im doppelt logarithmischen Spannungs-/Dehnungsdiagramm nach Groß /Groß4/

Fig. 3.7 Characteristic numbers in double logarithmic stress-/strain diagram according to Groß /Groß4/

Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Kennwerte sind in Bild 3.8 schematisch dargestellt. Die Steigung ist dabei definiert als Sekantensteigung der Spannungs-/Dehnungskurve bei einem Verstreckgrad von $\lambda = 2$. Die Maximalspannung ist der Maximalwert der Spannung. Sie tritt nicht immer beim Bruch der Probe auf. Viele der gemessenen Kurven weisen ein lokales Maximum auf. Die Bruchdehnung ist der Verstreckgrad, bei dem die Probe platzt. Man kann außerdem die Fläche unter der Spannungs-/Dehnungskurve berechnen und als Kennwert heranziehen. Sie stellt die volumenbezogene, an der Probe bis zum Bruch verrichtete Arbeit dar.

Ein weiterer, sehr aussagekräftiger Kennwert ist das Verhältnis zwischen gemessener und eingestellter Dehngeschwindigkeit, der im folgenden als Geschwindigkeitsüberhöhung bezeichnet wird. Er ist definiert durch:

$$\text{Geschwindigkeitsüberhöhung} := \frac{\text{gemessene Dehngeschwindigkeit}}{\text{eingestellte Dehngeschwindigkeit}} \quad (3.1)$$

Dieser Kennwert beschreibt zwar nicht das Spannungs-/Dehnungsverhalten der untersuchten Probe, ist aber ein Maß für die Neigung des Materials, unter mehrachsiger Deformation „auszudünnen“. So zeigen dehnverfestigende Materialien sehr kleine Werte für die Geschwindig-

keitsüberhöhung. Dieser Kennwert ist keine von der Messmethode unabhängige Größe, wird im Folgenden aufgrund seiner Aussagekraft aber dennoch betrachtet.

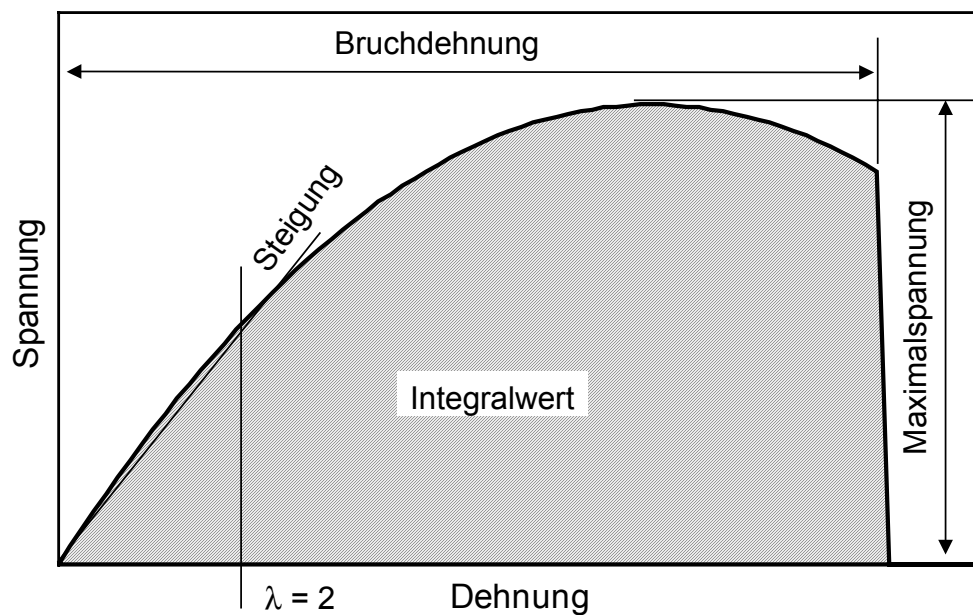


Bild 3.8 Definition der verwendeten Kennwerte

Fig. 3.8 Definition of the used characteristic numbers

Die Temperatur- und Dehngeschwindigkeitsabhängigkeit des Kennwertes Steigung ist in Bild 3.9 am Beispiel von PC verdeutlicht. Man erkennt, dass der Kennwert sowohl mit steigender Dehngeschwindigkeit als auch mit fallender Temperatur zunimmt. Eine Temperaturänderung von 10 °C bewirkt dabei weniger als eine Verzehnfachung der Dehngeschwindigkeit.

Einen Vergleich der amorphen Materialien aus Versuchsplan V1 zeigt Bild 3.10. Die Steigung bei einer eingestellten Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ ist aufgetragen über der Temperatur minus der Glasstemperatur. Die höchsten Werte erzielt das Polycarbonat, gefolgt von PMMA, PVC und PETG. Die durchweg niedrigsten Werte weist das ABS auf. Das teilkristalline PE lässt sich in diese Darstellung nur sehr schwer einordnen, da seine Glasstemperatur für die Umformung nicht relevant ist. Setzt man als Bezugstemperatur die Schmelztemperatur ein, sind die Werte im Falle von PE nicht mehr darstellbar, da sie zu klein sind.

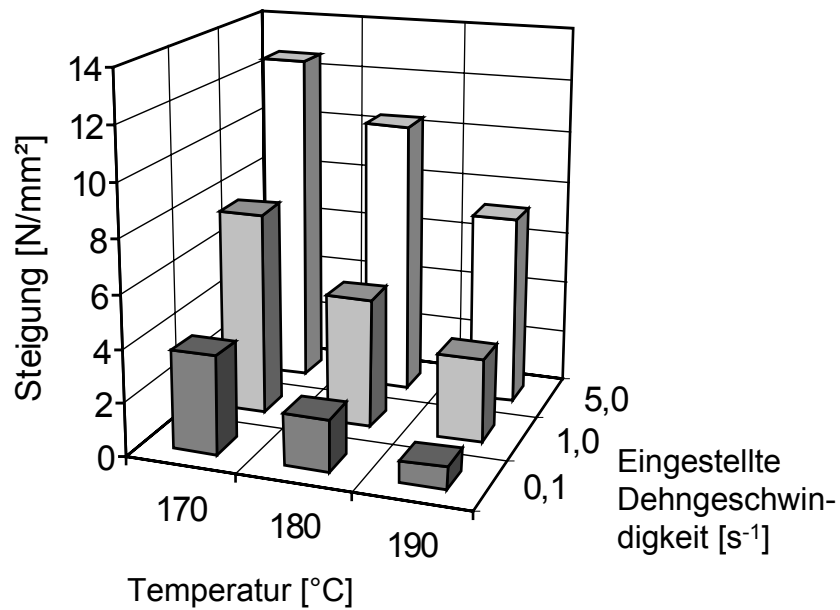


Bild 3.9 Kennwert Steigung über Temperatur und Dehngeschwindigkeit für PC

Fig. 3.9 Characteristic number slope vs. temperature and strain rate for PC

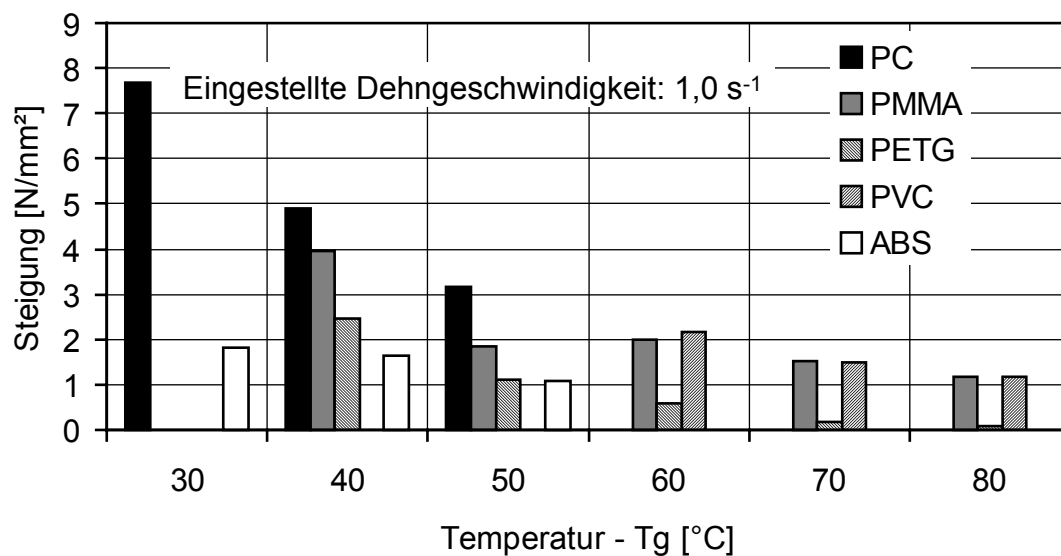


Bild 3.10 Kennwert Steigung für alle amorphen Materialien aus V1

Fig. 3.10 Characteristic number slope for all amorphous materials in V1

Die über alle Temperaturen gemittelte Dehngeschwindigkeitsüberhöhung ist für die Materialien aus Versuchsplan V1 in Bild 3.11 aufgetragen. Die Werte schwanken zwischen 1,0 und 1,8. Für das PMMA werden bei der hohen Dehngeschwindigkeit sogar Werte gemessen, die leicht unterhalb von eins liegen, d.h. die gemessene Dehngeschwindigkeit war etwas niedriger als die eingestellte. ABS zeigt bei der mittleren Dehngeschwindigkeit eine Überhöhung von

80 %. Die Reihenfolge der amorphen Materialien des Versuchsplans aus dem Kennwert Steigung lässt sich umgekehrt bei der Geschwindigkeitsüberhöhung wiederfinden, wenn man von PVC absieht. Das PE lässt sich zwischen PETG und PVC einordnen.

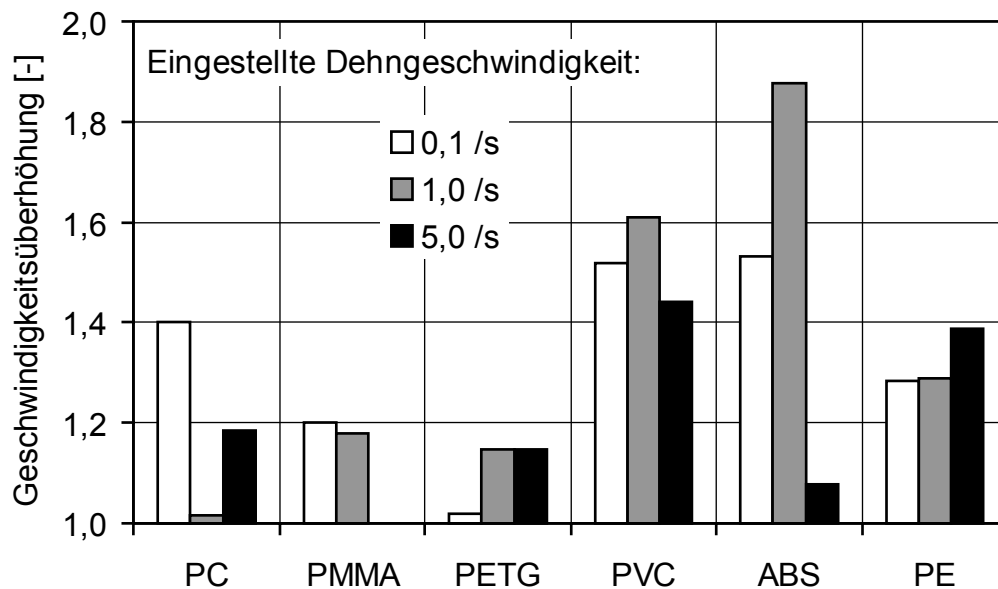


Bild 3.11 Kennwert Geschwindigkeitsüberhöhung $V1$

Fig. 3.11 Characteristic number rate excess $V1$

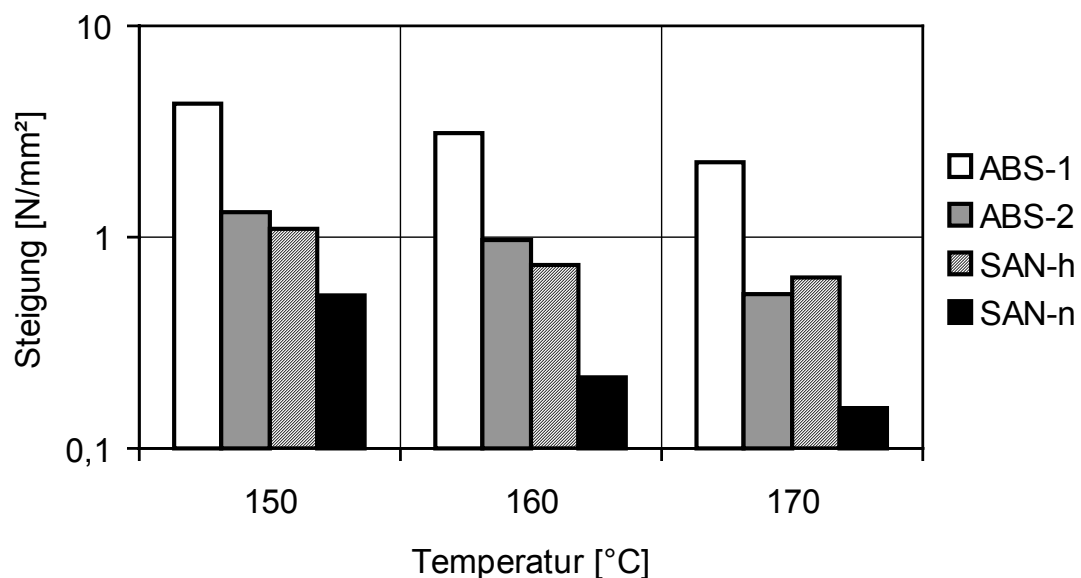


Bild 3.12 Kennwert Steigung bei einer Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ für $V2$

Fig. 3.12 Characteristic number slope at a strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$ for $V2$

Für die Materialien der zweiten Versuchsreihe ($V2$) ist der Kennwert Steigung in Bild 3.12 für alle Versuchspunkte aufgetragen. Wegen der starken Temperaturabhängigkeit ist eine loga-

rithmische Auftragung gewählt. Die höchsten Werte weist durchweg ABS-1 auf. Die Steigungswerte von ABS-2 liegen im selben Bereich wie die des hochmolekularen SAN (SAN-h). Die niedrigsten Werte werden bei SAN-n gemessen. Der Kennwert Maximalspannung, ebenfalls logarithmisch aufgetragen in Bild 3.13, bestätigt dies.

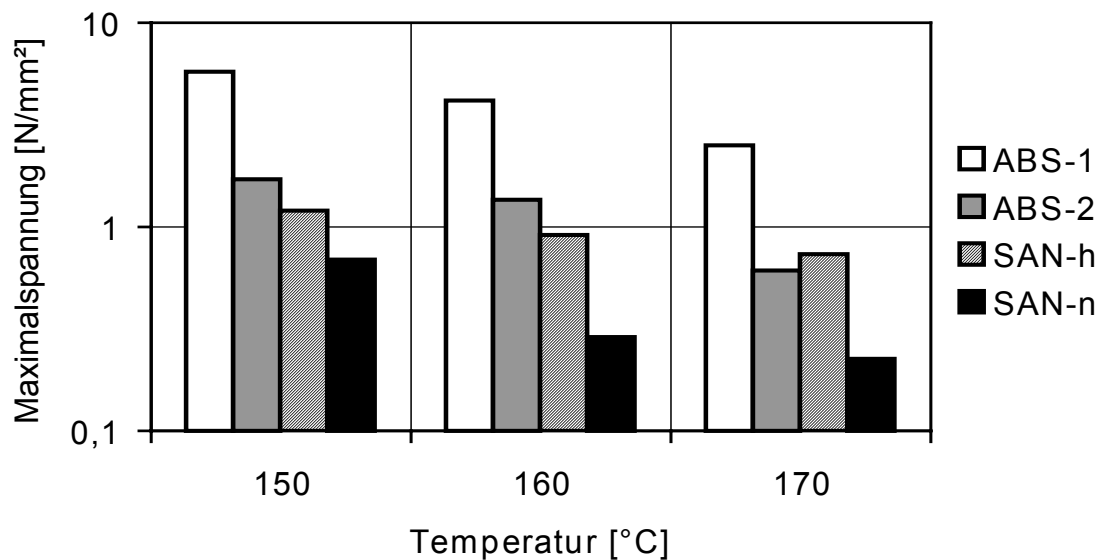


Bild 3.13 Kennwert Maximalspannung bei einer Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ für V2

Fig. 3.13 Characteristic number maximum stress at a strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$ for V2

Auch der Kennwert Integral liefert demgegenüber keine neue Aussage, da er insbesondere vom Spannungsniveau, das die ersten beiden Kennwerte wiedergeben, geprägt ist. Auch hier erzielt ABS-1 die höchsten Werte, zwischen ABS-2 und SAN-h lässt sich nicht eindeutig differenzieren, und das SAN-n mit dem niedrigeren Molekulargewicht weist die niedrigsten Werte auf.

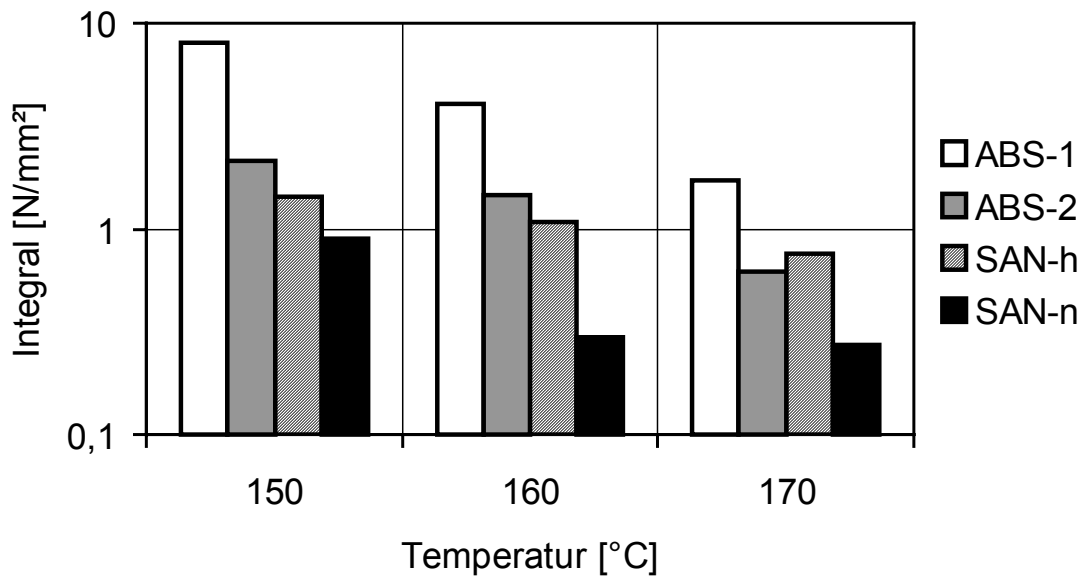


Bild 3.14 Kennwert Integral bei einer Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ für V2

Fig. 3.14 Characteristic number integral at a strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$ for V2

Trotz der hohen Spannungen weist das ABS-1 die niedrigste Bruchdehnung auf. Bei 150 und 170 °C bricht auch das hochmolekulare SAN-h recht früh, wie in Bild 3.15 zu erkennen ist. Insgesamt bietet der Kennwert Bruchdehnung (und damit auch indirekt der Intergralwert) kein einheitliches Bild. Er ist aus zwei Gründen mit einer sehr großen Unsicherheit belegt: Erstens ist nicht in allen Fällen der Bruchzeitpunkt auf den Aufnahmen der Seiten- bzw. Frontkamera eindeutig zu identifizieren, da die Proben zu Versuchende hin extrem dünn werden und kaum mehr Kontrastmöglichkeiten bieten (Bei einem Verstreckgrad von 10 nimmt die Dicke um den Faktor 100 ab, beträgt also bei 2 mm Probenausgangsdicke nur noch 20 μm). Auch am Drucksignal lässt sich der Bruchzeitpunkt nicht identifizieren, da der Druck wegen des starken Ausdünnens gegen Versuchende stark absinkt. Zweitens verschlechtern sich die Kontrastverhältnisse schon während des Versuches teilweise so sehr, dass die Dehnung nicht über den gesamten Versuch gemessen werden kann. Es kann daher nicht ausgeschlossen werden, dass sich die Dehngeschwindigkeit gegen Versuchende z.B. aufgrund von Instabilitäten deutlich ändert.

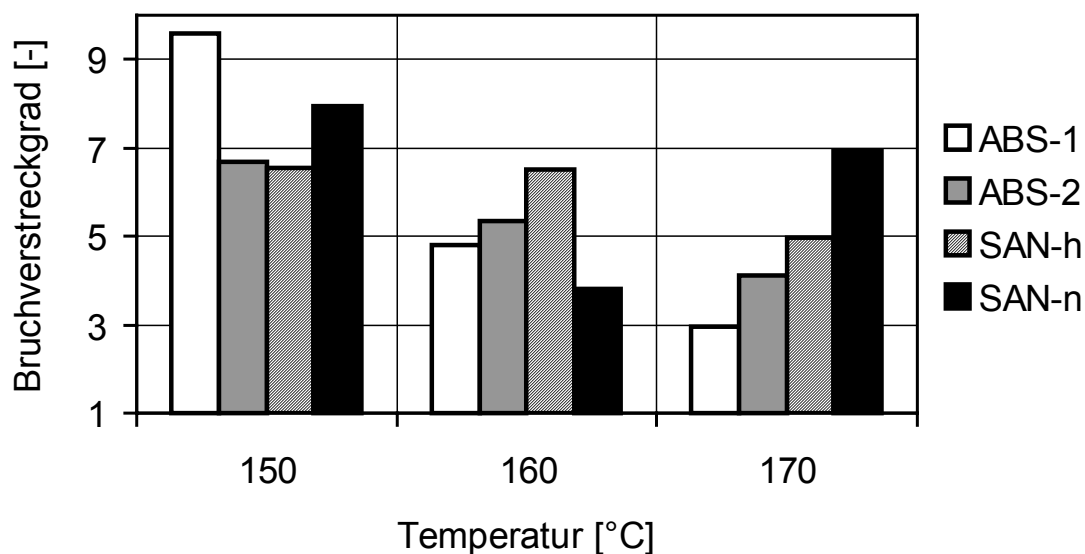


Bild 3.15 Kennwert Bruchdehnung bei einer Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ für V2

Fig. 3.15 Characteristic number strain at rupture at a strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$ for V2

Die Geschwindigkeitsüberhöhung, die in Bild 3.16 für alle Materialien des zweiten Versuchsplans aufgetragen ist, zeigt eine deutliche Neigung des ABS-1, sehr stark auszudünnen. Bei diesem Material wurden Dehngeschwindigkeiten von bis zum 2,7-fachen des eingestellten Wertes gemessen.

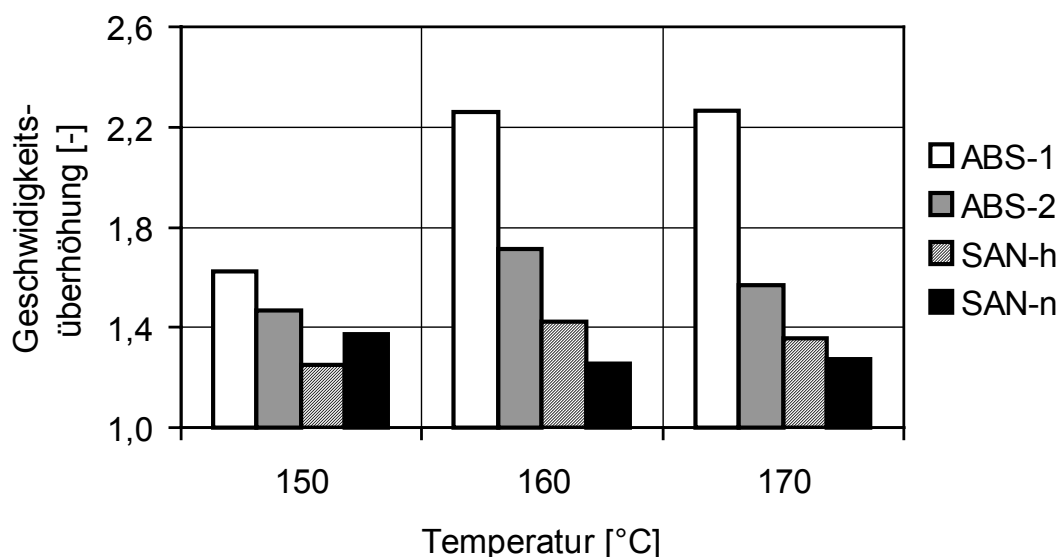


Bild 3.16 Kennwert Geschwindigkeitsüberhöhung bei einer Dehngeschwindigkeit von $1,0 \text{ s}^{-1}$ für V2

Fig. 3.16 Characteristic number rate excess at a strain rate of $1,0 \text{ s}^{-1}$ for V2

Die geringste Neigung zum Ausdünnen weist das niedrigmolekulare SAN-n auf, dessen gemessene Dehngeschwindigkeit an keinem Versuchspunkt das 1,4-fache der eingestellten Dehngeschwindigkeit überschreitet. Große Geschwindigkeitsüberhöhungen treten insbesondere bei niedrigen Dehngeschwindigkeiten auf. Die Temperaturabhängigkeit ist nicht ganz eindeutig und scheint bei 160 °C ein Maximum zu besitzen.

3.4 Materialmodellkoeffizienten als Kennwerte

Neben der Verwendung solcher empirischer Kennwerte kann das Materialverhalten anhand von rheologischen Modellen vollständig beschrieben werden. Dazu muss ein Parametersatz an Koeffizienten gefunden werden, so dass das Modell die gemessenen Daten bestmöglichst abbildet. Diese Parameter sind zum einen erforderlich zur Durchführung von Finite-Elemente-Simulationen (vgl. Kapitel 5). Sie können aber auch als Kennwerte verwendet werden, um verschiedene Materialien zu vergleichen.

Es gibt prinzipiell zwei Möglichkeiten, die Koeffizienten von Materialmodellen zu finden. Zum einen können anhand der Least-Squares-Methode die Koeffizienten gefunden werden, die die gemessene wahre Spannungs-/Dehnungskurven bei einer definierten Dehnmode mit minimalem Fehler wiedergeben /Lan99, Prz98/. Zum anderen beschäftigen sich verschiedene Arbeiten damit, eine prozessnahe Deformation mit Hilfe numerischer Methoden am Rechner abzubilden und iterativ die Parameter des verwendeten Modells zu verändern, bis die jeweilige Messgröße richtig wiedergegeben wird. So beschreiben *Derdouri et al.* den Versuch, die Deformation in einem Bubble-Inflation-Versuch mit der Finite-Differenzen-Methode unter Verwendung hyperelastischer Materialmodelle für ABS und HI-PS zu berechnen /Der98/. Dabei ist der aufgezeichnete Druck die Messgröße, während ein konstanter Volumenstrom zum Aufblasen der Probe vorgegeben wird. Dadurch können aufgrund der in Kapitel 2.3 erläuterten Zusammenhänge und der Kompressibilität der bei diesen Experimenten verwendeten Druckluft jedoch keine konstanten Dehngeschwindigkeiten erzielt werden. Daher eignet sich das Verfahren prinzipiell nicht, um das viskoelastische Verhalten von Thermoplasten zu beschreiben.

Kouba et al. beschreiben den in Bild 3.17 gezeigten Versuchsaufbau /Kou99/. Hier wird in einer thermoformähnlichen Deformation eine fest eingespannte Probe mit einem Stempel umgeformt. Die Stempelgeschwindigkeit wird dabei konstant vorgegeben und die erforderliche Stempelkraft gemessen. Wird der Versuch mit unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten

wiederholt, zeigt sich ein unterschiedlich hoher Kraftbedarf durch das viskoelastische Verhalten der Probe. Die Deformation wird mit dem kommerziell erhältlichen FEM Programm T-Sim unter Verwendung eines viskoelastischen Materialmodells nachgerechnet /TSM97/. Die Koeffizienten des komplexen Modells werden iterativ bestimmt und exemplarisch für HI-PS angegeben. Einen prinzipiell gleichwertigen Versuchsaufbau stellen *Lappin et al.* vor /Lap99/. Als nachteilig bei dieser Art des Versuchs stellt sich heraus, dass zum einen unbekannte thermische Einflüsse und Reibeinflüsse zwischen Stempel und Probe das Ergebnis verfälschen können, und sich zum anderen die Temperaturführung durch die verwendete Strahlungsheizung schwierig gestaltet. Zusätzlich zeigt dieses iterative Verfahren aufgrund des komplexen Modells häufig Stabilitätsprobleme. So scheiterte auch der Versuch, die Koeffizienten für den Versuch im MIR zu bestimmen, indem der aufgezeichnete Druck als Messgröße verwendet wurde, um die Schwierigkeit der Messung der Dehnung und des Krümmungsradius zu umgehen /Kou00/. Zudem müssen streng genommen immer mehrere Versuche mit unterschiedlichen Deformationsgeschwindigkeiten und Temperaturen gleichzeitig zur Bestimmung der Parameter des Modells herangezogen werden, da für einen einzelnen Versuchspunkt mitunter mehrere unterschiedliche Parametersätze zu sinnvollen Ergebnissen führen.

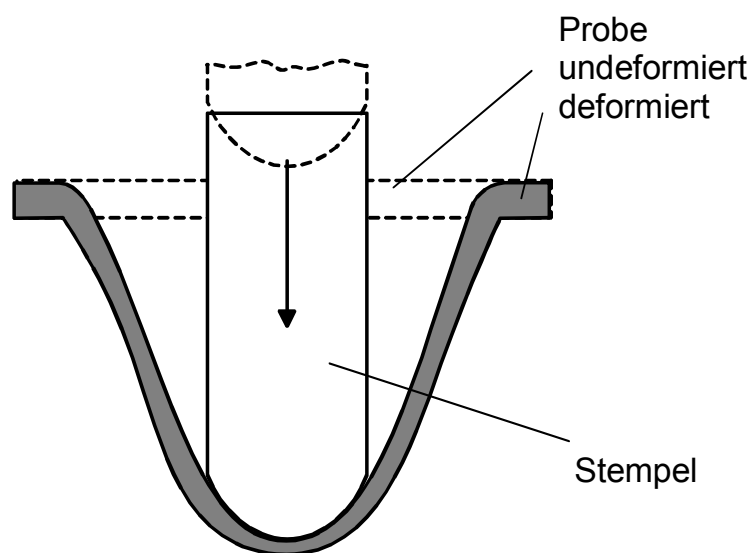


Bild 3.17 Versuchsanordnung nach Kouba /Kou99/

Fig. 3.17 Experimental set-up according to Kouba /Kou99/

Da im Rahmen dieser Arbeit wahre Spannungs-/Dehnungsdaten gemessen werden konnten, bietet sich die direkte Kalibrierung von Materialmodellen anhand dieser Daten an. Dazu wer-

den zunächst einige weit verbreitete hyperelastische und viskoelastische Modelle erläutert, die auch für Simulationsrechnungen verwendet werden (Kapitel 5).

3.4.1 Hyperelastische Materialmodelle

Als hyperelastisches Materialverhalten bezeichnet man nichtlinear-elastisches, vollständig reversibles und nicht-zeitabhängiges Spannungs-/Dehnungsverhalten. Die Grundlage für die mathematische Beschreibung liefert das Prinzip der virtuellen Arbeit /ABA99a/. Dieses definiert die an einem Volumenelement verrichtete Arbeit als Integral der dazu benötigten Kraft über dem vom Kraftangriffspunkt zurückgelegten Weg. Umgekehrt lässt sich die Kraft berechnen als die Ableitung der verrichteten Arbeit über den zurückgelegten Weg. Normiert man Kraft, Weg und Arbeit auf die charakteristischen Abmessungen des betrachteten Volumens, erhält man eine Beziehung zwischen den Größen Spannung, Dehnung und der sogenannten Formänderungsenergiedichte W /Sto99/. Für einen beliebigen, komplexen Deformationszustand ergibt sich daraus eine Tensorgleichung der Form:

$$\sigma = 2B \frac{\partial W}{\partial B} \quad (3.2)$$

Dabei ist B der linke Cauchy-Green Tensor als Maß für die Deformation und σ der Spannungstensor. Für eine biaxiale Deformation ergibt sich die erste Normalspannung $\sigma_{11} = \sigma_b$ zu:

$$\sigma_b = \frac{1}{2} \frac{\partial W}{\partial \lambda} \quad (3.3)$$

Für die funktionale Abhängigkeit der Formänderungsenergiedichte W von der Deformation existieren verschiedene Ansätze, die im Bereich der Umformsimulation breite Verwendung finden. Die auf *Mooney* und *Rivlin* zurückzuführenden Formulierungen der Formänderungsenergiedichte als Funktion der Invarianten I_1 und I_2 des linken Cauchy-Green Tensors lassen sich allgemein schreiben als /Sto99, ABA99a/:

$$W = \sum_{i+j=1}^N C_{ij} (I_1 - 3)^i (I_2 - 3)^j \quad (3.4)$$

Die materialabhängigen Koeffizienten des Modells sind dabei die Parameter C_{ij} . N wird als Ordnungsgrad des Modells bezeichnet. Die Invarianten I_1 und I_2 sind dabei definiert als

$$\begin{aligned}
I_1 &= \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \\
I_2 &= \lambda_1^2 \cdot \lambda_2^2 + \lambda_2^2 \cdot \lambda_3^2 + \lambda_3^2 \cdot \lambda_1^2
\end{aligned} \tag{3.5}$$

In der Literatur werden verschiedene Sonderfälle dieses Modells verwendet. Den Fall $N = 1$ bezeichnet man als Mooney-Rivlin-Modell:

$$W = C_{10}(I_1 - 3) + C_{01}(I_2 - 3) \tag{3.6}$$

Wird der Parameter C_{01} zu null gesetzt, die Abhängigkeit von der zweiten Invarianten also vernachlässigt, erhält man das Neo-Hooke-Modell:

$$W = C_{10}(I_1 - 3) \tag{3.7}$$

Die Modelle erster Ordnung zeigen einen monotonen Verlauf der Spannungs-/Dehnungskurven, der keinen Wendepunkt besitzt und damit prinzipiell keinerlei Dehnverfestigung abbilden kann. Insbesondere für die Modellierung dehnverfestigender Materialien haben sich daher die Modelle zweiter und dritter Ordnung durchgesetzt. *Hartwig* und *McEvoy* verwendeten für die Modellierung von PET und PP für die Simulation des Streckblasverfahrens das sogenannte Yeoh-Modell ($N = 3$, $C_{0j} = 0$) /Har96, McE98, Yeo93, Yeo97/:

$$W = C_{10}(I_1 - 3) + C_{20}(I_1 - 3)^2 + C_{30}(I_1 - 3)^3 \tag{3.8}$$

Ogden formulierte die Formänderungsenergiedichte direkt als Funktion der Hauptverstreckgrade λ_i des Cauchy-Green Tensors:

$$W = \sum_{i=1}^N \frac{\mu_j}{\beta_i} (\lambda_1^{\beta_i} + \lambda_2^{\beta_i} + \lambda_3^{\beta_i} - 3) \tag{3.9}$$

Dieses Modell ist als Ogden-Modell bekannt geworden. Es ist für Sonderfälle in Formen des Rivlin-Modells überführbar, wie *Yeoh* zeigt /Yeo97/. Kalibriert man dieses Modell an Spannungs-/Dehnungsmessdaten für nur eine Dehnmode, besteht allerdings die Gefahr, dass Spannungen für andere Dehnmodes teilweise physikalisch unsinnig wiedergegeben werden /Yeo97/.

3.4.2 Viskoelastische Materialmodelle

Zur Beschreibung von Kunststoffen genügt nur in den wenigsten Fällen ein hyperelastisches Materialmodell, wie es gerade beschrieben wurde. Dies liegt an der teils hohen Zeitabhängigkeit des Werkstoffverhaltens /Men98/. Die einfachsten Materialmodelle, die dieses Zeitverhalten berücksichtigen, nennt man viskoelastische Modelle. Sie zeichnen sich durch einen nicht-linearen, völlig reversiblen und zeitabhängigen Spannungs-/Dehnungsverlauf aus. Sie weisen bei zyklischer Belastung im Gegensatz zu den hyperelastischen Modellen eine Hysterese auf. Eine systematische Erläuterung verschiedener gebräuchlicher viskoelastischer Materialmodelle findet man in /Sto99/.

Im Rahmen dieser Arbeit wird ausschließlich mit einem viskoelastischen Modell gearbeitet, das in ABAQUS zur Verfügung steht /ABA99a, ABA99b/ (vgl. Kapitel 5). Dieses basiert auf der Kombination eines beliebigen der oben beschriebenen hyperelastischen Modelle mit einer Zeitabhängigkeit, die den Koeffizienten C_{ij} aufgeprägt wird. Dies geschieht anhand einer Prony-Reihe der Form

$$C_{ij}(t) = C_{ij}^0 \left(1 - \sum_{k=1}^K g_k \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_k}} \right) \right) \quad (3.10)$$

K ist die Anzahl der Prony-Terme, g_k und τ_k die zugehörigen materialspezifischen Konstanten (τ_k bezeichnet man auch als Relaxationszeiten). C_{ij}^0 sind die Koeffizienten des hyperelastischen Modells für den Grenzfall unendlich hoher Dehngeschwindigkeit. $C_{ij}(t)$ sind die zeitabhängigen Koeffizienten für beliebige, endliche Dehngeschwindigkeiten. Die C_{ij}^0 werden für den prozessrelevanten Temperaturbereich temperaturabhängig angegeben, während die Wertepaare (g_k, τ_k) nur bei einer (Referenz-) Temperatur angegeben werden. Diese bezeichnet man auch als Relaxationszeitspektrum. Zur Beschreibung ihrer Temperaturabhängigkeit macht man sich das Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip (ZTV-Prinzip) zu nutze, indem mit einer „reduzierten“ Zeit $\xi(t)$ gerechnet wird, die durch

$$\xi(t) = \int_0^t \frac{ds}{a_T(\vartheta(s))} \quad (3.11)$$

definiert ist. Dabei ist $\vartheta(s)$ die zum „realen“ Zeitpunkt s herrschende Temperatur und a_T der Zeit-Temperatur-Verschiebungsfaktor, der z.B. durch die Beziehung nach Williams, Landel und Ferry ausgedrückt werden kann (sogenannte WLF-Gleichung) /Men98, ABA99a/:

$$\log(a_T) = -\frac{C_1(\vartheta - \vartheta_0)}{C_2 + (\vartheta - \vartheta_0)} \quad (3.12)$$

Die Koeffizienten C_1 und C_2 sind materialspezifische Konstanten und ϑ_0 ist die Referenztemperatur, an der das Relaxationszeitspektrum gegeben ist. Wählt man diese zu 50 °C oberhalb der Erweichungstemperatur, so kann für die meisten Polymere mit $C_1 = 8,86$ und $C_2 = 101,6$ gerechnet werden. Liegen jedoch genügend experimentelle Daten vor, empfiehlt es sich, die Koeffizienten so zu bestimmen, dass das Modell die experimentellen Daten bestmöglich wiedergibt.

Bestimmung des Relaxationszeitspektrums anhand von Relaxationsversuchen mit dem MIR

Zur Bestimmung des Relaxationszeitspektrums gibt es prinzipiell zwei Vorgehensweisen:

1. Die integrale Bestimmung aller Modellparameter (g_k , τ_k , C_{ij}^0) anhand von Spannungs-/Dehnungskurven oder
2. die sukzessive Bestimmung des Relaxationszeitspektrums (g_k , τ_k) an Messdaten aus dem Relaxationsversuch und Bestimmung der Koeffizienten des hyperelastischen Grenzfalles C_{ij}^0 anhand der Spannungs-/Dehnungskurven.

Die integrale Bestimmung aller Parameter anhand von Spannungs-/Dehnungskurven stellt ein nichtlineares, schlecht konditioniertes Regressionsproblem ohne eindeutige Lösung dar [Sto99]. Bedenkt man zudem, dass zur Bestimmung von K Wertepaaren (g_k , τ_k) mindestens $2 \cdot K$ Spannungs-/Dehnungskurven bei unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten gemessen werden müssen, damit das Regressionsproblem nicht unterbestimmt ist, scheidet diese Methode wegen des sehr großen experimentellen und numerischen Aufwandes aus.

Die sukzessive Bestimmung des Relaxationszeitspektrums und der Koeffizienten C_{ij}^0 ist eine praktikable Alternative, die im folgenden vorgestellt wird. Dazu müssen die zeitabhängigen Daten auch im biaxialen Dehnversuch ermittelt werden. Nur wenn man voraussetzt, dass das Relaxationszeitspektrum unabhängig von der Dehnmode ist, kann es auch aus Scher- oder uniaxialen Dehnexperimenten gewonnen werden.

Auf Basis der Auslegung des MIR für sehr große Dehngeschwindigkeiten gelingt es, eine definierte Dehnung in sehr kurzer Zeit, der sogenannten Aufblendzeit T_a , aufzubringen und be-

liebig lange aufrecht zu erhalten /Sto99/. Der zeitliche Ablauf eines Relaxationsversuchs ist in Bild 3.18 schematisch gezeigt. Der Kolben des Rheometers wird schnellstmöglich um einen bestimmten Betrag verfahren, ohne dass ein Nachlauf auftritt. Die sich einstellende Dehnung wird anhand der Frontkamera gemessen. Für ABS konnten so in einer Aufblendzeit von 0,08 s Verstreckgrade von $\lambda = 1,55$ bzw. in 0,056 s $\lambda = 1,34$ erreicht werden. Bei größeren Verstreckgraden wird die Probe teilweise instabil und versagt. Der zu erwartende Druckverlauf ist ebenfalls in Bild 3.18 eingetragen. Er hat zum Zeitpunkt null, wenn der Kolben die vorgewählte Position erreicht hat, sein Maximum und sinkt dann bis auf einen stationären Endwert ab.

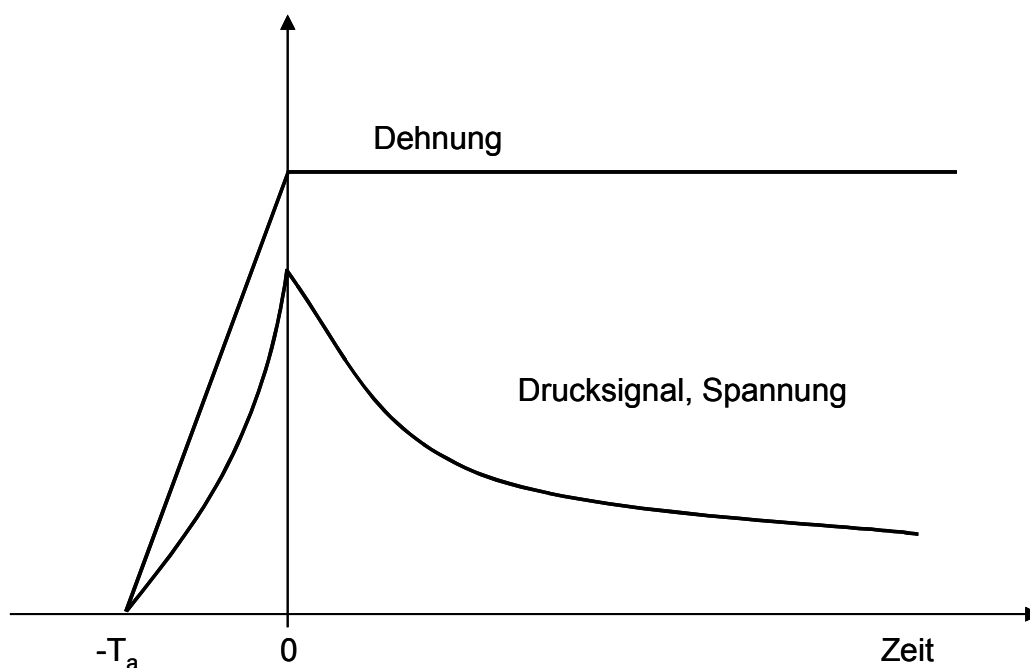


Bild 3.18 Der Relaxationsversuch

Fig. 3.18 The relaxation test

Vier gemessene Druckverläufe für ABS bei 150 °C sind in Bild 3.19 aufgetragen. Wegen der logarithmischen Auftragung kann der Verlauf während der Aufblendzeit (negative Zeitwerte) nicht dargestellt werden. Die Kurven sind auf ihren Maximalwert normiert, so dass sie zusammenfallen, obwohl die Versuche 1 – 2 bei dem größeren ($\lambda = 1,55$), die Versuche 3 – 4 bei dem kleineren Verstreckgrad ($\lambda = 1,34$) aufgenommen wurden. Dies bestätigt die Annahme eines von der Deformationshöhe unabhängigen Relaxationszeitspektrums zumindest im Bereich der hier realisierten kleinen Verstreckgrade. Ebenfalls im Bild eingetragen ist der vom Modell vorhergesagte Verlauf. Drei Wertepaare für die Proney-Reihe wurden dazu mittels nichtlinearer Regression ermittelt.

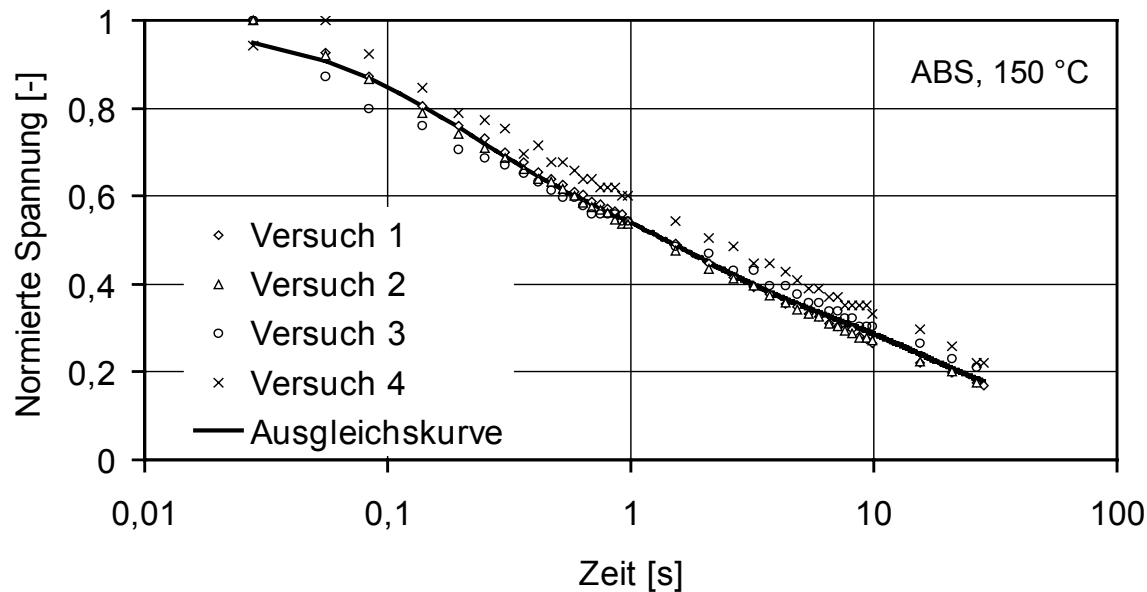


Bild 3.19 Gemessener normierter Druckverlauf und Ausgleichskurve

Fig. 3.19 Measured normalized pressure course and fit curve

Bestimmung der Koeffizienten des hyperelastischen Grenzfalls

Mit dem so ermittelten Relaxationszeitspektrum können die Koeffizienten $C_{ji}(t)$ wiederum anhand nichtlinearer Regression aus den gemessenen Spannungs-/Dehnungskurven so bestimmt werden, dass das Modell die Messwerte mit kleinstmöglichem Fehler wiedergibt. In Bild 3.20 sind exemplarisch drei Spannungs-/Dehnungskurven für ABS bei 150 °C und unterschiedlichen Dehngeschwindigkeiten dargestellt. Die Punkte sind Messwerte, während die durchgezogenen Linien das Modell (Gleichung 3.4 mit $N = 2$, $C_{0j} = 0$) repräsentieren. Die oberste Kurve ist der hyperelastische Grenzfall für unendliche große Dehngeschwindigkeit. Man erkennt, dass zumindest bis zu einem Verstreckgrad von $\lambda = 5$ die Messwerte sehr gut angenähert werden, so dass das Modell für die Simulation von Umformprozessen herangezogen werden kann, bei denen nur selten höhere lokale Verstreckgrade erreicht werden. Die Abweichungen zu höheren Verstreckgraden hin deuten an, dass das Relaxationszeitspektrum nicht unabhängig von der Deformationshöhe ist. Dies ist gerade bei ABS nicht verwunderlich, da bei großen Deformationen andere intermolekulare Mechanismen das Spannungsverhalten ausmachen. Dieses ist dann nicht mehr vom Abgleiten der Ketten der thermoplastischen Matrix bestimmt, sondern von den Elastomerpartikeln, die wie Vernetzungsstellen wirken.

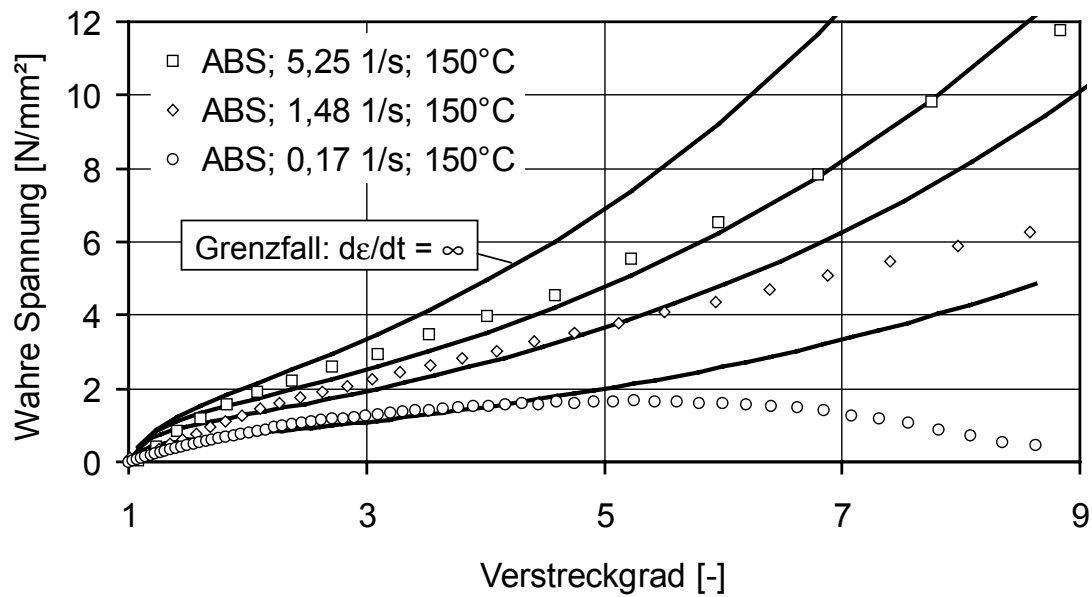


Bild 3.20 Gemessene Spannungs-/Dehnungskurven und Modell

Fig. 3.20 Measured stress-/strain curves and model

Für Versuchsreihe V1 sind die so bestimmten Koeffizienten C_{10}^0 und C_{20}^0 in Bild 3.21 aufgetragen. Sie gelten jeweils für die niedrigste Temperatur, die Tabelle 3.1 entnommen werden kann.

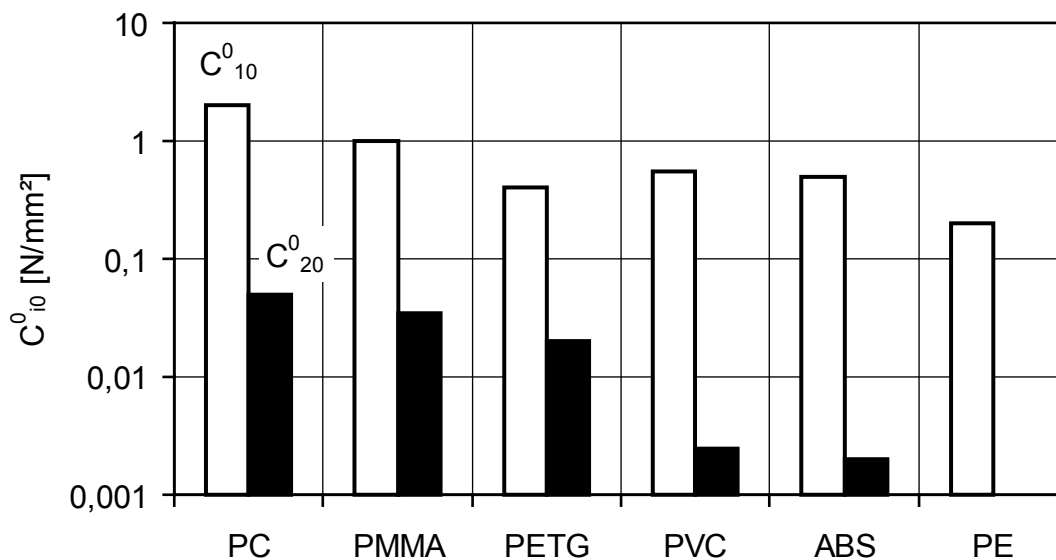


Bild 3.21 Koeffizienten des hyperelastischen Grenzfalls

Fig. 3.21 Coefficients of the hyperelastic borderline case

Der Koeffizient C_{10}^0 unterscheidet sich um bis zu eine Zehnerpotenz für die Materialien. Der Koeffizient C_{20}^0 liegt um zwei Größenordnungen unterhalb von C_{10}^0 . Auch hier unterscheiden

sich die Materialien deutlich. Das PE kann am besten mit dem Neo-Hooke-Modell ($C_{20}^0 = 0$) wiedergegeben werden. Die Zahlenwerte für alle Koeffizienten finden sich im Anhang (Kapitel 10.2).

Die Koeffizienten g_i der Proney-Reihe dürfen bei der gewählten Formulierung nach Gleichung 3.10 in der Summe den Wert eins nicht überschreiten, da sonst unter Zug negative Spannungen auftreten, was physikalisch unsinnig ist. Bild 3.22 zeigt die nach oben beschriebener Methode gefundenen Koeffizienten, die ebenfalls für die jeweils niedrigste Temperatur im Versuchsplan gelten. Der Koeffizient g_1 beschreibt dabei den Einfluss der kleinsten Relaxationszeit, g_3 den der größten.

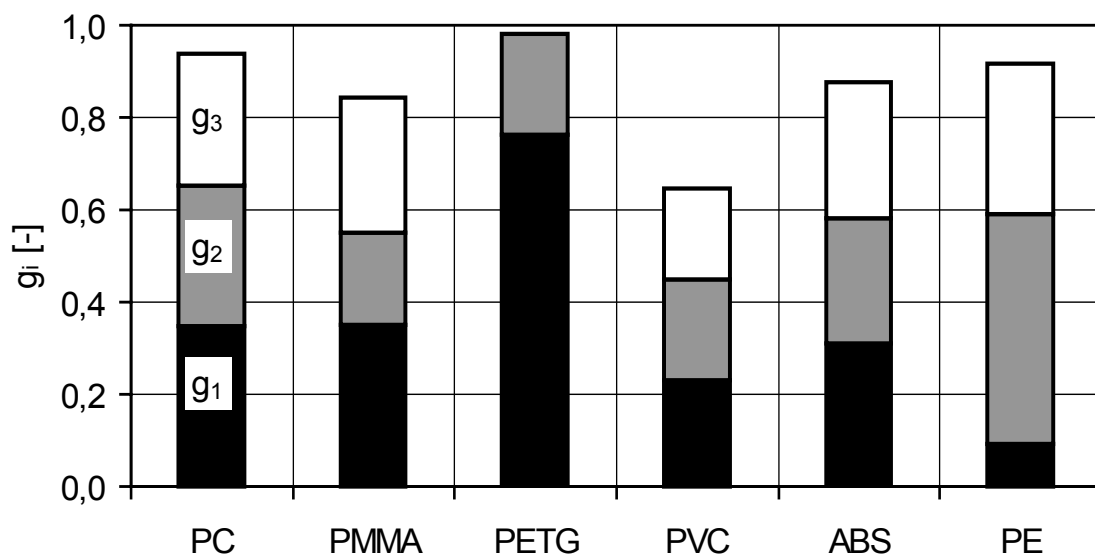


Bild 3.22 Koeffizienten der Proney-Reihe

Fig. 3.22 Coefficients of the Proney series

Das PETG weist einen sehr hohen Wert für g_1 auf, d.h. die Spannungen relaxieren sehr schnell und verschwinden schon im Bereich der zweiten Relaxationszeit fast vollständig, wie man anschaulich in Bild 3.23 sieht. Da der oben beschriebene Relaxationsversuch ca. 24 Sekunden dauert, können damit keine Relaxationszeiten bestimmt werden, die über etwa 10^1 s liegen. Unter dieser Randbedingung kann die Summe der g_i als viskoser Anteil der Spannungen, seine Differenz zu 1 als elastischer (= reversibler) Anteil interpretiert werden. Danach weist PVC den höchsten elastischen Anteil auf, PETG praktisch gar keinen. Auch das PE relaxiert sehr schnell, wie in Bild 3.23 zu erkennen ist, und behält nur knapp 10 % der Span-

nung als elastischen Anteil. Die Zahlenwerte der Relaxationszeitspektren sind in Tabelle 10.1 im Anhang wiedergegeben (Kapitel 10.2).

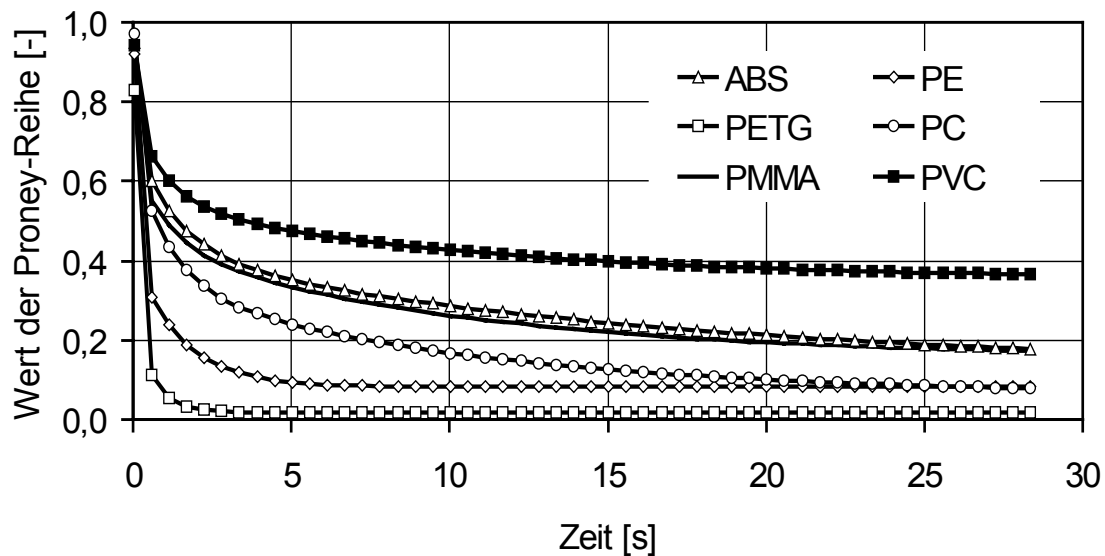


Bild 3.23 Relaxationskurven der Materialien im Vergleich

Fig. 3.23 Comparison of the relaxation curves of the materials

3.5 Bewertung

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass die Methode der Membrane-Inflation Rheometrie erfolgreich auf unterschiedliche Thermoformmaterialien angewendet werden kann. Die gemessenen Spannungs-/Dehnungskurven können anhand von empirischen Kennzahlen beschrieben werden. Unter Zuhilfenahme eines Relaxationszeitspektrums, das über Relaxationsversuche mit dem MIR ebenfalls unter äquibiaxialer Dehnung gemessen werden kann, gelingt es, viskoelastische Materialmodelle zu kalibrieren. Die Koeffizienten solcher Materialmodelle können ebenfalls als Kennzahlen zur Beschreibung der Thermoformbarkeit herangezogen werden. Im nächsten Kapitel wird der Versuch unternommen, diese Kennzahlen mit der Thermoformbarkeit zu korrelieren. Außerdem charakterisieren die Koeffizienten der Materialmodelle das Dehnverhalten der untersuchten Materialien vollständig und können daher auch als Eingabegrößen für Finite-Elemente-Simulationen von Umformprozessen herangezogen werden.

4 Thermoformversuche und Verarbeitbarkeit

Die Herstellung dreidimensionaler Formteile aus flächigen Halbzeugen wie Platten und Folien fand in den 50er Jahren ihren zunächst handwerklichen Ursprung. Sie entwickelte sich bis heute zu einem vollautomatisierten industriellen Prozess mit zahlreichen Verfahrensvarianten /Mic92/.

Die verwendeten Halbzeuge aus amorphen Thermoplasten (PS, ABS, SAN, PMMA, PC, PVC) und teilkristallinen Thermoplasten (PP, PE, PET) werden in einer Dicke von wenigen Zehntel Millimetern (Folien) bis zu einigen Zentimetern verarbeitet. Im angelsächsischen Sprachgebrauch unterscheidet man zwischen „Thin-Gauge“ und „Heavy-Gauge“ Thermoformen, je nachdem ob das Halbzeug eine Dicke unterhalb von 1,5 mm oder darüber besitzt /Thr98/.

Die Anwendungen reichen von kleinsten Verpackungshohlkörpern (z.B. Blisterhöfe für Arzneimittel oder Trinkbecher), die mit sehr hohen Stückzahlen produziert werden können (bis 100.000 Stück / Stunde), bis hin zu Großteilen, wie Badewannen, Duschkabinen und Schwimmbecken, die Abmessungen in der Größe einiger Meter erreichen.

Man kann die unterschiedlichen Verfahrensvarianten in drei wesentliche Verfahrensschritte einteilen, die in Bild 4.1 schematisch dargestellt sind. Zunächst wird das Thermoformhalbzeug thermisch konditioniert. Dazu wird es in den meisten Fällen von Raumtemperatur aufgeheizt. Drei Mechanismen stehen dafür prinzipiell zur Verfügung: Strahlung, Konvektion und Wärmeleitung durch Kontakt. In Konvektionsöfen und Plattenheizungen kann dabei die Wärme nur an der Oberfläche eingebracht und anhand von Wärmeleitung in das Innere des Halbzeugs transportiert werden. Aufgrund der schlechten Wärmeleitfähigkeit von Thermoplasten ist dieser Transport jedoch sehr langsam und umso ineffektiver, je dicker das Halbzeug ist. Daher wird insbesondere bei dickeren Halbzeugen mit Strahlungserwärmung gearbeitet, da Strahlung abhängig von der Wellenlänge mehr oder weniger tief in das Material eindringt und damit die Möglichkeit besteht, die Wärme direkt in das Material einzubringen. Bei Inline-Anlagen wird die Wärme im Halbzeug nach der Extrusion genutzt, d.h. die thermische Konditionierung ist ein Abkühlen aus der Schmelze.

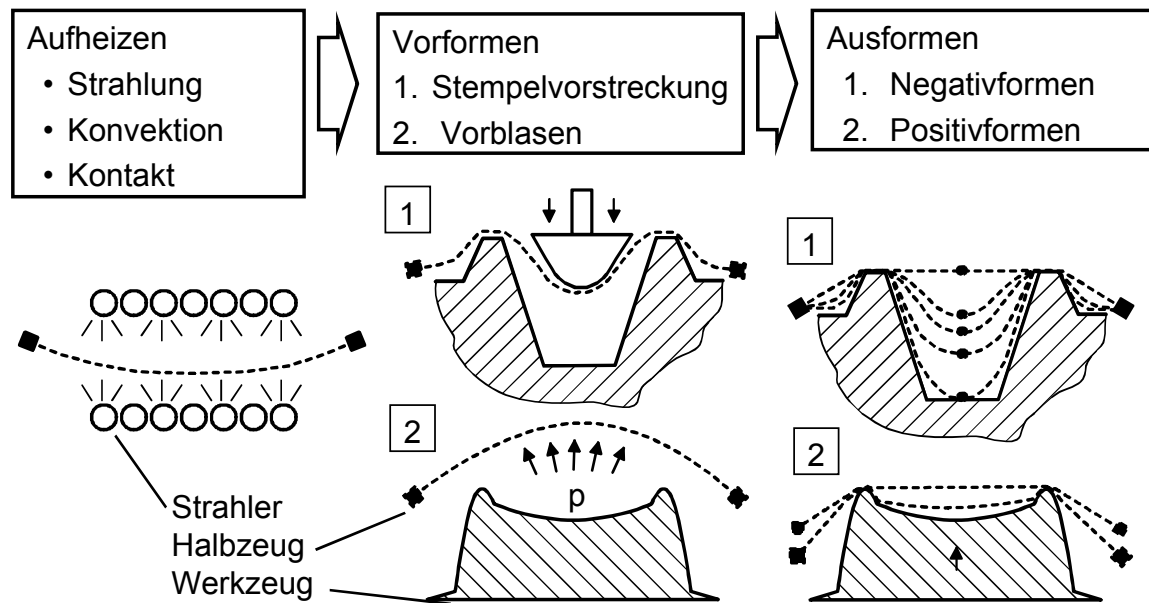


Bild 4.1 Der Thermoformprozess – Verfahrensvarianten

Fig. 4.1 The thermoforming process – process variants

Dem thermischen Konditionierprozess folgt meist ein Vorformschritt, der der gezielten Beeinflussung der Wanddickenverteilung dient. Hierzu wird das Halbzeug z.B. mit Druckluft vor-geblasen, um es vor dem ersten Werkzeugkontakt bereits vorzudehnen. Oft werden auch mechanische Vorstreckhilfen, sog. Stempel, oder Prallplatten beim Vorblasen verwendet. Sie beeinflussen den Formprozess durch das Einbringen von Reib- und Normalkräften sowie durch thermische Effekte (Abkühlen).

Die anschließende Ausformung erfolgt mittels Druckluft oder Vakuum. Man unterscheidet Positiv- und Negativformung, je nachdem welche Formteilseite abgebildet wird. Beim Positivformen wird das Halbzeug über ein konvexes Werkzeug geformt, so dass die Innenseite genau abgebildet wird (Beispiel: Kühlschranksinnenverkleidung). Beim Negativformen wird in ein konkaves Werkzeug hineingehoben, so dass die Außenseite abgebildet wird (Beispiel: Getränkebecher). Werden zwei Halbzeuge gleichzeitig in gegenüberliegende, konkave Werkzeuge geformt und miteinander verschweißt, so dass ein geschlossener Hohlkörper entsteht, spricht man vom Twin-Sheet-Thermoformen /SKZ98a/.

Die aus dem Prozess resultierende Wanddickenverteilung hängt in komplexer Weise von Material, Bauteilkontur und Prozessführung ab. Im Rahmen dieser Arbeit wird insbesondere der Einfluss des Materialverhaltens untersucht. Dabei werden die rheologischen Eigenschaften der Thermoformhalbzeuge unter prozessrelevanten Bedingungen für Temperatur, Dehnung und

Dehngeschwindigkeit betrachtet. Die gewählte äquibiaxiale Dehndeformationsmode kommt der Deformation im Thermoformprozess dabei sehr nahe. Aber auch Untersuchungen des zeitabhängigen Verhaltens von Thermoplasten unter Scherbeanspruchung lassen Aussagen über die Verarbeitbarkeit zu, wie *Spence et al.* zeigten [Spe98]. Sie fanden anhand von dynamischen Scherexperimenten, dass solche Materialien als gute Thermoformmaterialien zu bezeichnen sind, deren Schubmodul-Verlustmodul-Gleichgewicht bei einer Frequenz auftritt, deren Kehrwert in etwa der Dauer des Umformschrittes entspricht. Diese Frequenz sowie die Relaxationszeiten korrelieren auch mit dem Durchhängen in der Aufheizphase beim Thermoformen.

4.1 Prozessbeschreibung und Versuchspläne

Um die Einflüsse der Prozessführung auf ein Minimum zu reduzieren, werden für die Thermoformversuche einfache Bauteile ausgewählt, die ohne Stempelvorstreckung bzw. Vorblasen hergestellt werden können. Bild 4.2 zeigt die verwendeten Thermoformkavitäten. Es steht ein rotationssymmetrisches Becherwerkzeug mit 60 mm Öffnung zur Verfügung, mit dem anhand von Einlegeteilen Becher einer Tiefe von 20, 40 und 60 mm hergestellt werden können. Außerdem wird ein rechteckiges Werkzeug (Grundfläche 38 mm * 48 mm) verwendet, um Becher mit einer Tiefe von 31 mm herzustellen. Beide Formteiltypen werden im Negativ-Druckluftverfahren ohne Vorstreckstempel auf einer Maschine der Firma Illig abgeformt.

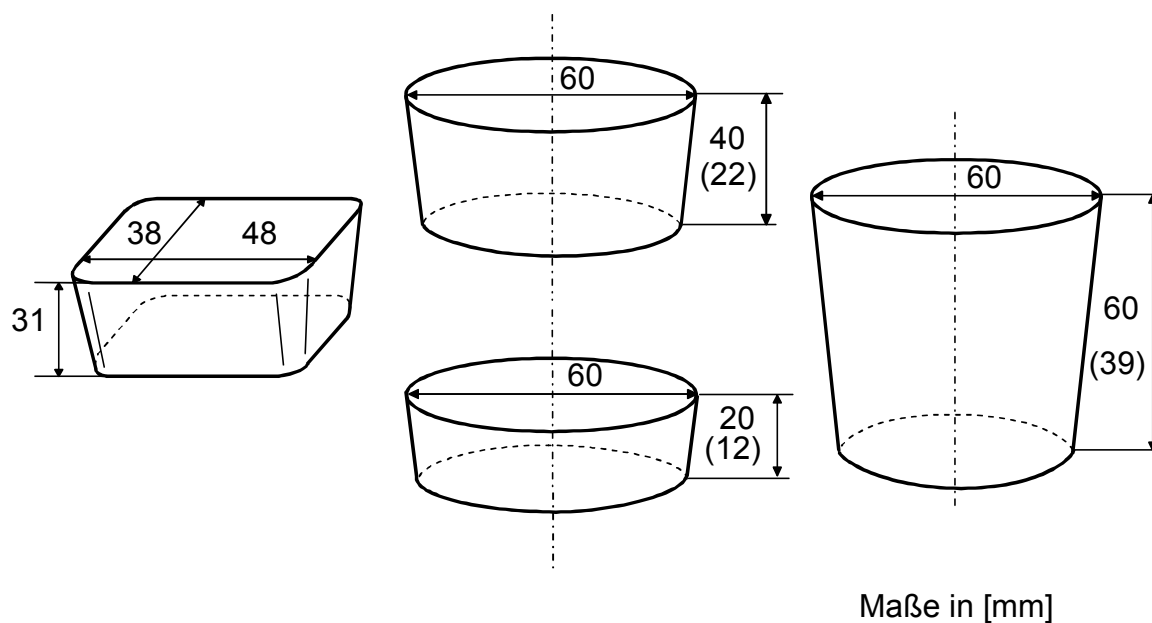


Bild 4.2 Verwendete Thermoformkavitäten

Fig. 4.2 Used thermoforming cavities

Aus den in Kapitel 3 rheologisch untersuchten Thermoformhalbzeugen der ersten Versuchsreihe wurden runde Becher mit jeweils drei Ziehtiefen (ZT 20, ZT 40, ZT 60) sowie eckige Becher hergestellt (REW). Tabelle 4.1 gibt einen Überblick über die wichtigsten Verfahrensparameter. Die Formtemperatur ist dabei die an der Oberfläche des Halbzeugs berührungslos gemessene Temperatur. Die Heizzeit wird automatisch dann beendet, wenn die gewählte Oberflächentemperatur erreicht ist. Für die runden Formteile wurde ein Formdruck von 6 bar verwendet, für die rechteckigen 7,5 bar.

Kunststoff	Formtemperatur [°C]	Heizzeit [s]	Formteile	Formdruck [bar]
PETG	180	46	ZT 20 ZT 40 ZT 60 REW	6 6 6 7,5
PE-HD	165	72		
PMMA	195	87		
PVC	195	55		
ABS	175	47		
PC	200	95		

Tabelle 4.1 Versuchsplan 1 (T1)

Table 4.1 Experimental design 1 (T1)

Aus den Materialien der zweiten Versuchsreihe wurden ebenfalls runde Becher hergestellt, jedoch mit den Ziehtiefen 12, 22 und 39 mm (ZT 12, ZT 22, ZT 39). Für die Abformung des rechteckigen Werkzeugs stand nicht genügend Material zu Verfügung.

Kunststoff	Formtemperatur [°C]	Heizzeit [s]	Formteile	Formdruck [bar]
SAN-n	175	47	ZT 12 ZT 22 ZT 39	5
SAN-h				
ABS-1				
ABS-2				

Tabelle 4.2 Versuchsplan 2 (T2)

Table 4.2 Experimental design 2 (T2)

Bei allen Versuchen betrug die Werkzeugtemperatur 50 °C und die Kühlzeit 40 s. Die Wanddicke der runden Formteile wurde an jeweils 10 Stellen mit einer Hall-Sonde der Firma Panametrics vermessen /Pan90/. Die Lage der Messpunkte ist in Bild 4.3 dargestellt. Die eckigen Becher wurden in drei Schnitten vermessen, die ebenfalls im Bild eingetragen und mit „längs“, „quer“ und „diagonal“ bezeichnet sind. An jedem Versuchspunkt wurden 5 Bauteile hergestellt und die gemessenen Wanddickenverteilungen über diese gemittelt.

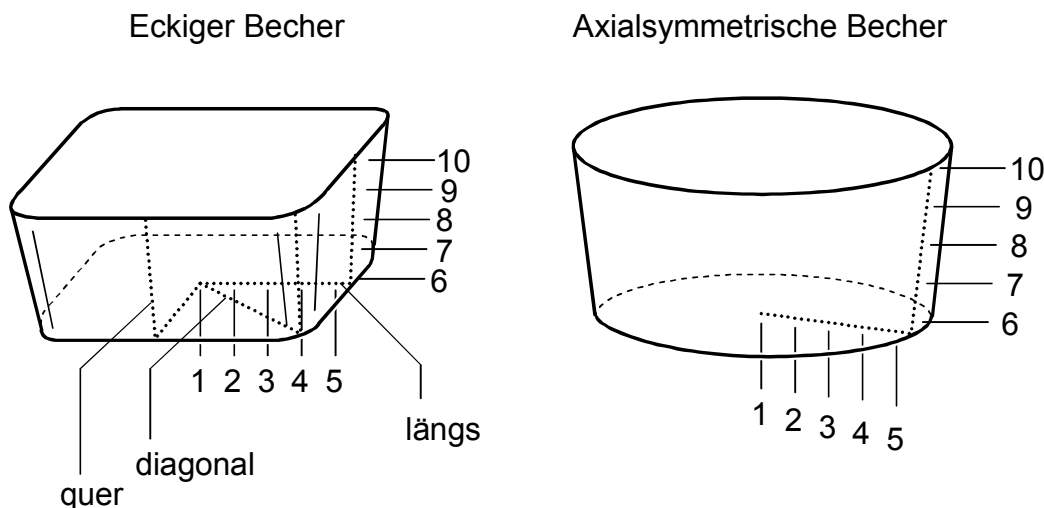


Bild 4.3 Lage der Messstellen an den Bechern

Fig. 4.3 Position of the measurement points on the cups

4.2 Wanddickenverteilung und Bewertung der Verarbeitbarkeit

4.2.1 Gemessene Wanddickenverteilungen

Die gemessene Wanddickenverteilung der drei runden Becher ist in Bild 4.4 exemplarisch für das PVC aufgetragen. Die Messpunkte 5 und 6 liegen dicht an der Becherecke, die mit der Hall-Sonde nicht direkt vermessen werden kann /Pan90/. Der Minimalwert dieser beiden Messwerte wird im folgenden als Dünnstelle bezeichnet. Da mit Halbzeugen unterschiedlicher Dicke gearbeitet wurde (vgl. Tabelle 3.1), wird als Kennwert „Dünnstelle“ der gemessene und auf die Halbzeugdicke bezogene Wert definiert. In Becherbodenmitte findet sich eine charakteristische Dickstelle (Messpunkt 1), die – ebenfalls auf die Halbzeugdicke bezogen – als Kennwert definiert wird. Die größte Wanddicke findet sich im Bereich der Einspannung (Messpunkt 10), da ohne Stempelumformung gearbeitet wurde. Die eingezeichneten Fehlerbalken beschreiben den über 5 Formteile gemessenen Minimal- bzw. Maximalwert für den

jeweiligen Messpunkt. Insgesamt kann von einer guten Reproduzierbarkeit der Messungen gesprochen werden.

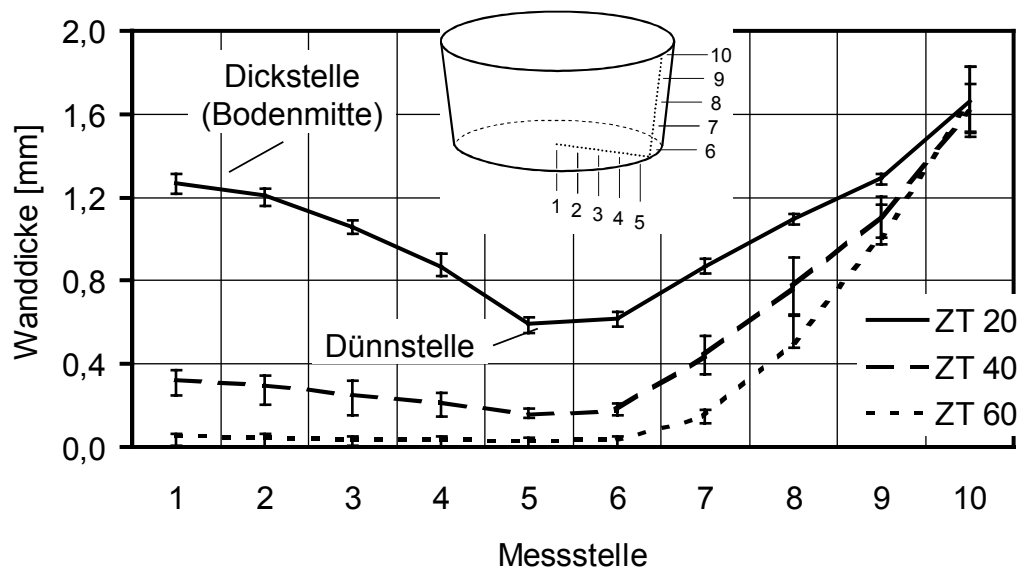


Bild 4.4 Gemessene Wanddickenverteilungen an den runden Bechern für PVC

Fig. 4.4 Measured wall thickness distribution within the round cups for PVC

Die Wanddickenverläufe des eckigen Bechers aus PVC sind in Bild 4.5 dargestellt. Auch hierbei findet sich die charakteristische Dickstelle in Bodenmitte und eine Dünnstelle im Bereich der Ecken.

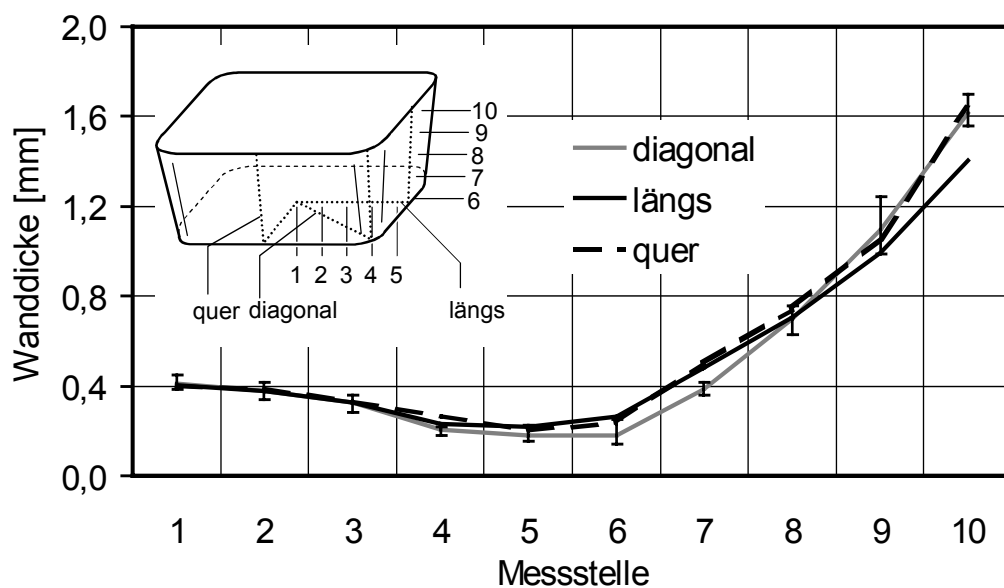


Bild 4.5 Gemessene Wanddickenverteilungen am eckigen Becher für PVC

Fig. 4.5 Measured wall thickness distribution within the rectangular cups for PVC

Die drei Schnitte durch das Formteil unterscheiden sich nur wenig, man erkennt aber deutlich, dass die Dünnstelle in der Diagonalen am dünnsten ausfällt, da dort die höchsten Umformgrade erreicht werden. Auch für dieses Formteil ist die Streuung der Messwerte gering.

Eine logarithmische Darstellung der auf die Halbzeugdicke normierten Wanddickenverteilung, wie sie Bild 4.6 zeigt, ermöglicht den Vergleich der Materialien. Hier ist für alle sechs Materialien und die drei Ziehtiefen die Wanddickenverteilung aufgetragen. Für alle Versuche ist der charakteristische Verlauf zu erkennen. Bei der kleinsten Ziehtiefe (ZT 20) tritt die dünnste Dünnstelle bei PE auf. Sie beträgt noch 29 % der Ausgangswanddicke. Bei der mittleren Ziehtiefe (ZT 40, graue Kurven) treten die Unterschiede zwischen den Materialien deutlicher zutage. Den dünnsten Boden insgesamt zeigt das ABS. Der dickste Becherboden liegt bei PETG vor. Bei der größten Ziehtiefe (ZT 60) findet man bei ABS den dünnsten Boden, bei PETG wiederum den dicksten.

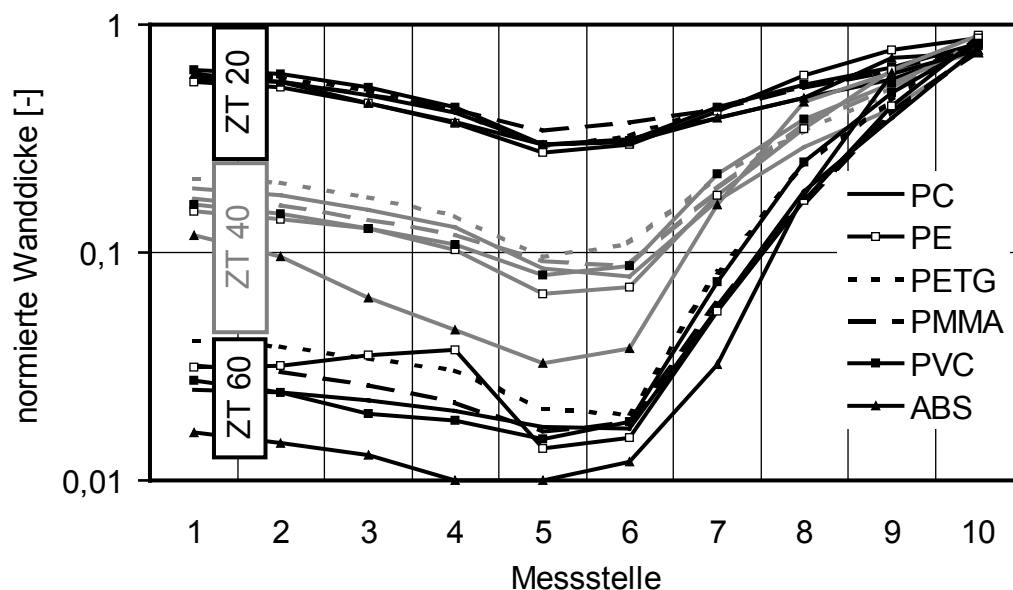


Bild 4.6 Gemessene Wanddickenverteilungen an den runden Bechern für alle Materialien T1

Fig. 4.6 Measured wall thickness distribution within the round cups for all materials T1

Zum Vergleich zeigt Bild 4.7 die Wanddickenverteilungen der eckigen Becher. Zugunsten einer besseren Übersichtlichkeit sind nur die Diagonalen aufgetragen. Die anderen beiden Schnitte ergeben qualitativ gleiche Ergebnisse. Das ABS weist eine dicke Bodenmitte, aber

eine sehr dünne Ecke auf. Die gleichmäßigste Verteilung zeigt das PC, die dickste Bodenmitte das PETG.

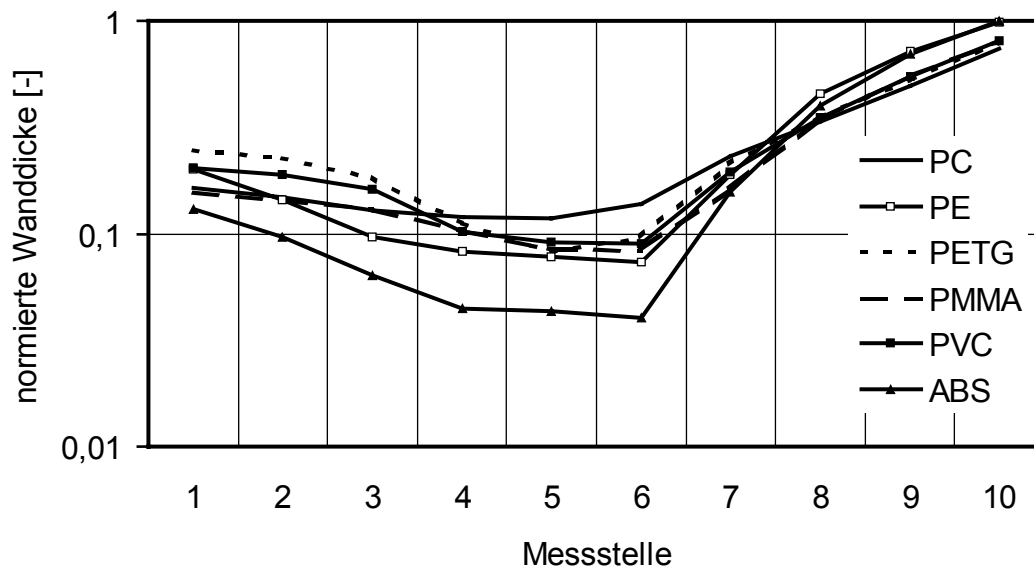


Bild 4.7 Gemessene Wanddickenverteilungen am eckigen Becher (diagonal) für alle Materialien T1

Fig. 4.7 Measured wall thickness distribution within the rectangular cups (diagonal cross section) for all materials T1

4.2.2 Kennwerte zur Beschreibung der Verarbeitbarkeit

Der Vergleich der Materialien fällt aufgrund der Fülle an Messpunkten sehr schwer. Daher bietet es sich an, auch die gemessenen Wanddickenverläufe durch Kennwerte zu beschreiben.

Die folgenden Kennwerte werden daher zur Beschreibung des Wanddickenverlaufs der hergestellten Becher herangezogen:

1. **Dünnstelle**, definiert als die Dicke an der dünnsten gemessene Stelle bezogen auf die Halbzeugdicke,
2. **Dickstelle**, definiert als Dicke in Becherbodenmitte bezogen auf die Halbzeugdicke,
3. **Dünnstelle/Dickstelle**, definiert als das Verhältnis von Dünnstelle zu Dickstelle und

4. **Standardabweichung** als die Standardabweichung der Waddickenverteilung.

Die Standardabweichung ist ein Maß für die Uneinheitlichkeit der Verteilung. Je größer ihr Wert ist, umso stärker weicht die Verteilung von ihrem Mittelwert ab. Das Verhältnis zwischen Dünnstelle und Becherbodenmitte beschreibt die Einheitlichkeit der Verteilung im Bodenbereich des Formteils. Je größer ihr Wert ist, umso einheitlicher ist die Wanddicke am Boden. Eine dünne Dünnstelle sowie eine dünne Dickstelle in Becherbodenmitte stehen für einen insgesamt dünnen Boden.

Versuchsreihe 1

Die Dünnstelle ist für alle Materialien und alle Formteile in Bild 4.8 aufgetragen. Man erkennt, dass zwischen den drei Schnitten durch das eckige Bauteil verhältnismäßig kleine Unterschiede bestehen, wobei die Diagonale meist den kleinsten, die Querrichtung den größten Wert aufweist. Die dünnste Dünnstelle findet sich bei ABS, die dicksten Dünnstellen bei PETG, PMMA und PC.

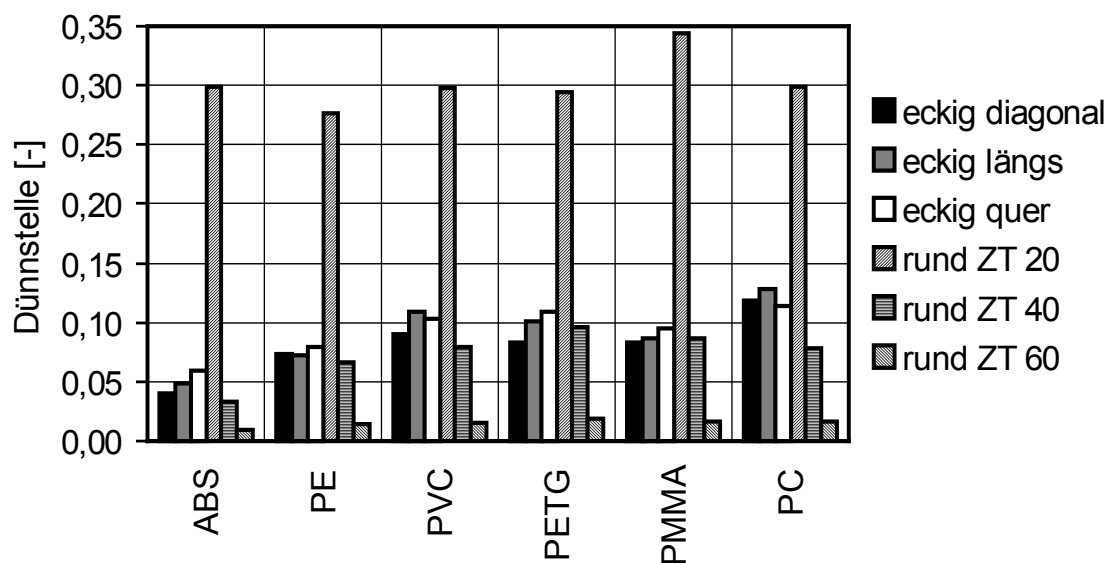


Bild 4.8 Gemessene Dünnstelle an allen Bechern für alle Materialien T1

Fig. 4.8 Measured thin spot within all cups for all materials T1

Die in Bild 4.9 aufgetragene Dickstelle zeigt wiederum für ABS den dünnsten Boden, am dicksten ist jedoch PETG gefolgt von PVC. Dies deutet an, dass sich die Einheitlichkeit der Böden anders verhält als das Niveau der Bodendicke. Dies wird durch die Auftragung der auf Bodenmitte normierten Dünnstelle in Bild 4.10 deutlich. Den gleichmäßigsten Boden zeigt

das PC, wie bereits anhand von Bild 4.7 festgestellt worden ist. Ein sehr kleines Verhältnis zwischen Dünnstelle und Bodenmitte weisen ABS und PE auf.

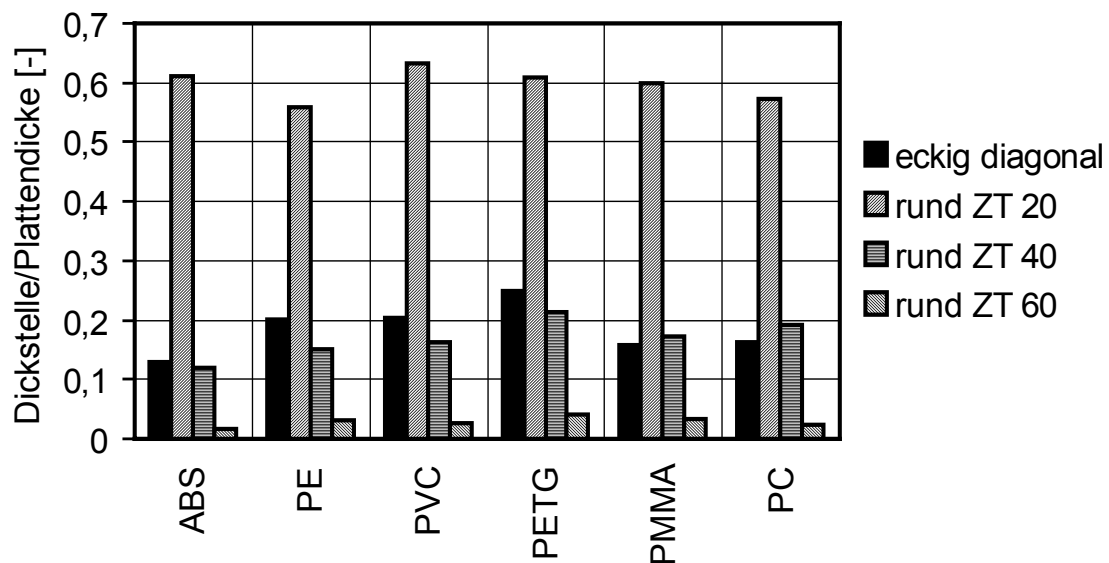


Bild 4.9 Gemessene Dickstelle an allen Bechern für alle Materialien T1

Fig. 4.9 Measured thick spot within all cups for all materials T1

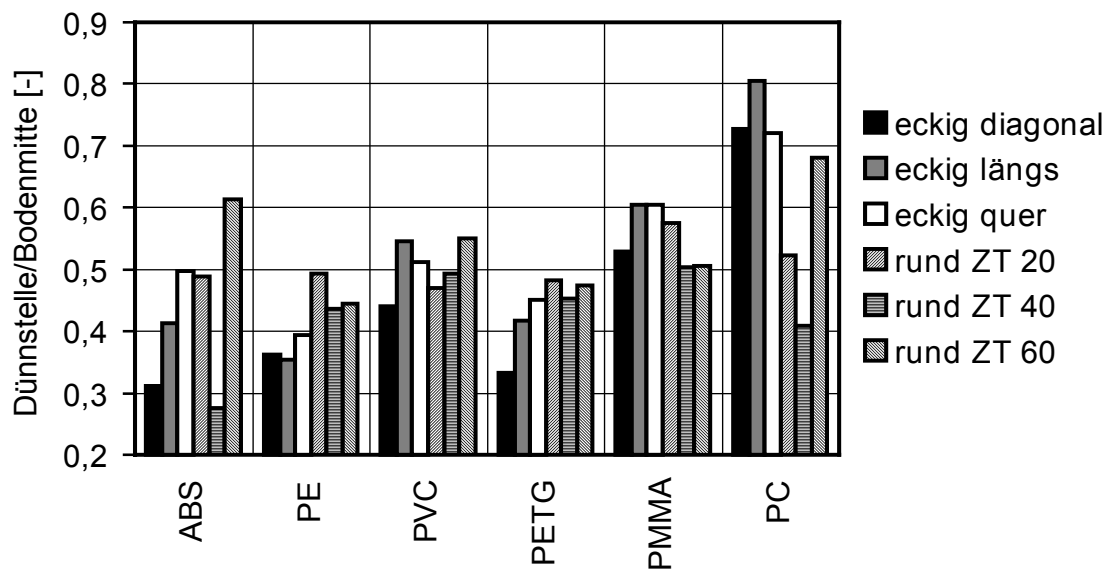


Bild 4.10 Dünnstelle bezogen auf Becherbodenmitte an allen Bechern für alle Materialien T1

Fig. 4.10 Thin spot related to thick spot within all cups for all materials T1

Als vierter Kennwert zur Bewertung der Bechergüte ist in Bild 4.11 die Standardabweichung aufgetragen. Die größte Abweichung zeigt das ABS, die kleinste das PC. Eine sehr große Abweichung zeigt auch das teilkristalline PE.

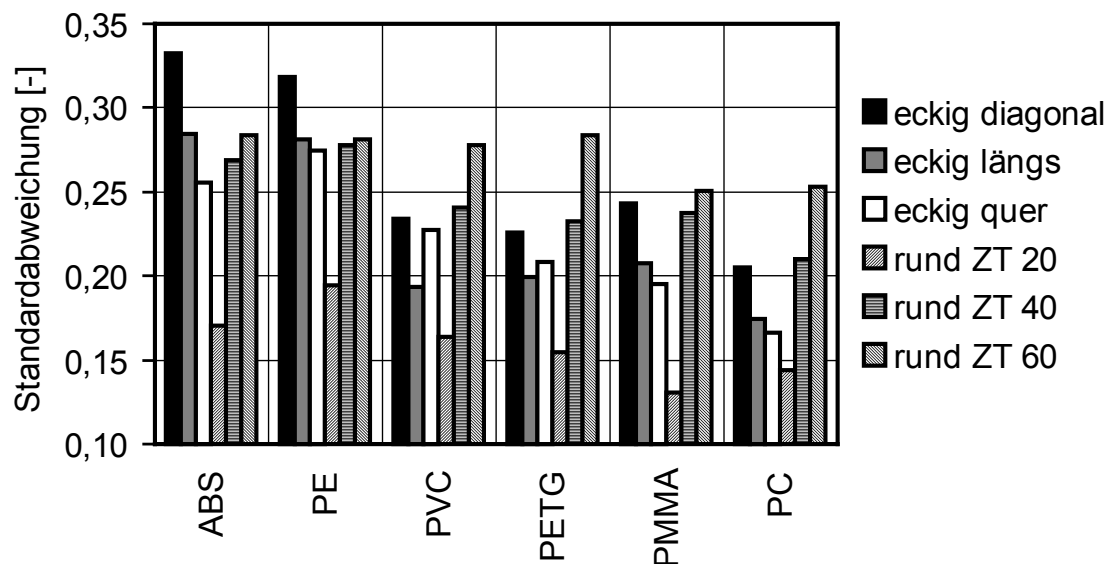


Bild 4.11 Gemessene Standardabweichung an allen Bechern für alle Materialien T1

Fig. 4.11 Measured standard deviation within all cups for all materials T1

Versuchsreihe 2

Für den Vergleich der zwei SAN und ABS-Typen werden die gleichen Kennzahlen herangezogen. Sie können nicht mit den Ergebnissen der Versuchsreihe 1 verglichen werden, da sie bei drei anderen Ziehtiefen gewonnen wurden (ZT 12, ZT 22, ZT 39). Die Dünnstelle ist in Bild 4.12 aufgetragen.

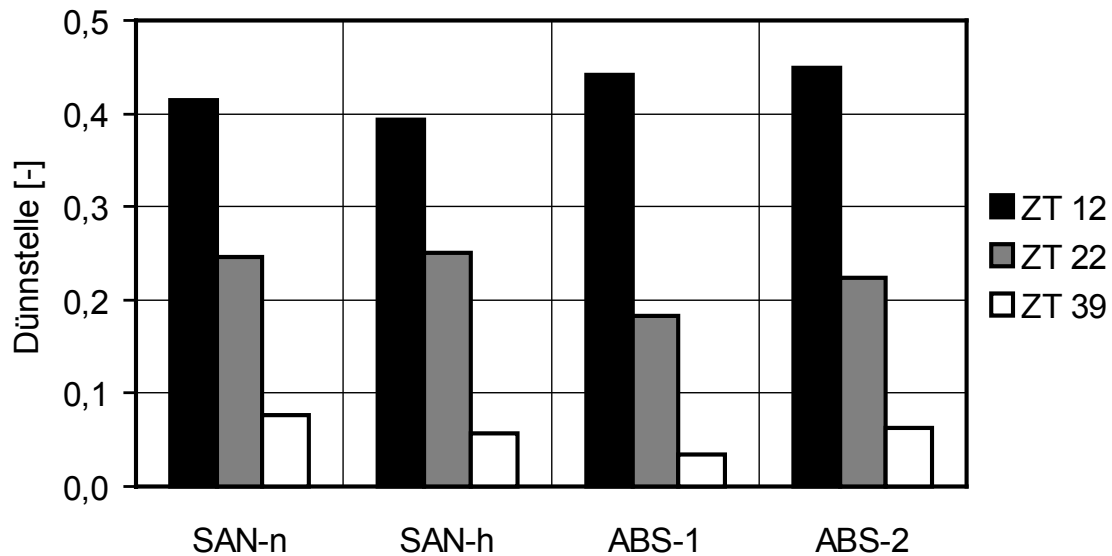


Bild 4.12 Gemessene Dünnstelle an allen Bechern für alle Materialien T2

Fig. 4.12 Measured thin spot within all cups for all materials T2

ABS-1 zeigt im Vergleich zu ABS-2 die dünnsten Dünnstellen. Die SAN-Typen liegen bei der großen Ziehtiefe etwas besser, bei der kleinen etwas schlechter. Der niedrigmolekulare Typ weist etwas bessere Werte auf. Insgesamt sind die Unterschiede aber vergleichsweise gering. Ähnliches zeigt die Gegenüberstellung der Becherbodenmitte (Bild 4.13): SAN-n mit niedrigerem Molekulargewicht hat vor allem bei der großen Ziehtiefe den etwas dickeren Boden, ABS-2 schneidet insbesondere bei den größeren Ziehtiefen gegenüber ABS-1 besser ab.

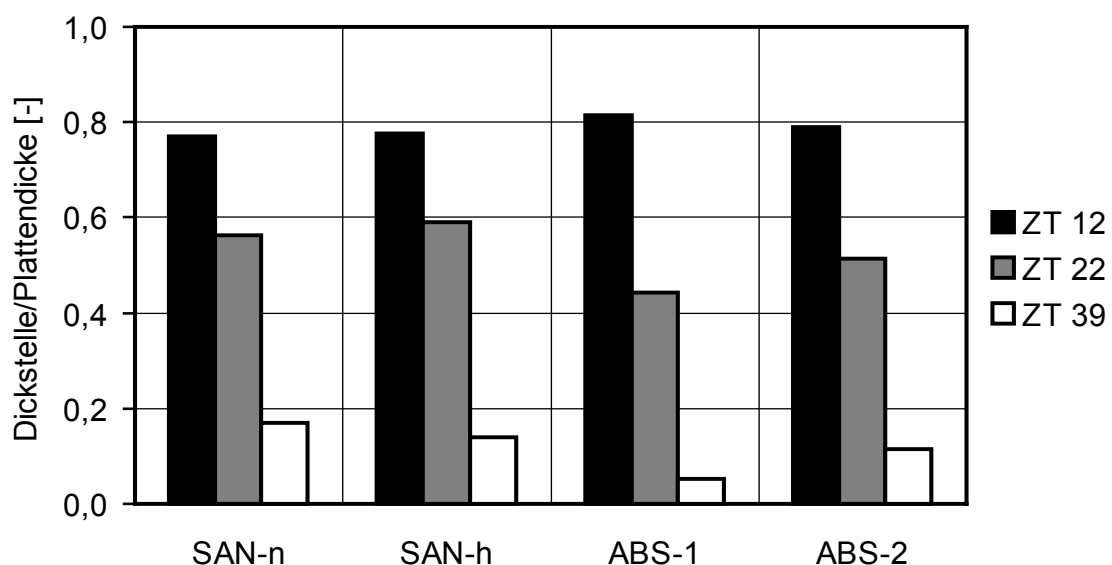


Bild 4.13 Gemessene Dickstelle an allen Bechern für alle Materialien T2

Fig. 4.13 Measured thick spot within all cups for all materials T2

Der Vergleich der auf die Bodenmitte bezogenen Dünnstelle lässt keine einheitliche Aussage zu, wie Bild 4.14 zu entnehmen ist. Es fällt jedoch auf, dass bei der größten Ziehtiefe die ABS-Typen sehr große Werte erreichen. Dies ist möglicherweise auf eine Dehnverfestigung zurückzuführen, die jedoch nicht „früh“ genug einsetzt, um eine gleichmäßigere Gesamtwanddicke zu bewirken. Diese Dehnverfestigung entsteht dadurch, dass die Elastomerpartikel in der thermoplastischen Matrix wie Vernetzungsstellen wirken, die erst bei großen Deformationen ein Abgleiten der Kettenmoleküle verhindern, und somit weiteren Deformationen entgegenwirken. Dieser Effekt kann bei den SAN-Typen aufgrund der fehlenden Elastomerkomponente nicht auftreten.

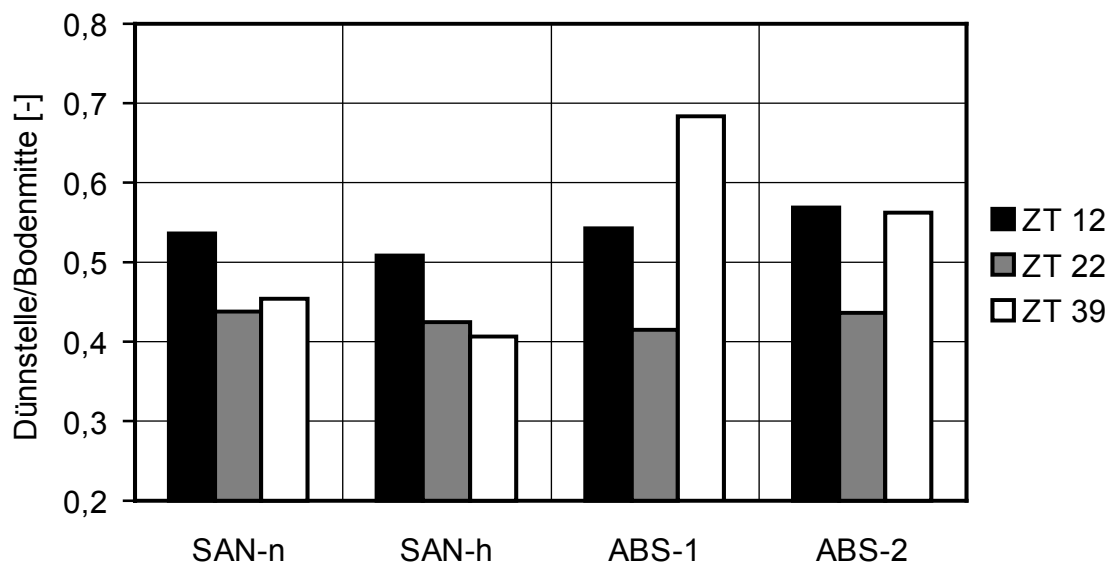


Bild 4.14 Dünnstelle bezogen auf Becherbodenmitte an allen Bechern für alle Materialien T2

Fig. 4.14 Thin spot related to thick spot within all cups for all materials T2

Die in Bild 4.15 aufgetragene Standardabweichung zeigt abschließend ebenfalls, dass sich das niedrigmolekulare SAN-n etwas besser verhält als das hochmolekulare SAN-h. ABS-1 zeigt die durchweg höchsten Abweichungswerte. ABS-2 hat bei der kleinsten Ziehtiefe die kleinste Standardabweichung und liegt bei den beiden anderen Ziehtiefen oberhalb der beiden SAN-Typen.

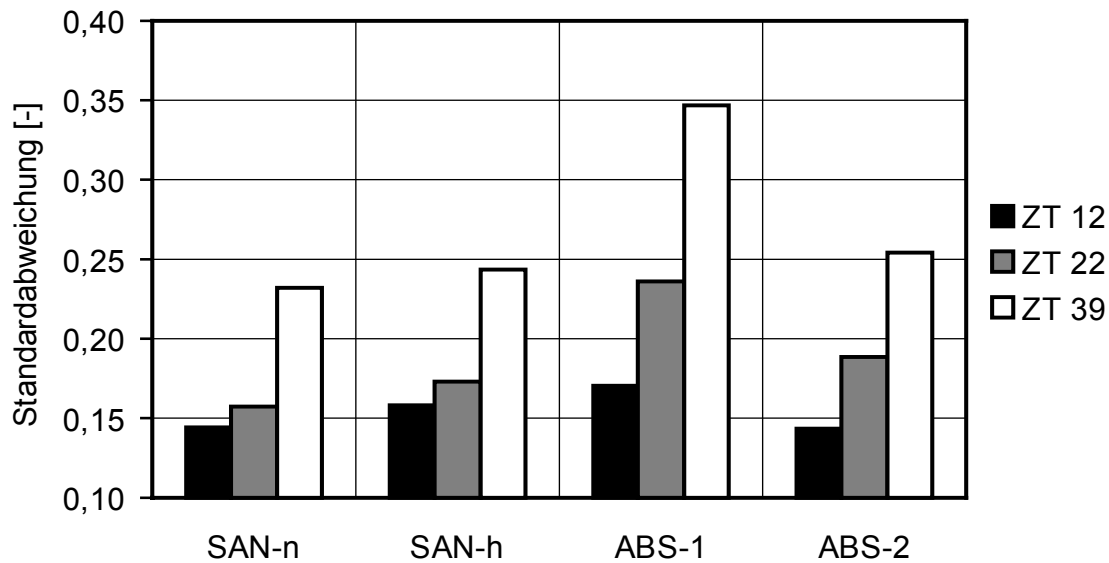


Bild 4.15 Gemessene Standardabweichung an allen Bechern für alle Materialien

Fig. 4.15 Measured standard deviation within all cups for all materials T2

4.2.3 Einstufung der Verarbeitbarkeit

Um eine abschließende Einstufung der untersuchten Materialien vornehmen zu können, kann ein Bewertungsschema herangezogen werden. Dabei werden die untersuchten Materialien in verschiedenen „Disziplinen“ verglichen, die die einzelnen Kennwerte darstellen. Diese Disziplinen werden über unterschiedliche „Distanzen“ ausgetragen, also die unterschiedlichen Ziehtiefen bzw. Bauteile. Für jede Disziplin und Distanz werden Bewertungspunkte verteilt, indem das beste der Materialien 100 Punkte erhält, das schlechteste keinen. Die dazwischen liegenden erhalten proportional weniger Punkte als das beste. Für die vier oben beschriebenen Kennwerte und 6 Messschnitte (drei Ziehtiefen und drei Messreihen am eckigen Bauteil) ergibt sich also eine maximal erreichbare Punktzahl von $4 * 6 * 100 = 2400$. In Bild 4.16 sind die so erreichten Bewertungspunkte für die erste Versuchsreihe aufgeschlüsselt nach den Disziplinen aufgetragen. Die meisten Punkte in fast allen Disziplinen erzielt das PC, gefolgt von PMMA und PETG. Das PETG weist dabei offenbar meist einen vergleichsweise dicken Boden auf, der aber uneinheitlich ist, wie am geringen Anteil aus der Disziplin „Dünnstelle/Bodenmitte“ zu ersehen ist. In der Mitte findet sich das PVC mit immer noch recht hohen Punktezahlen. Deutlich schlechter schneidet PE ab, gefolgt von ABS.

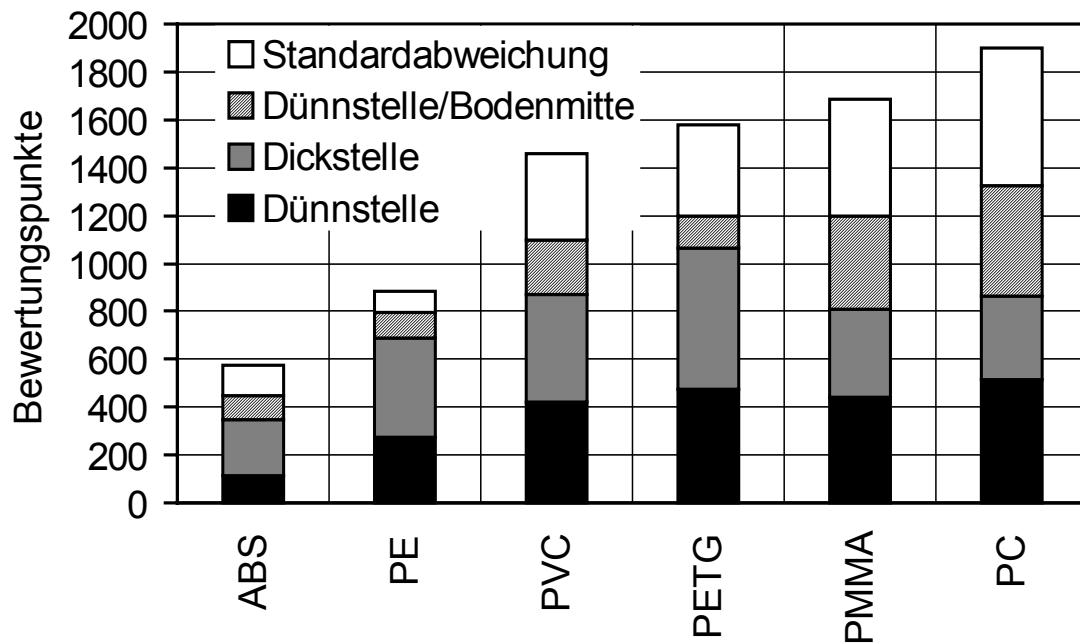


Bild 4.16 Bewertungspunkte für alle Materialien in allen Kategorien T1

Fig. 4.16 Ranking points for all materials in all categories T1

Dieselbe Darstellung für die zweite Versuchsreihe zeigt Bild 4.17. Hier können aufgrund der fehlenden eckigen Becher maximal 1200 Punkte erzielt werden. Nach dieser Bewertungsmethode unterscheiden sich SAN-n und ABS-2 kaum in ihrer Gesamtpunktzahl. Sie erzielen die höchsten Bewertungen. Das schlechteste Verarbeitungsverhalten weist ABS-1 auf. Es erhält insbesondere in der Disziplin „Standardabweichung“ keine Punkte, weist also für alle Ziehtiefen den schlechtesten Wert auf.

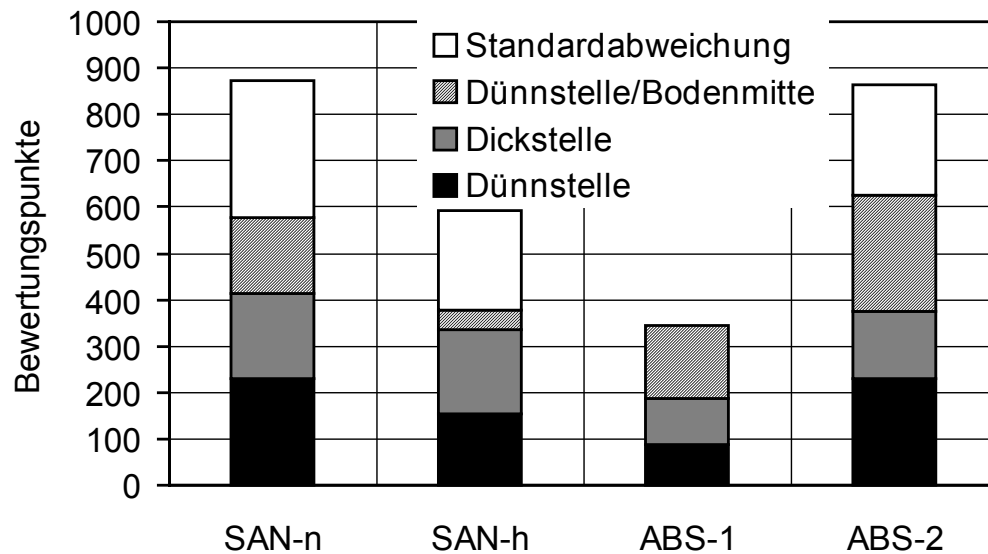


Bild 4.17 Bewertungspunkte für alle Materialien in allen Kategorien T2

Fig. 4.17 Ranking points for all materials in all categories T2

4.3 Korrelation der Verarbeitbarkeit mit den rheologischen Eigenschaften

Charrier *et al.* schlugen 1986 eine standardisierbare Methode zur Bewertung der Thermoformbarkeit von Thermoplasten vor [Cha86]. Diese beruhte ebenfalls auf Thermoformversuchen an einem Becherwerkzeug variabler Ziehtiefe. Wie oben gezeigt, ist es in der Tat sehr gut möglich, die Thermoformbarkeit unterschiedlicher Polymere anhand solcher Versuche zu beurteilen. Nachteilig wirkt sich jedoch die mangelnde Reproduzierbarkeit solcher Untersuchungen auf unterschiedlichen Maschinen aus. Weitestgehend unbekannt sind die Halbzeugtemperaturverteilung, da mit herkömmlicher Thermoformheiztechnik gearbeitet wird, die Stempeltemperatur eines gegebenenfalls verwendeten Stempels sowie die Reibverhältnisse zwischen Kunststoff, Stempel und Werkzeug. Ferner ist der experimentelle Aufwand nicht klein, denn die verwendete Thermoformmaschine muss eingerichtet und die anfallenden Bauteile müssen aufwendig vermessen werden. Aus diesen Gründen haben sich solche empirischen Methoden nicht durchgesetzt.

Sinnvoll erscheint daher die Bewertung der Thermoformbarkeit anhand ihrer rheologischen Charakterisierung, die z.B. mit dem Membrane-Inflation Rheometer unter prozessrelevanten Bedingungen erfolgen kann.

4.3.1 Experimentelle Bestimmung der Verarbeitungseigenschaften

Versuchsreihe V1

Ordnet man die untersuchten Materialien nach der oben vorgeschlagenen Bewertungsmethode, erhält man eine Reihenfolge, die sich zum Teil auch bei den Kennwerten wiederfindet, die aus den Spannungs-/Dehnungskurven abgeleitet sind. Vergleicht man z.B. den Kennwert Steigung in Bild 3.10 mit den erzielten Bewertungspunkten im Thermoformen für Versuchsreihe V1, zeigt sich für die amorphen Materialien ein mit Ausnahme des PVC eindeutiger Zusammenhang. Dies ist in Bild 4.18 veranschaulicht. Je größer der Kennwert Steigung bei einer bestimmten Temperatur oberhalb von T_g ist, umso mehr Bewertungspunkte erreicht das Material in den Thermoformversuchen.

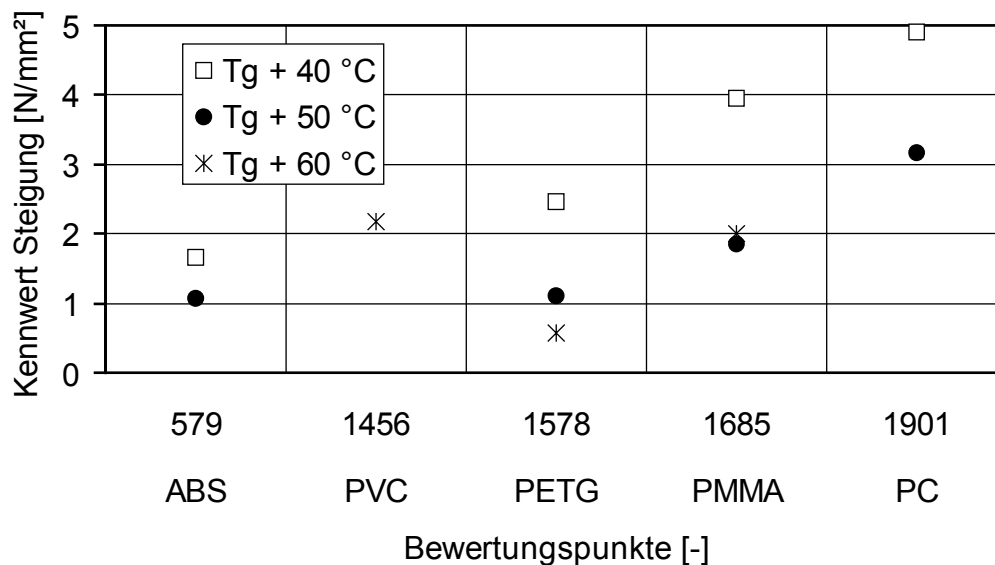


Bild 4.18 Kennwert Steigung über erzielte Bewertungspunkte

Fig. 4.18 Characteristic number slope vs. scored ranking points

Der Kennwert Steigung ist eng verknüpft mit dem Koeffizienten C_{10} des hyperelastischen Grenzfalles. Dieser liefert ein Maß für die Ursprungssteigung der Spannungs-/Dehnungskurve. Daher ist es nicht verwunderlich, dass auch die Auftragung der Koeffizienten (Bild 3.21) die gleiche Reihenfolge der Materialien erkennen lässt, die sich aus den Thermoformversuchen ergibt. Auch hier fällt PVC etwas aus der Reihenfolge heraus. Das PE weist die niedrigsten Spannungen auf und kann ebenfalls nicht eingeordnet werden.

Auch der Kennwert der Geschwindigkeitsüberhöhung lässt einen solchen Zusammenhang erkennen, wie der Vergleich zwischen Bild 3.11 und Bild 4.16 zeigt. Je größer die Geschwindigkeitsüberhöhung ist, umso weniger Bewertungspunkte erzielt das Material in den Thermoformversuchen. Dies ist auch zu erwarten, da die Geschwindigkeitsüberhöhung die Neigung des Materials zum Ausdünnen wiedergibt, und sich also für hohe Werte sehr dünne Becherböden und –ecken ergeben. Lediglich die Einordnung des teilkristallinen PE gelingt auch hier nicht.

Die Zeitabhängigkeit in Form der Koeffizienten der Proney-Reihe und der Relaxationszeiten lassen keinen eindeutigen Zusammenhang mit den Thermoformergebnissen erkennen. Weder der viskose Anteil an den Spannungen, der Bild 3.22 entnommen werden kann, noch die Relaxationszeiten in Bild 3.23 selbst können mit der Thermoformbarkeit korreliert werden.

Versuchsreihe V2

Der Versuchsplan V2 zeigt demgegenüber zum Teil widersprüchliche Ergebnisse: Vergleicht man beispielsweise den Kennwert Steigung in Bild 3.12 für die Materialien, so ist zu erkennen, dass das ABS-1 die höchsten Werte aufweist, obwohl es bei den Thermoformversuchen mit Abstand am schlechtesten abschneidet (vgl. Bild 4.17). Auch der Vergleich der SAN-Typen bestätigt diesen Zusammenhang: Das niedrigmolekulare Material SAN-n hat die niedrigeren Spannungen und Steigungswerte, schneidet aber im Thermoformen wesentlich besser ab als das höhermolekulare SAN-h. Der Kennwert Maximalspannung (Bild 3.13) führt zu den gleichen Ergebnissen.

Lediglich anhand des Kennwertes der Geschwindigkeitsüberhöhung lässt sich der für V1 gefundene Zusammenhang für V2 bestätigen: Die größte Geschwindigkeitsüberhöhung zeigt ABS-1, das auch beim Thermoformen mit den dünnsten Becherböden durchweg die schlechtesten Ergebnisse erzielt, während SAN-n mit den kleinsten Werten für die Geschwindigkeitsüberhöhung die besten Thermoformteile ergibt. Die Geschwindigkeitsüberhöhung für ABS-2 ist jedoch besonders bei kleinen Dehngeschwindigkeiten höher als die von SAN-h, obwohl die Thermoformergebnisse wesentlich besser sind.

4.3.2 Bestimmung der Verarbeitbarkeit mittels Simulation

Eine alternative Vorgehensweise zur Untersuchung der Verarbeitbarkeit unterschiedlicher Materialien ist die Verwendung „virtueller“ Materialien, deren rheologische Eigenschaften

beliebig eingestellt werden können. Die Umformversuche werden durch Finite-Elemente-Simulationsrechnungen ersetzt. Dieses Verfahren ist weniger aufwendig und erlaubt die Ableitung allgemeingültiger Aussagen, anhand derer eine Bewertung der Verarbeitbarkeit eines realen Materials vorgenommen werden kann. Voraussetzung dafür ist allerdings die Bestimmung des rheologischen Verhaltens dieses Materials, die z.B. mit Hilfe des MIR durchgeführt werden kann. Brandt variierte die Koeffizienten eines temperaturunabhängigen viskoelastischen Materialmodells dritter Ordnung (vgl. Kapitel 3.4) nach dem in Tabelle 4.3 gegebenen Versuchsplan /Bra99/.

	$C_{10}^0 [\text{N/m}^2]$	$C_{20}^0 [\text{N/m}^2]$	$C_{30}^0 [\text{N/m}^2]$	$g_1 [-]$	$\tau_1 [\text{s}]$
Minimalwert	190000	1100	2,5	0,0	0,1
Referenzwert	380000	11000	25	0,5	1
Maximalwert	760000	110000	250	1,0	10

Tabelle 4.3 Versuchsplan Materialien

Table 4.3 Experimental material set-up

Die Konstanten C_{10}^0 sind die Koeffizienten eines hyperelastischen Ansatzes nach Yeoh /Yeo97/ (vgl. Kapitel 3.4). Für die viskosen Anteile sorgt eine überlagerte Proney-Reihe mit einem Term, wobei τ_1 die Relaxationszeit ist und g_1 die Höhe des Einflusses bestimmt. Die Parameter werden einzeln um den in der Tabelle gegebenen Mittelwert variiert. Dazu werden jeweils alle anderen Parameter konstant gehalten. Damit ergeben sich inklusive des Mittelpunktes des Versuchsraumes 11 „virtuelle“ Materialien. Zusätzlich wird noch der Sonderfall $C_{20}^0 = C_{30}^0 = 0$ betrachtet (Neo-Hookesches Verhalten). Die Maximal- und Minimalwerte sind so gewählt, dass das Verhalten dreier Thermoplaste (PET, ABS, PS) mit sehr unterschiedlichem Umformverhalten von dem so beschriebenen Versuchsraum eingeschlossen werden. Auch diese drei „realen“ Materialien werden in den Versuchsplan aufgenommen, so dass sich insgesamt 15 Versuchspunkte ergeben.

Die Umformsimulation wurde mit dem kommerziellen FE-Programm ABAQUS/Standard durchgeführt /ABA99a/ (vgl. Kapitel 5). Das simulierte Bauteil ist der in Kapitel 4.1 beschriebene rechteckige Becher. Bild 4.19 zeigt das Modell, das aus Symmetriegründen nur aus einem Viertelsegment des Bechers besteht. Für jedes der 15 virtuellen bzw. realen Materialien wurden die Umformphase und die resultierende Wanddickenverteilung berechnet.

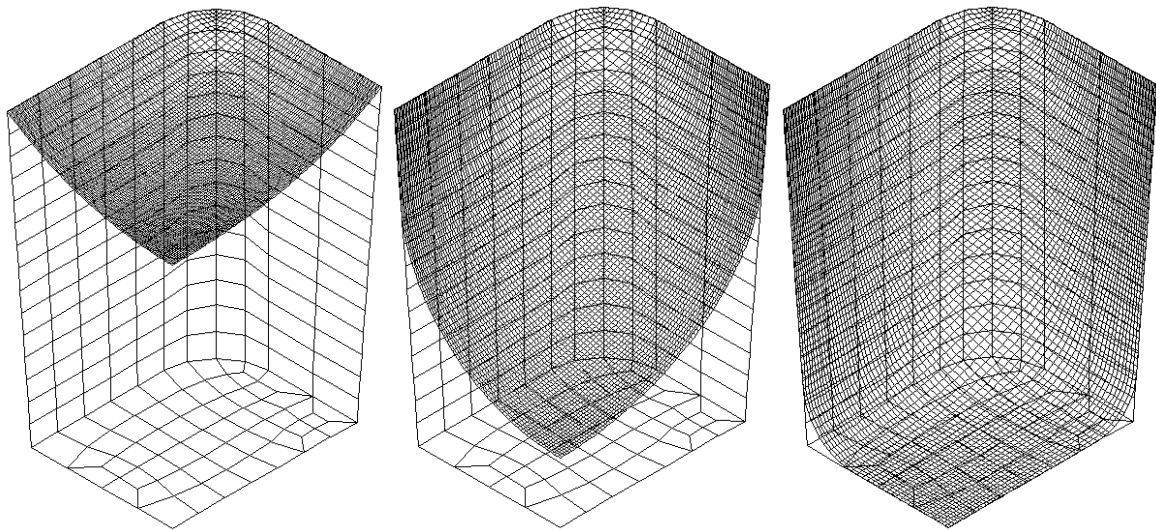


Bild 4.19 Simulierte Umformstufen für den rechteckigen Becher (Viertelsegment)

Fig. 4.19 Simulated deformation stages for the rectangular cup (quarter segment)

Die Wanddickenverteilung ist in Bild 4.20 als Verteilung über dem gesamten Viertelsegment sowie als Längsschnitt dargestellt.

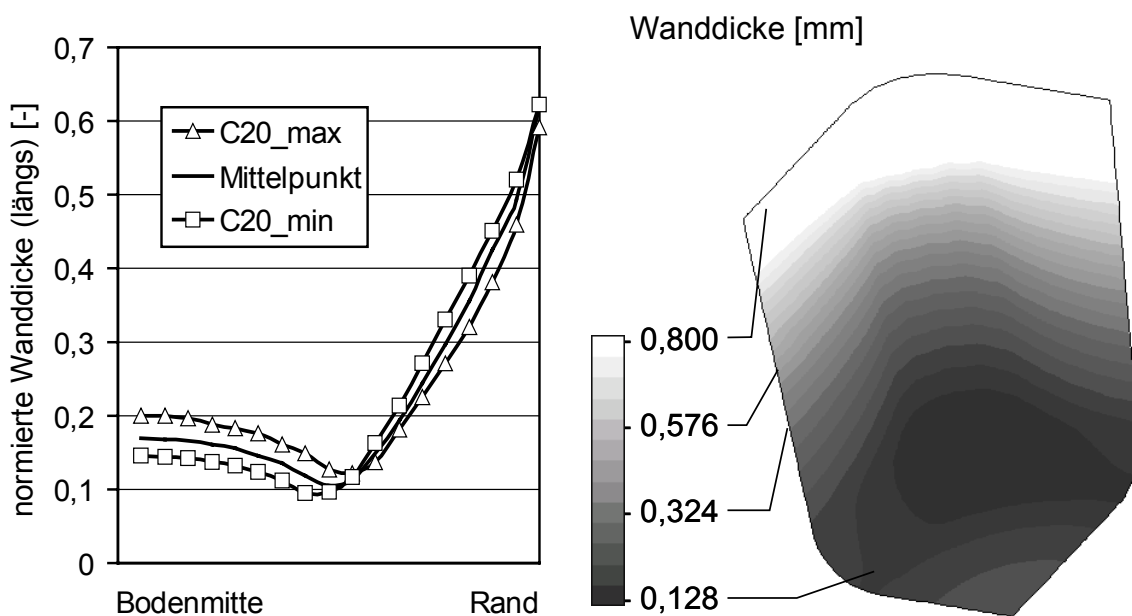


Bild 4.20 Simulierte Wanddickenverteilung für den rechteckigen Becher

Fig. 4.20 Simulated wall thickness distribution for the rectangular cup

Die charakteristische Verteilung, wie sie in Thermoformversuchen festgestellt werden kann, findet sich auch hier wieder (vgl. Kapitel 4.2). Die dünnste Wanddicke findet sich in der Bodenecke. Entlang der Bodenkante treten allgemein die kleinsten Wanddicken auf.

Auch für die simulierten Wanddickenverteilungen lassen sich Kennwerte formulieren. Stellvertretend wird hier nur die Standardabweichung im Längsschnitt diskutiert, die in Bild 4.21 dargestellt ist. Alle anderen Kennzahlen führen im wesentlichen zur gleichen Einordnung der Materialien. Ohne großen Aufwand lässt sich z.B. auch die Standardabweichung über den gesamten Becher berechnen.

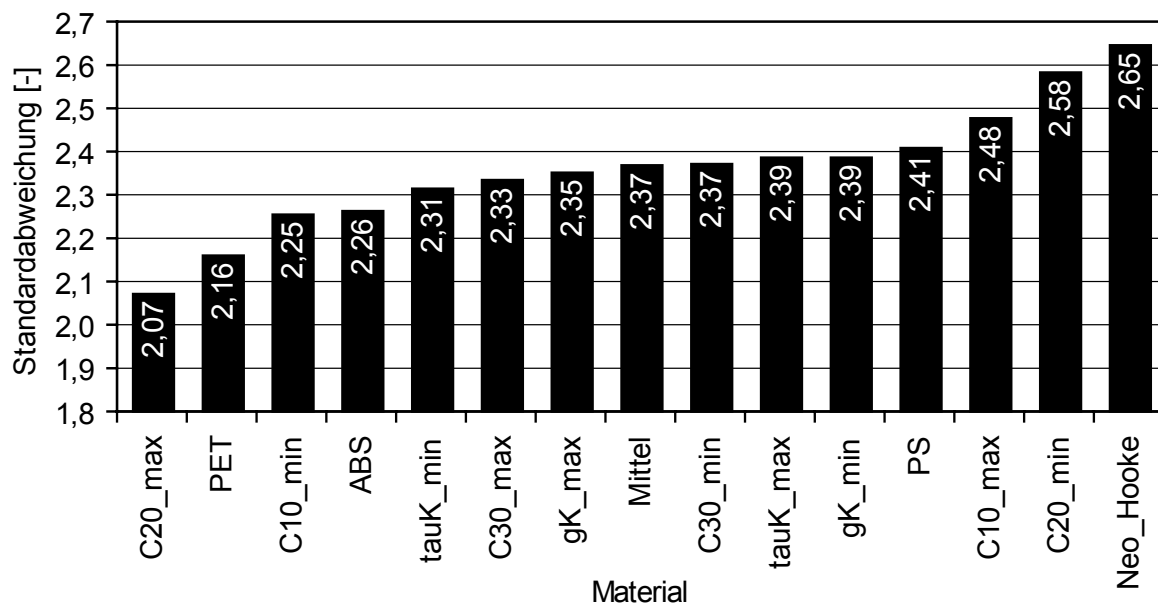


Bild 4.21 Standardabweichung der Wanddickenverteilung im Längsschnitt des Bechers

Fig. 4.21 Standard deviation of the wall thickness distribution along a cross section of the cup

Die Ergebnisse zeigen zunächst, dass der „Mittelpunkt“ tatsächlich in der Mitte der Standardabweichungen liegt, offenbar also keine nennenswerten Nichtlinearitäten auftreten. Diese können mit dem verwendeten Versuchsplan nicht untersucht werden. Die größten Abweichungen treten beim Neo-Hookeschen Material auf, das aufgrund der fehlenden Parameter C_{20}^0 und C_{30}^0 keinerlei Dehnverfestigung aufweist. Die Versuchspunkte mit maximalen Werten für C_{20}^0 und C_{30}^0 (C20_max, C30_max) finden sich daher auch bei kleineren Standardabweichungen als sie der Mittelpunkt aufweist. Ebenfalls positiv auszuwirken scheint sich eine erhöhte Zeitabhängigkeit, repräsentiert durch die minimale Relaxationszeit τ_1 (tauK_min) und den maximalen Einflussfaktor g_1 (gK_max). Eine Erhöhung des Koeffizienten C_{10}^0 bewirkt eine Verschlechterung der Wanddickenverteilung, ähnlich wie es für die Versuchsreihe V2 in Experimenten gefunden wird. Dies ist leicht damit zu erklären, dass sich bei einer Erhöhung von C_{10}^0 bei konstanten Werten für C_{20}^0 und C_{30}^0 das Verhältnis zwischen diesen Werten ver-

schlechtert: Eine etwaige Dehnverfestigung, die durch die Koeffizienten höherer Ordnung beschrieben wird, tritt wegen der erhöhten Ursprungssteigung weniger stark zutage.

4.4 Schlussfolgerungen

Der Kennwert der Steigung wie auch der erste Koeffizient des verwendeten hyperelastischen Materialmodells geben deutliche Hinweise auf das Verhalten der untersuchten Materialien im Prozess. Der Zusammenhang ist dabei nicht eindeutig: Für den Vergleich der unterschiedlichen Materialtypen ergibt sich im wesentlichen die Regel, dass die Waddickenverteilung der Bauteile umso gleichmäßiger ist, je größer diese Kennwerte sind. Für die unterschiedlichen ABS bzw. SAN-Rezepturen ergibt sich die umgekehrte Regel.

Die weiterhin verwendeten Kennwerte Integral und Maximalspannung werden so stark vom Spannungsniveau und damit dem Kennwert Steigung dominiert, dass sich aus ihnen keine zusätzlichen Informationen ableiten lassen.

Als sehr aussagekräftig stellt sich der Kennwert der Geschwindigkeitsüberhöhung dar. Er ist nicht aus der Spannungs-/Dehnungskurve ableitbar, sondern fällt als Nebenprodukt der Dehnungsmessung an. Je größer dieser Wert ist, umso mehr neigt das Material unter biaxialer Dehnung auszudünnen. Dieser Zusammenhang ist für beide Versuchsreihen eindeutig.

Die Verwendung der Koeffizienten von Materialmodellen als Kennwerte verspricht die besten Ergebnisse. Sie beschreiben das Materialverhalten vollständig. So müssen auch immer alle Parameter in die Korrelation mit einbezogen werden. Sonst kommt es auch dort zu Widersprüchen, wie der Vergleich von Versuchsreihe T2 mit den theoretischen Überlegungen zeigt: Die Simulation hatte im Gegensatz zu den Versuchen ergeben, dass eine Erhöhung von C^0_{10} zu höheren Standardabweichungen führt. Ein direkter Vergleich dieses Kennwertes ohne die Betrachtung der übrigen Koeffizienten führt also nicht zum Ziel.

4.5 Bewertung

Die nicht eindeutigen Zusammenhänge zwischen den aus den Spannungs-/Dehnungskurven abgeleiteten Kennwerten und der Güte der hergestellten Bauteile kann mehrere Ursachen haben:

1. Durch die Wahl der einfachen Bauteile und einer möglichst identischen Versuchsführung ohne Stempeleinsatz sollten Einflüsse des Prozesses minimiert werden. Da die

unterschiedlichen Materialien nicht bei der selben Verarbeitungstemperatur umgeformt werden können, sind Prozesseinflüsse prinzipiell aber nicht völlig auszuschließen. Die gewählten einfachen Kennwerte beschreiben die Spannungs-/Dehnungskurven nicht vollständig.

2. Für die vollständige Beschreibung der Kurven inklusive ihrer Zeit- und Temperaturabhängigkeit muss ein Satz von unabhängigen Kenngrößen gefunden werden. Die Korrelation solcher Kenngrößen mit der Verarbeitbarkeit muss gegenseitige Wechselwirkungen einschließen. Eine solche Vorgehensweise ist anhand statistischer Methoden möglich aber wesentlich aufwendiger als der hier vorgenommene Versuch.
3. Es ist fraglich, bei welchen Temperaturen die Materialeigenschaften verglichen werden müssen, da die Materialien teilweise bei sehr unterschiedlichen Temperaturen verarbeitet werden.

Je komplexer das zu fertigende Bauteil und verbunden damit der Herstellungsprozess ist, umso mehr treten Prozesseinflüsse auf die Wanddickenverteilung in den Vordergrund. Gewisse Mindestanforderungen an das Materialverhalten müssen aber gegeben sein. Diese können anhand des MIR-Versuchs überprüft werden, solange das zulässige Eigenschaftsfenster bekannt ist. Zur Thermoformbarkeit eines Materials gehört zudem auch die Größe des Verarbeitungsfensters und der Gradient, mit dem sich das Materialverhalten innerhalb dieses Fensters ändert. Er ist ein Maß für die Anfälligkeit des Materials, bei Prozessstörungen mit starken Schwankungen der Bauteilgüte zu reagieren.

Im nächsten Kapitel wird das Thermoformverfahren anhand der Finite-Elemente-Simulation theoretisch untersucht, wobei die rheologischen Stoffwerte, die mit dem MIR gewonnen wurden als Eingangsgrößen verwendet werden.

5 Simulation des Thermoformprozesses

5.1 Die Methode der Finiten Elemente

5.1.1 Stand der Technik

Die wesentlichen Merkmale thermogeformter Bauteile – allen voran die Wanddickenverteilung – sind in komplexer Weise abhängig vom verwendeten Halbzeug, der Geometrie des Bauteils, der Verfahrensvariante und der Prozessführung. Daher ist es nicht möglich, die End-eigenschaften mit einfachen, analytischen Mitteln vorherzusagen. Demgegenüber steht das Bestreben, die Entwicklungskosten und –zeiten für Thermoformteile zu minimieren und deren Endeigenschaften gleichzeitig zu optimieren. Die Prozess- und Bauteilgestaltung mit der Finite-Elemente-Methode nimmt daher einen immer größer werdenden Stellenwert ein. Die rasante Weiterentwicklung der Rechenleistung immer kostengünstigerer Computer trägt zu dieser Entwicklung ebenso bei wie die Erkenntnis, dass durch eine Integration von Simulationsrechnungen in den Designprozess erhebliche Kosten eingespart werden können, indem Probleme erkannt und beseitigt werden, bevor Werkzeuge oder erste Bauteile gefertigt werden.

Verschiedene Forschergruppen beschäftigen sich daher mit der Entwicklung von Software zur Simulation des Thermoformverfahrens /Kou99, Koz97, Deb97, Nam99, Dir99, Lap99, Bel98/. Eine sehr umfassende Übersicht über die derzeit bereits kommerziell erhältlichen Programme gibt *Knights* /Kni98/. Diese Spezialprogramme unterscheiden sich zum Teil erheblich in den ihnen zugrunde liegenden FE-Modellen, den zur Verfügung stehenden Materialmodellen, der Bedienerfreundlichkeit und nicht zuletzt den Lizenzkosten.

Die Verwendung von sogenannten „all purpose“ FE-Programmen, wie ABAQUS oder MARC, mit denen nahezu beliebige Aufgabenstellungen gelöst werden können, bietet einige Vorteile gegenüber der Verwendung von Spezialprogrammen für die Simulation des Thermoformprozesses:

1. Es stehen eine Vielzahl von verschiedenen Elementen zur Verfügung, so dass unterschiedliche FE-Netze, die z.B. für Strukturanalysen bereits bestehen, verwendet werden können.
2. Es stehen unterschiedlichste Materialmodelle zur Verfügung. Für das jeweilige Material kann das geeignetste Modell ausgewählt werden.

3. Die Randbedingungen und zeitlichen Abläufe können beliebig definiert werden, so dass auch Verfahrensvarianten berechnet werden können, die spezialisierte Programme zunächst nicht vorsehen.
4. „All purpose“-Programme stehen in Unternehmen unter Umständen schon zur Verfügung, da sie für andere Berechnungen verwendet werden. Damit entfallen möglicherweise zusätzliche Lizenzkosten völlig.

Im Rahmen dieser Arbeit wird ausschließlich mit dem FEM-Programm ABAQUS gearbeitet /ABA99a, ABA99b/. Dieses bietet die Möglichkeit zur Modellierung von axialsymmetrischen und dreidimensionalen Umformvorgängen, Kontaktproblemen sowie thermischen Vorgängen.

Die Finite-Elemente-Methode ist ein numerisches Verfahren zur Lösung von Differentialgleichungen oder Differentialgleichungssystemen, für die keine analytische Lösung gefunden werden kann. Der Grund dafür, dass analytische Lösungen nicht existieren, sind die geometrische Komplexität der betrachteten Berechnungsgebiete sowie Nichtlinearitäten, die sich in drei Gruppen einteilen lassen /Sto98/:

1. Nichtlinearität des Materialverhaltens,
2. geometrische Nichtlinearitäten,
3. topologische Nichtlinearitäten.

Bild 5.1 veranschaulicht diese Nichtlinearitäten am Beispiel der Durchbiegung eines einfachen Biegebalkens. Gegeben sei eine Kraft F , die an der eingezeichneten Stelle am Balken angreife. Gesucht sei die Biegelinie. Für den Fall eines linearen Materialgesetzes und kleiner Deformation gelingt die analytische Lösung der Impulsgleichung, die sich auf ein einfaches Kräftegleichgewicht reduzieren lässt. Ist das Materialverhalten nicht-linear, also z.B. von der Größe der Deformation abhängig, so ist eine solche Lösung im allgemeinen schon nicht mehr möglich. Das lokale Verhalten für jeden Punkt im Balken ist unterschiedlich und abhängig von der Gesamtdeformation, die ihrerseits vom lokalen Verhalten abhängig ist.

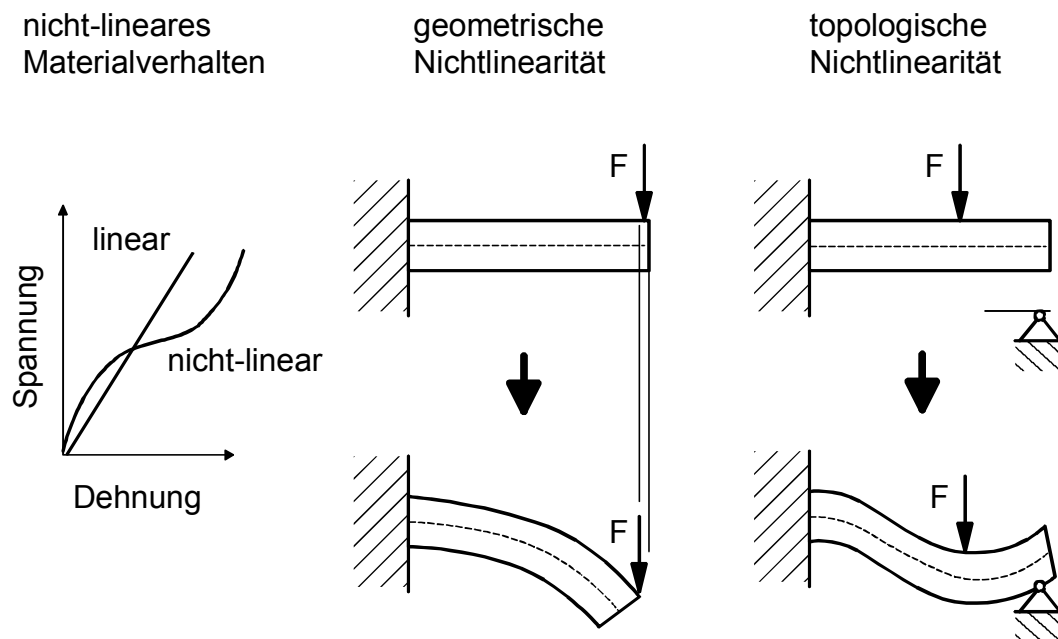


Bild 5.1 Nichtlinearitäten bei Umformproblemen

Fig. 5.1 Non-linearities for deformation problems

Geometrische Nichtlinearitäten sind dadurch gekennzeichnet, dass der Kraftangriffspunkt oder die Richtung der Kraft von der Gesamtdeformation abhängig ist. Biegt sich der Balken z.B. sehr weit durch, verschiebt sich der Kraftangriffspunkt und ändert damit die lokalen Schnittlasten erheblich. Auch in einem solchen Fall findet man keine einfache analytische Lösung.

Topologische Nichtlinearitäten sind z.B. Kontaktprobleme, wie das im Bild gezeigte Auflager, das der Balken bei Belastung erreicht, bevor die Kraft vollständig aufgebracht ist.

Umformprozesse wie das Extrusionsblasformen, Streckblasformen oder Thermoformen sind im allgemeinen geometrisch sehr komplex und nicht-linear im Sinne aller oben genannter Kriterien. Das Materialverhalten ist nicht nur abhängig von der Deformationshöhe, sondern auch von der Deformationsgeschwindigkeit und der Temperatur, die sich während der Umformung unter Umständen signifikant ändert, wie im folgenden gezeigt wird. Auch große Deformationen treten auf, so dass eine geometrische Nichtlinearität gegeben ist, da nicht vorab bekannt ist, in welcher Richtung und an welchem Punkt z.B. der Blasdruck wirkt. Dies hängt von der Deformation der Struktur selbst ab, die ja zunächst unbekannt ist. Ferner sind die genannten Umformprozesse Kontaktprobleme, also auch topologisch nicht-linear, da der Kunststoff mit dem Werkzeug und ggf. Verstreckhilfen wie Stempel usw. in Kontakt kommt. Dieser Kontakt hat außer der mechanischen Einwirkung auch eine thermische, da Kunststoff und

Stempel- bzw. Werkzeugtemperatur im allgemeinen nicht gleich sind und es im Kontaktfall zu einem Temperatenausgleich kommt.

5.1.2 Netztypen

Die Finite-Elemente-Methode beruht darauf, dass das deformierbare Gebiet mit einem Finite-Elemente-Netz überzogen wird. Das Netz wird dabei so fein gewählt, dass innerhalb der Elemente Lösungsgrößen mit guter Näherung als lineare (quadratische oder höher-polynomische) Funktionen beschrieben werden können. In Bild 5.2 sind typische Elemente zur Simulation des Thermoformverfahrens schematisch dargestellt. Auf der linken Hälfte sind Netze zur Modellierung axialsymmetrischer Bauteile gezeigt. Aufgrund der Symmetrie muss nur ein Schnitt durch das Bauteil betrachtet werden. Dieser Schnitt kann mit Dreiecks- oder Viereckskontinuumelementen „solid“ vernetzt werden, oder aber als sogenanntes Schalenmodell, wenn die Dicke des Bauteils sehr viel kleiner ist als seine lateralen Abmessungen. Dies ist bei Thermoformteilen im allgemeinen der Fall. Die Bauteilwanddicke wird den Elementen dann nur noch als Attribut zugewiesen.

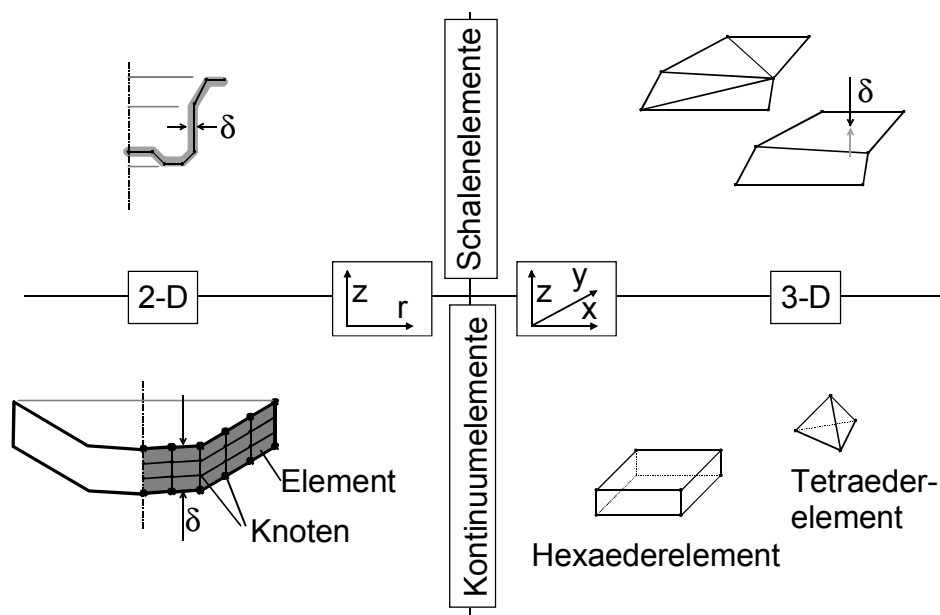


Bild 5.2 Elementtypen zur Simulation des Thermoformverfahrens

Fig. 5.2 Element types for the simulation of the thermoforming process

Überträgt man diese Einordnung auf dreidimensionale Bauteile, so erhält man wiederum ein Schalenmodell, das aus drei- oder vierknötigen Elementen besteht, sowie „Solid“-Modelle, für die Tetraeder- oder Hexaederkontinuumelemente verwendet werden können.

Die Art und Feinheit der Vernetzung bestimmt über Rechenzeit, Stabilität der iterativen Lösungsalgorithmen und Genauigkeit der Ergebnisse. Eine pauschale Entscheidung für einen der Elementtypen kann nicht getroffen werden. Oft entscheidet auch das Vorhandensein eines Netzes darüber, dass der entsprechende Typ gewählt wird. Für die Simulation des Thermoformverfahrens hat sich die Verwendung drei- oder vierknötiger Schalenelemente durchgesetzt, da die Voraussetzung kleiner Wanddicken gegenüber den lateralen Abmessungen gegeben ist und im Vergleich zu 3D-Kontinuumelementen wesentlich kleinere Berechnungszeiten auftreten /Kou99, Koz97, Deb97/. Aufgrund der immer schneller werdenden Computerhardware verliert dieses Argument jedoch an Bedeutung, so dass in Einzelfällen auch bereits dreidimensionale Kontinuumnetze verwendet werden /Nam99/. Axialsymmetrische Modelle findet man kaum, da axialsymmetrische Probleme auch dreidimensional berechnet werden können.

5.1.3 Implizite und explizite FEM

Für die Berechnung der Umformphase müssen die Impulsgleichungen in allen betrachteten Raumrichtungen gelöst werden. Dazu stellt ABAQUS einen impliziten (ABAQUS/Standard) und einen expliziten (ABAQUS/Explicit) Lösungsansatz zur Verfügung. Ausführliche Erläuterungen der zugrundeliegenden Theorien finden sich in /ABA99a, ABA99b/. Einen direkten Vergleich der beiden Ansätze stellte *Nagtegaal* an /Nag91/. Die für die Simulation des Thermoformprozesses wichtigen Unterschiede sind die folgenden:

1. Die Berechnungszeit steigt als Funktion der Elementanzahl beim impliziten Algorithmus mit einer höheren Potenz als beim expliziten. Daher ist die Berechnung von Modellen mit einer sehr großen Anzahl von Elementen wesentlich effektiver mit ABAQUS/Explicit.
2. Der Kontaktalgorithmus von ABAQUS/Standard ist sehr viel weniger robust als der von ABAQUS/Explicit, so dass insbesondere komplexe Formteile mit ABAQUS/Standard teilweise überhaupt nicht berechnet werden können.
3. Für die vollständig gekoppelte Lösung der Impulsgleichungen und der Energiegleichung bietet ABAQUS/Explicit keine Elementtypen an, ABAQUS/Standard nur Kontinuumelemente und Schalenelemente für kleine Dehnungen. Abkühlprozesse während der Umformung (z.B. der Stempleinfluss) können also praktisch nur für axialsymmetrische Bauteile berechnet werden (bis Version 5.8).

5.1.4 Materialmodelle

Die in ABAQUS zur Verfügung stehenden und für die Simulation des Thermoformens relevanten Materialmodelle sind die in Kapitel 3.4.1 beschriebenen hyperelastischen Modelle nach *Ogden* und *Mooney* sowie das in Kapitel 3.4.2 erläuterte viskoelastische Modell. Die Temperaturabhängigkeit der Koeffizienten C_{ij} kann nur für Modelle mit einer Ordnung bis $N = 2$ angegeben werden. Die Temperaturabhängigkeit des Relaxationszeitspektrums kann über eine WLF-Beziehung berücksichtigt werden (vgl. Kapitel 3.4.2).

Komplexe Integralmodelle vom K-BKZ-Typ werden immer häufiger zur Modellierung des prozessrelevanten Verhaltens von Thermoformhalbzeugen verwendet /Kou99, Koz97, Deb97, Dir99/. Diese Modelle sind auf der einen Seite sehr flexibel, die Bestimmung der Koeffizienten ist allerdings extrem aufwendig. Integralmodelle stehen in ABAQUS derzeit nicht zur Verfügung.

5.2 Modellierung der Aufheizung

Ziel der Aufheizung von Thermoformhalbzeugen ist die möglichst schnelle und gleichmäßige Erwärmung von Raumtemperatur auf ein Temperaturniveau, in dem der verwendete Kunststoff umgeformt werden kann (vgl. Kapitel 4). Die Forderung nach einer schnellen und über der Dicke gleichmäßigen Aufheizung widersprechen sich, da die Wärmeleitung in Kunststoffen sehr langsam abläuft, die Energie aber nur überwiegend an der Oberfläche des Halbzeugs aufgebracht werden kann. Bei konvektiver Beheizung mit heißer Luft oder Kontakterwärmung wird die Energie ausschließlich an der Oberfläche eingebracht. Bild 5.3 veranschaulicht die Verhältnisse. Die eingebrachte Energie muss getrieben durch das sich einstellenden Temperaturgefälle über Wärmeleitung in das Innere des Materials verteilt werden. Deshalb wird insbesondere bei dickeren Halbzeugen mit Strahlungserwärmung gearbeitet, da Infrarotstrahlung je nach verwendeter Wellenlänge und dem Absorptionsverhalten des Kunststoffs teilweise in das Material eindringt und die Energie damit auch im Inneren des Halbzeugs absorbiert wird. Ein Teil der Strahlung wird an der Oberfläche reflektiert, ein gewisser Teil kann unter Umständen auch transmittiert werden. Gleichzeitig verliert das Halbzeug an den Oberflächen einen konvektiven Wärmestrom.

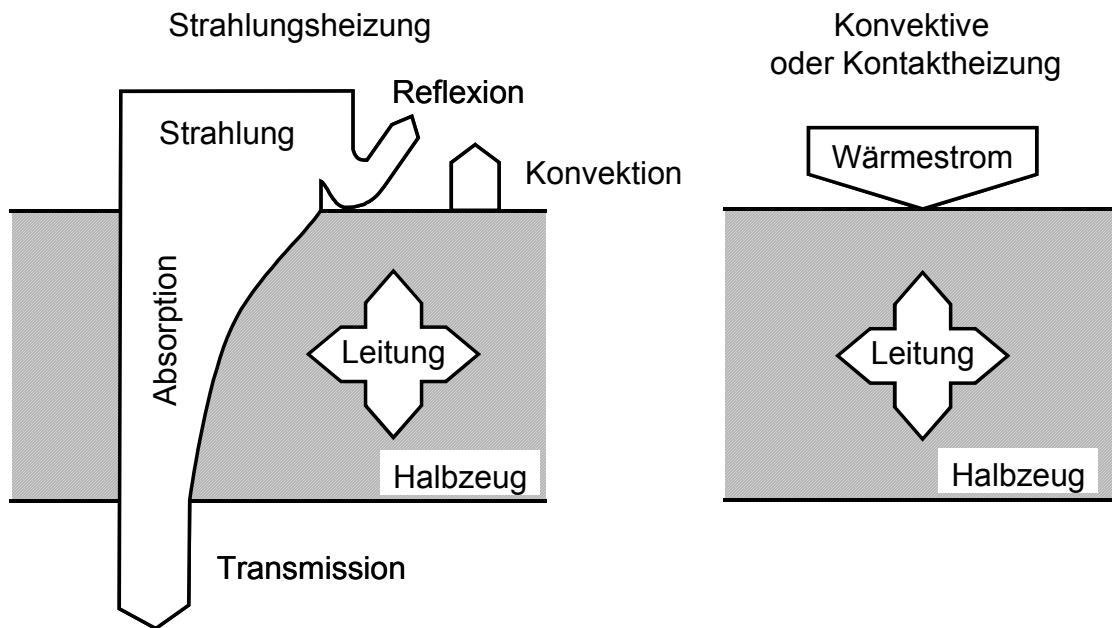


Bild 5.3 Thermische Vorgänge beim Aufheizen von Thermoformhalbzeugen

Fig. 5.3 Thermal effects by heating thermoforming sheets

Das Bouguersche Absorptionsgesetz beschreibt die Abnahme der Strahlungsintensität I mit der Dicke einer durchstrahlten Schicht ds über folgende Differentialgleichung /VDI84/:

$$dI = -\alpha \cdot I \cdot ds \quad (5.1)$$

Diese besagt, dass die Abnahme der Strahlungsintensität dI auf einem infinitesimal kleinen Weg ds proportional ist zur Strahlungsintensität selbst. Der Proportionalitätsfaktor α wird Absorptionskonstante genannt. Sie ist bei Kunststoffen im allgemeinen wellenlängenabhängig. Eine Lösung für die Differentialgleichung ist

$$I = I_0 \cdot e^{-\alpha \cdot ds} \quad (5.2)$$

Der Intensitätsverlauf ist also exponentiell und beginnt mit der Anfangsintensität I_0 , also z.B. der Intensität an der Oberfläche des Thermoformhalbzeugs. Da nach Gleichung 5.1 die Abnahme der Intensität, die gleich der absorbierten und in Wärme umgewandelten Energie ist, proportional zur Intensität selbst ist, fällt auch der Absorptionsverlauf exponentiell ab. Das Absorptionsmaximum liegt also auch bei Strahlungserwärmung immer an der Oberfläche des Halbzeugs. Die Absorptionskonstante und die Plattendicke bestimmen dabei darüber, wie sich das Absorptionsmaximum zum Absorptionsminimum auf der Unterseite der Platte (bzw. in Plattenmitte bei zweiseitiger Beheizung) verhält. Ausführliche Betrachtungen zum spektralen

Absorptionsverhalten von Kunststoffen und zum ebenso wellenlängeabhängigen Emissionsverhalten handelsüblicher Infrarotstrahler finden sich in /Wei87, K p91/.

Auch an die Homogenität der lateralen Verteilung der Strahlung müssen hohe Anforderungen gestellt werden. Es dürfen keine Bereiche existieren, in denen der Kunststoff zu kalt bleibt oder zu warm wird. Temperatúrausgleichsvorg nge innerhalb der Halbzeugebene sind wegen der flächigen Ausdehnung des Halbzeugs und den damit verbundenen langen W rmetransportwegen keine effektive Alternative zur Homogenisierung der Temperaturverteilung. Mit Hilfe einer gezielten Ansteuerung einzelner Strahler einer Thermoformheizstation kann jedoch ein weitgehend homogenes Temperaturprofil erzielt werden /Wei87/. Innerhalb des Verarbeitungstemperaturbereiches kann so auch bewusst ein laterales Profil aufgeprägt werden, um das lokale Materialverhalten und darüber die Wandsickenverteilung im Bauteil zu beeinflussen /Mar96/.

Sowohl die Modellierung des Absorptionsverhaltens als auch der lateralen Verteilung der Strahlung sind in /Wei87/ ausführlich dokumentiert, so dass hier nicht weiter darauf eingegangen wird. Für die im folgenden betrachtete Umformsimulation wird die im Halbzeug vorliegende Temperaturverteilung zu Beginn der Umformung als gegebene Anfangsbedingung betrachtet.

Aufgrund der stark temperaturabhängigen viskoelastischen Eigenschaften von Kunststoffen kommt es auch während der Aufheizung schon zu Deformationsvorg ngen. Man beobachtet so z.B. bei der Aufheizung mitunter ein deutliches Durchhängen des Halbzeugs durch die zunehmende Erweichung /Thr99/. Wenn im Material eingefrorene Deformationen vorliegen, die bei der Halbzeugherstellung durch schnelles Abkühlen entstehen können, treten beim Aufheizen auch bereits vor der eigentlichen Umformung Spannungen in der Halbzeugebene auf, die ein eventuelles Durchhängen überkompensieren können. Diese Vorgänge sind sehr komplex und ihre Modellierung bedingt die Einbeziehung der Betrachtung des Herstellungsprozesses des Halbzeugs. Solche Effekte sind nicht Gegenstand dieser Arbeit. Daher wird im folgenden immer davon ausgegangen, dass das Halbzeug zu Beginn der Umformung nicht durchhängt und spannungsfrei ist.

5.3 Modellierung der Umformung

Die Simulation der Umformphase lässt sich in drei Schritte einteilen, die in Bild 5.4 schematisch dargestellt sind. Der aufwendigste und wichtigste Schritt ist das Preprocessing. Die Fini-

te-Elemente-Netze für das Halbzeug, das Werkzeug und alle anderen Körper, die die Umformung des Kunststoffes mechanisch beeinflussen, wie z.B. Vorstreckstempel, Prallplatten, Hilfswerkzeuge o.ä., müssen erstellt werden. Das mechanische Verhalten wird anhand der Koeffizienten des verwendeten Materialmodells festgelegt (vgl. Kapitel 3.4). Das thermische Verhalten wird anhand der Stoffwerte Wärmeleitfähigkeit λ , Dichte ρ und Wärmekapazität c_p charakterisiert. Diese Werte müssen gegebenenfalls temperaturabhängig angegeben werden. Prinzipiell besteht auch die Möglichkeit, Abhängigkeiten von selbst zu definierenden Größen wie z.B. der Kristallinität zu berücksichtigen.

Unter Randbedingungen versteht man die Definition von Kontaktpartnern, wie z.B. Halbzeug/Stempel. Der Reibkoeffizient für die entsprechende Materialpaarung muss angegeben werden. Auch der Reibkoeffizient ist für Materialpaarungen mit Kunststoffen unter Umständen stark temperaturabhängig [Wol00]. Wenn auch Temperatursgleichungsvorgänge während der Umformung berücksichtigt werden sollen, muss ebenfalls der Kontaktwärmeübergangskoeffizient angegeben werden (siehe Kapitel 5.4.1 und 5.4.2). Auch die Einspannung des Halbzeugs, Symmetriebedingungen, der Druckverlauf sowie Stempel- und Werkzeugbewegungen gehören zu den festzulegenden Randbedingungen. Die Temperaturverteilung im Halbzeug sowie in allen Kontaktpartnern sind notwendige Anfangsbedingungen zur Lösung des FE-Problems.

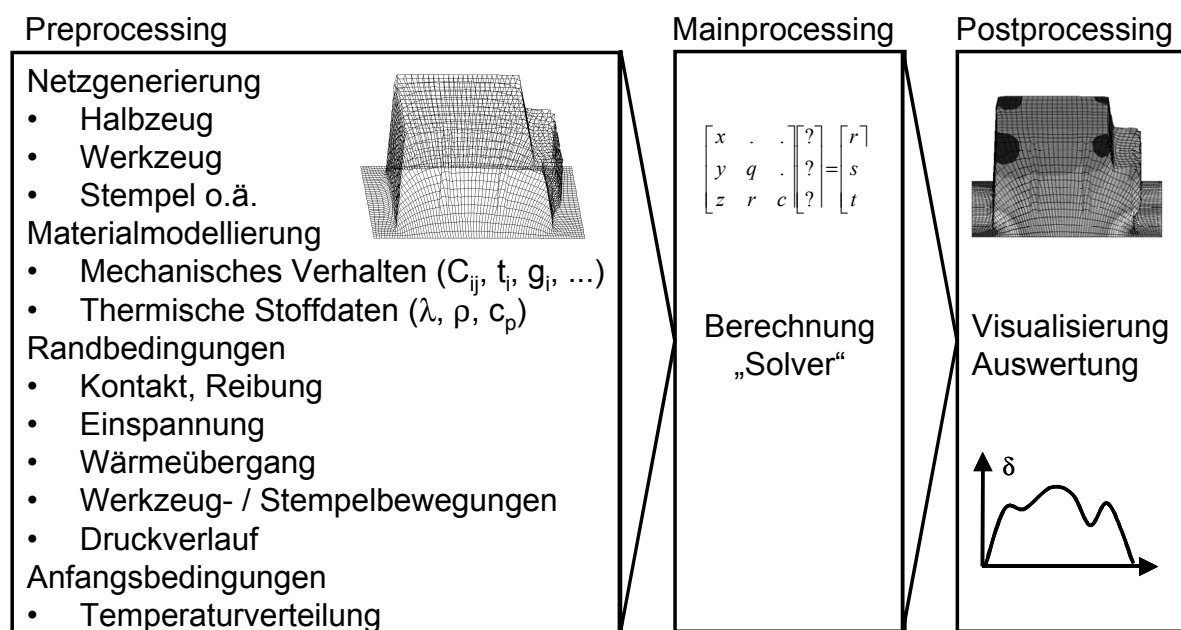


Bild 5.4 Schritte der Finite-Elemente-Umformsimulation

Fig. 5.4 Steps of Finite-Element deformation simulation

Dem Preprocessing folgt das Mainprocessing, das weitestgehend ohne Eingriffe des Bediener vom Computer übernommen wird, und zwischen wenigen Minuten und einigen Tagen Rechenzeit dauern kann. Die Rechenzeit wird dabei von der Komplexität des Modells, der Anzahl der Freiheitsgrade und der Rechenleistung des Computers bestimmt. Oft führen Instabilitäten zum vorzeitigen Abbruch der Rechnung. Numerische Berechnungsparameter oder das FE-Netz müssen dann geändert werden, um schließlich ein verwertbares Ergebnis zu erhalten.

Die Visualisierung der Ergebnisse folgt im Postprocessing. Es können Deformationsstufen und Konturbilder mit Lösungsgrößen wie der Wanddickenverteilung oder der Temperaturverteilung dargestellt werden. Außerdem können die Lösungsgrößen für jeden Knoten des FE-Netzes zum Vergleich mit Messungen auch numerisch ausgegeben werden.

5.4 Beispiele

5.4.1 Einfaches Becherwerkzeug

Das axialsymmetrische Finite-Elemente-Modell für den in Kapitel 4 verwendeten Becher mit 22 mm Tiefe ist in Bild 5.5 dargestellt. Aus Symmetriegründen wird nur der Schnitt durch eine Werkzeughälfte betrachtet.

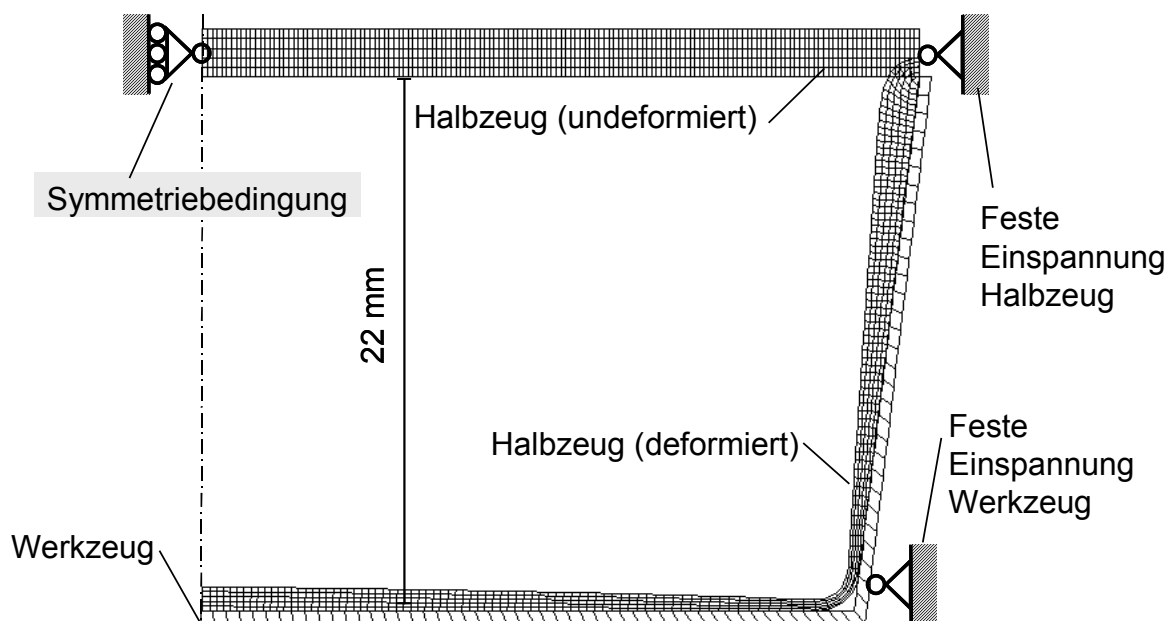


Bild 5.5 Axialsymmetrisches Finite-Elemente-Modell für einen Becher mit 22 mm Tiefe

Fig. 5.5 Axial symmetric Finite-Element model for a cup with 22 mm depth

Das Halbzeug ist mit 5 Elementen über der Dicke und 150 Elementen in der Halbzeugebene diskretisiert. Die mechanischen Randbedingungen sind ebenfalls gezeigt. Auf der Symmetrieachse befindliche Knoten dürfen sich nur auf dieser bewegen. Auch ihr rotatorischer Freiheitsgrad ist eingeschränkt. Das Werkzeug ist fest eingespannt und kann sich weder translatorisch bewegen noch drehen. Deutlich zu erkennen ist ein wesentlicher Nachteil von Kontinuumsnetzen für die Simulation des Thermoformverfahrens: An der Dünnstelle in der Becherecke treten Elemente auf, die sehr breit gegenüber ihrer Dicke sind. Dies kann zu Instabilitäten und Ungenauigkeiten in der Lösung führen. Solche Verzerrungen können nur verhindert werden, wenn mehr Elemente verwendet werden, was dann aber die Rechenzeit verlängert. Eine weitere Möglichkeit ist die der adaptiven Netzverfeinerung, -entzerrung oder Neuvernetzung /ABA99b/, die beim hier verwendeten ABAQUS/Standard zur Zeit nicht zur Verfügung steht.

Die Umformstufen für dieses Modell zeigt Bild 5.6. Die Halbzeugtemperatur ist in Graustufen dargestellt. Das Netz des Werkzeuges ist aus Gründen der Übersichtlichkeit nicht dargestellt.

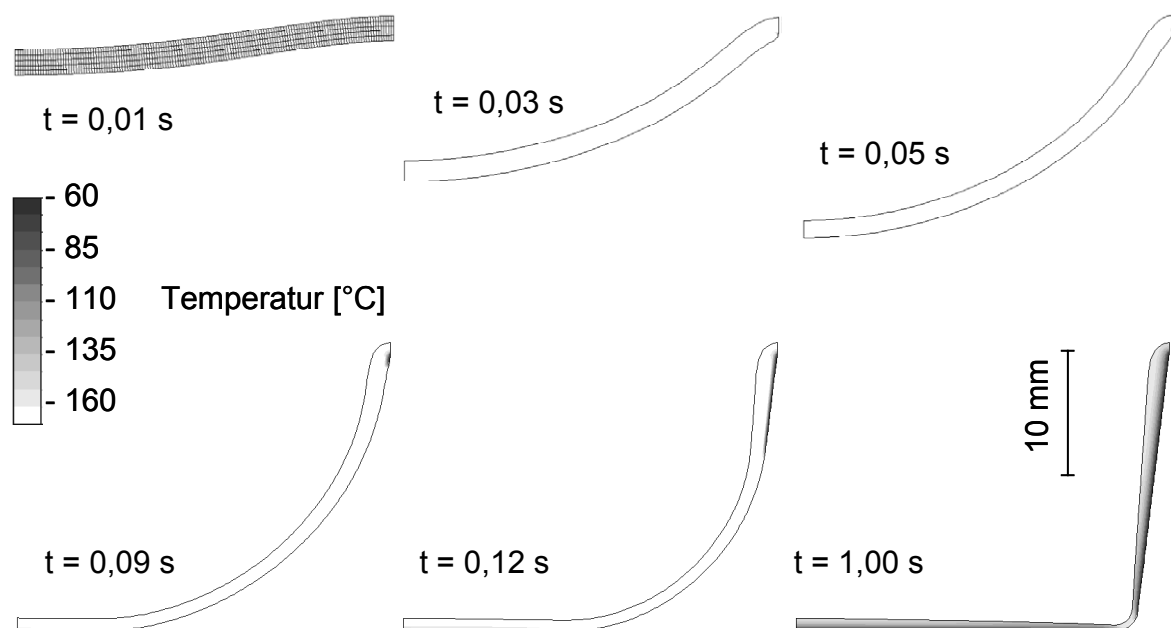


Bild 5.6 Berechnete Umformstufen für einen axialsymmetrischen Becher mit 22 mm Tiefe

Fig. 5.6 Calculated deformation stages for the axial symmetric cup with 22 mm depth

Man erkennt deutlich einen Einspanneffekt: Der Kunststoff bildet nicht die bei Vernachlässigung des Einspanneffektes zu erwartende Kugelkalottenform aus, sondern zeigt einen Wen-

depunkt. Dort, wo der Kunststoff am Werkzeug anliegt, beginnt die Abkühlung. Schon nach 1,0 s ist ein ausgeprägter Temperaturgradient über der Dicke vorhanden.

Ein Nachteil von Kontinuumsnetzen gegenüber Schalennetzen ist, dass die Wanddickenverteilung nicht als Attribut der Elemente direkt zur Verfügung steht. Sie muss aus den Koordinaten der Knoten der deformierten Struktur berechnet werden. Ein Algorithmus dazu ist in /Mic98/ beschrieben. Die berechnete Wanddickenverteilung ist den entlang des Bechers gemessenen Werten in Bild 5.7 gegenübergestellt. Man erkennt die charakteristische Dickstelle in Becherbodenmitte und die Dünnstelle in der Ecke. Die Übereinstimmung von Simulation und Messung ist sehr gut. Auch die Unterschiede zwischen den beiden verwendeten Materialien SAN-h und SAN-n aus Versuchsreihe V2 werden richtig wiedergegeben (vgl. Kapitel 4.2).

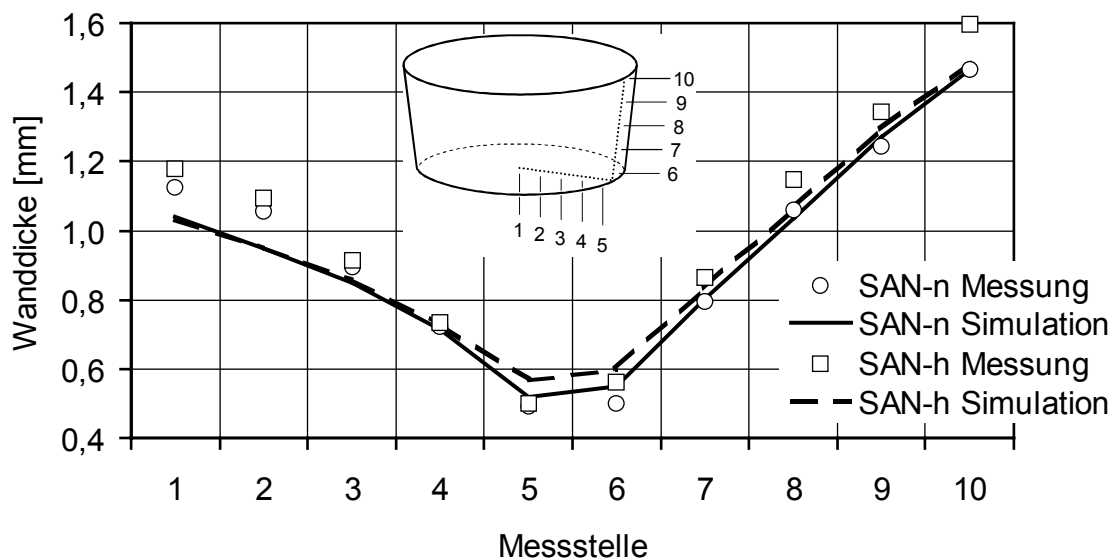


Bild 5.7 Berechnete und gemessene Wanddickenverteilung für einen Becher mit 22 mm Tiefe

Fig. 5.7 Calculated and measured wall thickness distribution for the axial symmetric cup with 22 mm depth

5.4.2 Becherwerkzeug mit Stempelumformung

Um eine gleichmäßigere Wanddickenverteilung von Bechern zu erzielen, wird meistens ein Vorstreckstempel verwendet. Dieser Stempel wirkt auf zwei Wegen: Zum einen kühlt der meist nicht temperierte Stempel das Halbzeug lokal ab, so dass es sich dort weniger leicht verformen lässt. Zum anderen deformiert der Stempel den Kunststoff anhand von Normal- und Reibkräften. Aus diesem Grund nimmt neben der Geometrie des Stempels sowohl sein

thermisches als auch sein tribologisches Verhalten gegenüber dem Kunststoff Einfluss auf den Prozess. Die Abschätzung des Wärmeübergangskoeffizienten zu Stempel und Werkzeug erfolgt in Anlehnung an Arbeiten von *Schmidt*, die für das Extrusionsblasformverfahren durchgeführt wurden, und ist im Anhang (Kapitel 10.3) näher erläutert /Sch99/.

Bild 5.8 zeigt das Modell einer Stempelumformung für einen 40 mm tiefen Becher und einen kugelförmigen Vorstreckstempel. Die Umformstufen zeigen zunächst die Vorstreckung durch den Stempel. Nach 0,32 s hebt sich der Kunststoff durch den zugeschalteten Blasdruck vom Stempel ab und legt sich an das (nicht dargestellte) Werkzeug an.

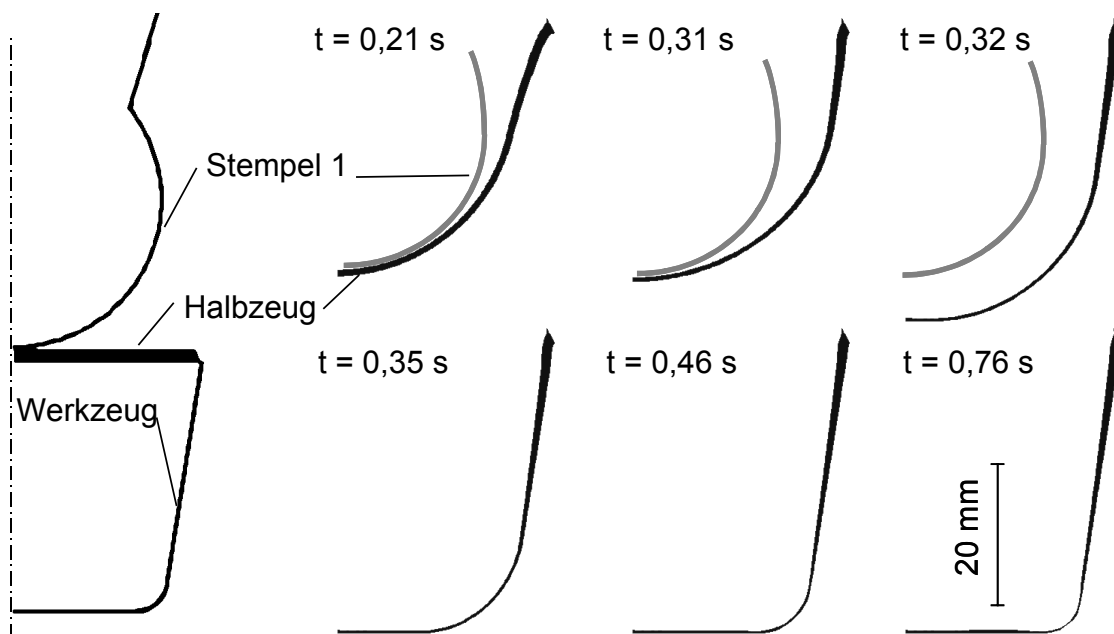


Bild 5.8 Berechnete Umformstufen für einen axialsymmetrischen Becher mit kugelförmigem Stempel

Fig. 5.8 Calculated deformation stages for an axial symmetric cup with spherical plug

Die berechnete Wanddickenverteilung ist für drei Fälle in Bild 5.9 dargestellt:

1. Der Stempel besteht aus einem Glasschaum (Syntactic Foam, Firma Dosey, Burscheid, „Glasstempel“), der wegen seiner extrem niedrigen Dichte (128 kg/m^3) und Wärmeleitfähigkeit ($<0,1 \text{ W/mK}$ bei $20 \text{ }^\circ\text{C}$) praktisch als thermischer Isolator betrachtet werden kann. Die Stempeltemperatur beträgt $20 \text{ }^\circ\text{C}$.
2. Der Stempel besteht aus Aluminium, das dem Kunststoff signifikant Wärme entziehen kann, und hat eine Temperatur von $20 \text{ }^\circ\text{C}$.

3. Der Stempel besteht aus Aluminium und hat eine Temperatur von 50 °C.

Die mit dem Glasschaumstempel erzielte Wanddickenverteilung ist sehr gleichmäßig. Der Boden ist allerdings etwas dünner als beim Aluminiumstempel, der den Kunststoff im Bodenbereich stark abkühlt, so dass er sich im Weiteren nicht mehr so stark deformiert. Für die Ausformung der Ecke steht dadurch allerdings zu wenig Material zur Verfügung, so dass diese sehr stark verstreckt wird. Ein Einfluss durch die auf 50 °C erhöhte Stempeltemperatur lässt sich nicht feststellen.

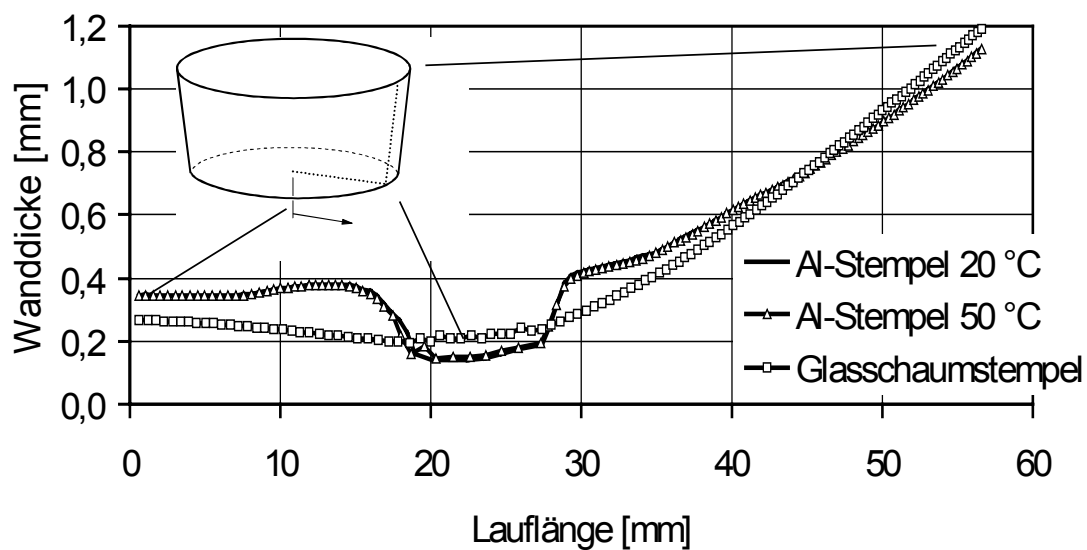


Bild 5.9 Berechnete Wanddickenverteilung für unterschiedliche Stempelmaterialien und -temperaturen

Fig. 5.9 Calculated wall thickness distribution for different plug materials and temperatures

Auch die Stempelgeometrie hat einen Einfluss auf die Wanddickenverteilung. Bild 5.10 zeigt die berechneten Umformstufen für den selben Becher jedoch mit einem kegelstumpfförmigen Stempel aus Aluminium. Im Vergleich zum kugelförmigen Stempel liegt eine wesentlich größere Fläche des Halbzeugs am Stempel an und ist damit der Kühlwirkung ausgesetzt. Daher erstaunt es nicht, dass bei diesem Stempel der Boden des Bechers noch dicker ausfällt als mit dem runden Stempel, wie das Diagramm in Bild 5.11 zeigt. Die extreme Dünnschicht kann aber auch mit diesem Stempel nicht verhindert werden.

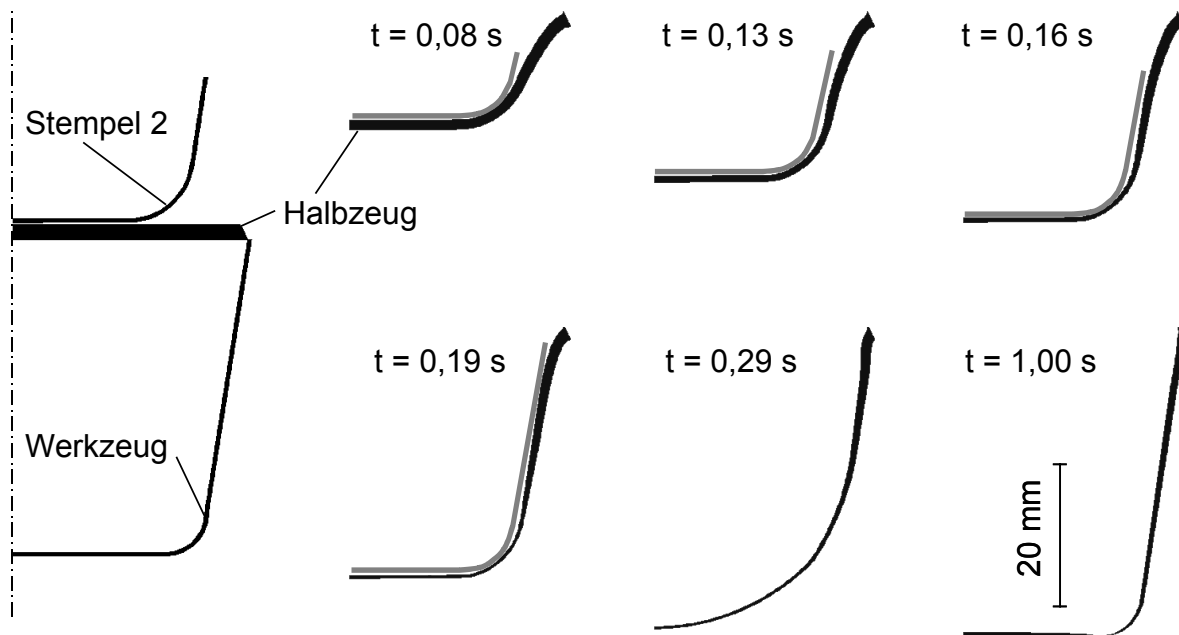


Bild 5.10 Berechnete Umformstufen für einen axialsymmetrischen Becher mit kegelförmigem Stempel aus Aluminium

Fig. 5.10 Calculated deformation stages for an axial symmetric cup with conical aluminium plug

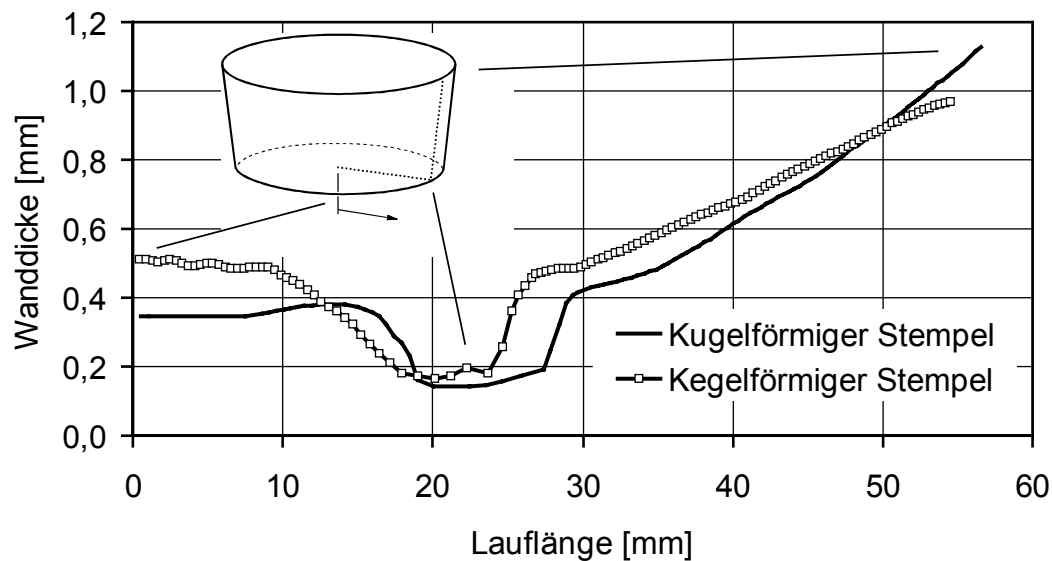


Bild 5.11 Berechnete Wanddickenverteilung für unterschiedliche Stempel

Fig. 5.11 Calculated wall thickness distribution for different plug geometries

5.4.3 Kapselblisterhof

Einfache dreidimensionale Umformungen können noch effektiv mit ABAQUS/Standard berechnet werden, wie in diesem Kapitel für einen Kapselblisterhof gezeigt wird.

Medikamente in Tabletten- oder Kapselform werden meistens in sogenannten Blistern verpackt. Jede einzelne Tablette oder Kapsel erhält dabei einen geschlossenen Blisterhof, in dem sie vor eindiffundierenden, haltbarkeitsverkürzenden Stoffen wie Wasserdampf und Sauerstoff optimal geschützt sind. Die Blisterhöfe werden im Thermoformverfahren hergestellt und nach dem Befüllen mit einer Aluminiumschicht versiegelt, durch die das Medikament leicht ausgedrückt werden kann. Deswegen wird diese Art der Verpackung auch Durchdrückblister genannt. Die Aluminiumschicht ist im Gegensatz zum Kunststoffblisterhof völlig diffusionsdicht. Damit durch die Gesamtfläche des Blisterhofs bei minimalem Materialeinsatz möglichst wenig Wasserdampf und Sauerstoff diffundieren kann, muss die Wanddickenverteilung sehr gleichmäßig sein. Zur Herstellung von Blisterverpackungen wird PP, PVC und PVDC verwendet, bei sehr hohen Ansprüchen an die Gesamtdiffusionsdichtigkeit z.B. für tropensichere Verpackungen auch Mehrschichtfolien mit Sperrschichten, z.B. aus EVOH /Wol00/.

Das Finite-Elemente-Modell für einen ovalen Kapselblisterhof ist in Bild 5.12 dargestellt.

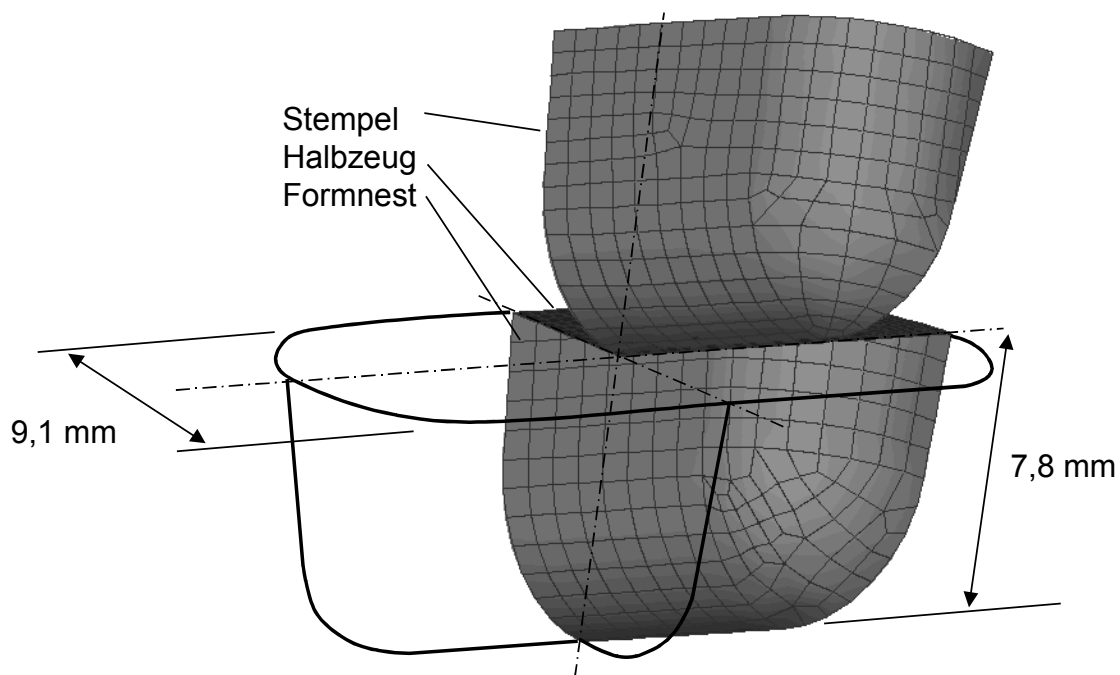


Bild 5.12 Viertelmodell einer Kapselblisterhofkavität

Fig. 5.12 Quarter model of a pill blister cavity

Aus Symmetriegründen wird nur ein Viertelsegment betrachtet. Stempel, Formnest und Halbzeug sind mit vierknötigen Schalenelementen vernetzt. Da die Elemente für das Werkzeug und den Stempel nicht deformiert werden, tragen sie nicht zur Größe des FE-Modelles und damit der Rechenzeit bei. Sie werden mit sogenannten Rigid-Elementen versehen, die ledig-

lich verschoben (bzw. rotiert) werden können. Das Halbzeug ist mit 329 Elementen vernetzt. Die gesamte Umformung kann auf einer UNIX-Workstation (DEC alpha, 500 MHz) in 2-3 Stunden berechnet werden.

Für die Herstellung des Blisterhofs kommen prinzipiell alle drei klassischen Thermoformverfahrensvarianten in Frage: Die Negativformung mit Druckluft mit und ohne Stempelvorverstretchung sowie die Positivformung. Bild 5.13 zeigt die berechneten Umformstufen für die Umformung mit Stempel und Druckluft für eine 250 μm dicke PVC-Folie. Nach 79 ms ist der Stempel in seiner Endposition und die Druckluft bereits teilweise zugeschaltet. Nach 150 ms ist die Ausformung vollständig abgeschlossen. Im äußeren Bodenbereich des Blisterhofs hat sich eine deutliche Dünnstelle ausgebildet, die an den dunklen Konturen zu erkennen ist. Die dünnste Stelle ist noch ca. 50 μm dick gegenüber einer Ausgangswanddicke von 250 μm . Bei einer idealen (völlig gleichmäßigen) Verteilung betrüge die Dicke für diese Blistergeometrie 110 μm .

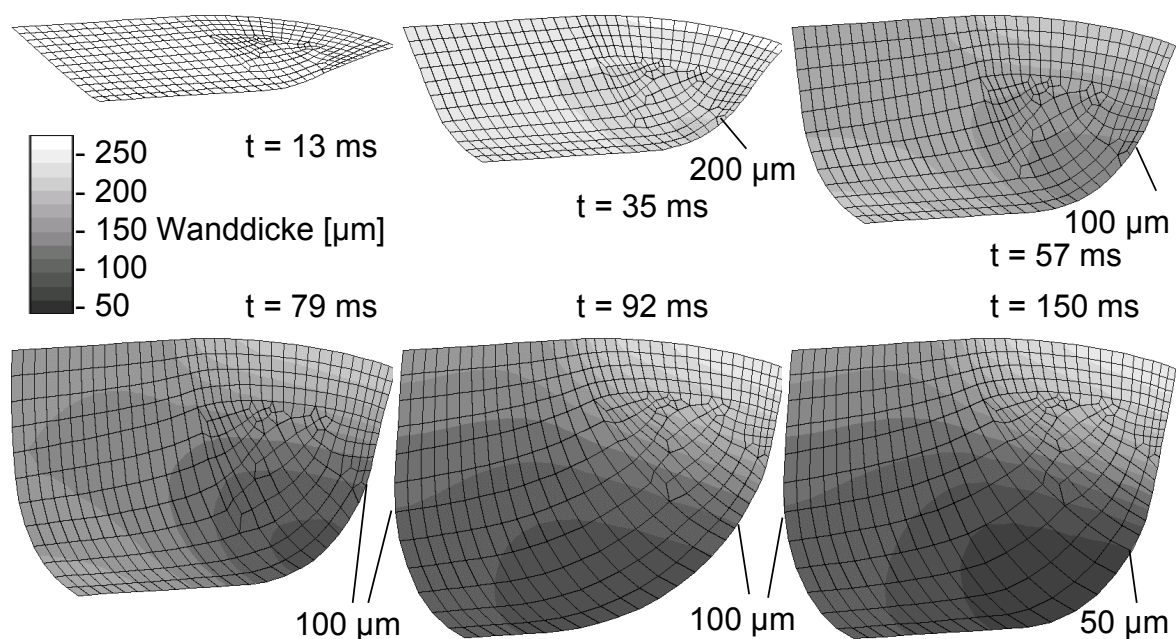


Bild 5.13 Berechnete Umformstufen für einen Kapselblisterhof (Negativformen mit Stempel)

Fig. 5.13 Calculated deformation stages for the pill blister (female plug assist forming)

In Bild 5.14 sind die berechneten Wanddickenverteilungen für die unterschiedlichen Prozessvarianten entlang des langen Symmetrieschnittes durch den Blisterhof gegenübergestellt. Für das Positivformen ergibt sich eine dickere Dünnstelle und ein wesentlich dickerer Boden als

für das Negativformen. Zwischen dem Negativformen mit und ohne Vorstreckstempel berechnet man mit der Simulation keine Unterschiede, da wie oben diskutiert thermische Effekte - insbesondere die Kühlwirkung des Stempels - nicht berücksichtigt werden können. Die Gegenüberstellung mit Messwerten zeigt, dass dies keine zulässige Vereinfachung ist, wie auch andere Autoren fanden /Lap99/. Die gemessenen Wanddicken für das Negativformen stimmt zwar sehr gut mit den berechneten Werten überein, der Boden der Blisterhöfe mit Stempelvorverstretchung ist aber wesentlich dicker als berechnet, da der Stempel der Folie in diesem Bereich Wärme entzieht und sie dort so weniger verstretcht wird. Die Seiten werden daher stärker verstretcht, weshalb hier die gemessenen Werte deutlich unter den berechneten liegen. Die berechnete Verteilung für das Positivformen zeigt einen deutlich dickeren Boden und dünneren Seitenbereich. Die Messwerte zeigen aber auch hier, dass diese Umlagerung wegen des Kühleffektes wesentlich stärker ausfällt als berechnet.

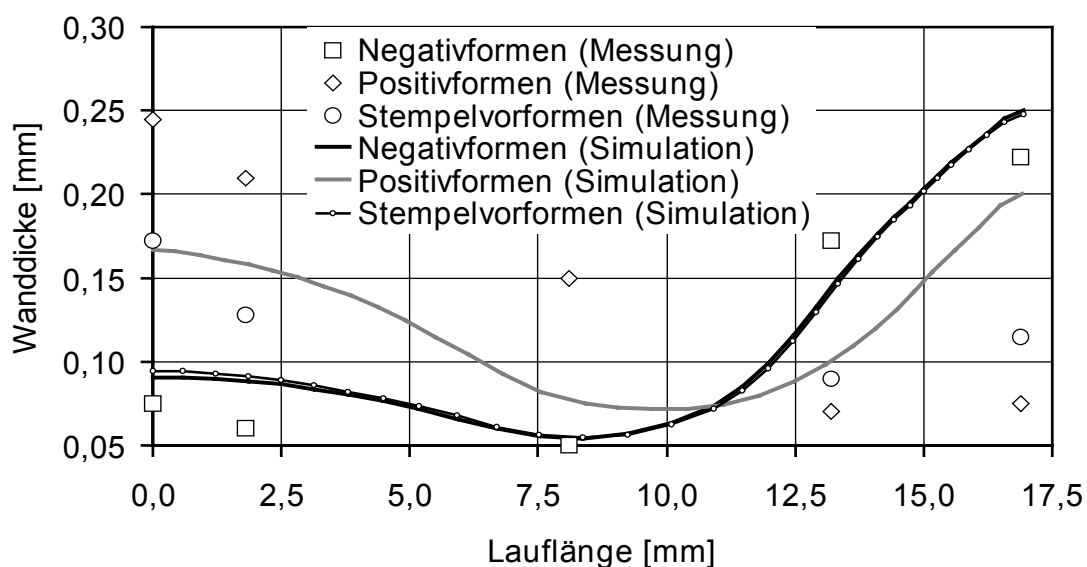


Bild 5.14 Berechnete und gemessene Wanddickenverteilung für unterschiedliche Verfahrensvarianten

Fig. 5.14 Calculated and measured wall thickness distribution for different process variants

5.4.4 Badewanne

Deutlich komplexer als der zuvor vorgestellte Blisterhof ist die in diesem Kapitel diskutierte Badewanne. Das verwendete Finite-Elemente-Netz für das Werkzeug ist in Bild 5.15 dargestellt /Han98/. Aufgrund der Symmetrieebene in der Mitte des Bauteils wird nur eine Hälfte

modelliert. Das 4 mm dicke Halbzeug aus PMMA ist mit 3528 Elementen vernetzt. Es ist oberhalb des Wannenrandes angeordnet. Für die Umformung wird zunächst das Unterwerkzeug wie beim Positivformen in das Halbzeug hineingefahren. Die Ausformung der Details sowie des eigentlichen Wannenkörpers erfolgt dann über ein angelegtes Vakuum. Die gesamte Umformsimulation dauert trotz der deutlich höheren Elementanzahl mit ABAQUS/Explicit nicht länger als die Ausformung des Blisterhofs mit ABAQUS/Standard.

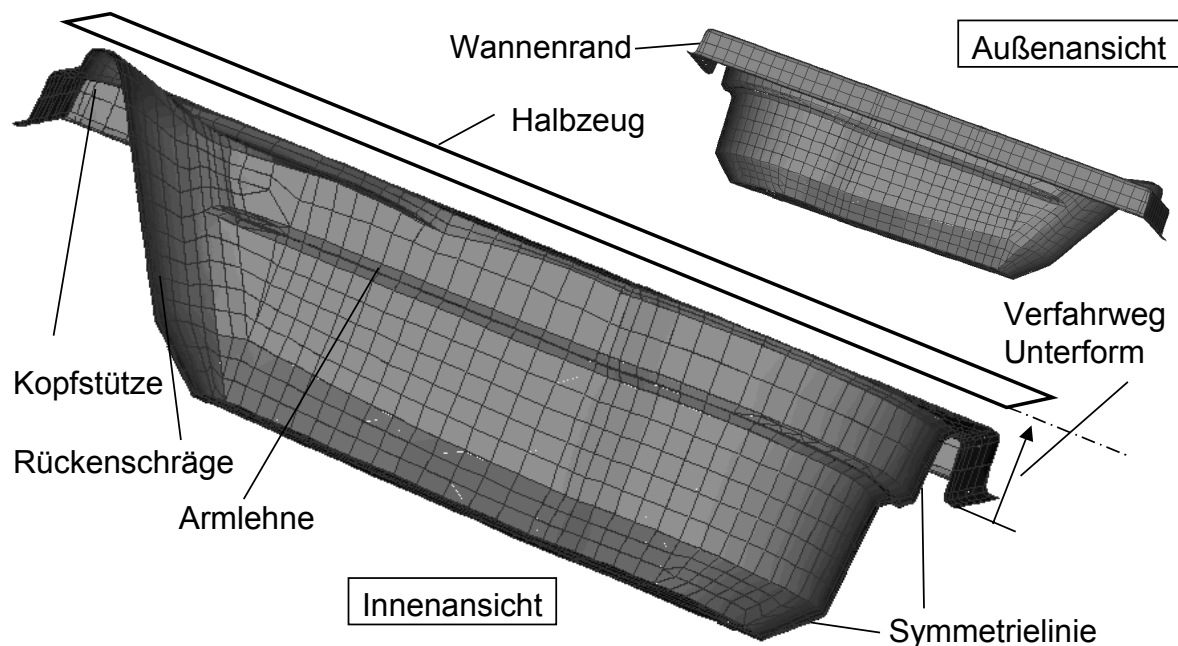


Bild 5.15 Finite-Elemente-Netz für ein Badewannenwerkzeug

Fig. 5.15 Finite-Element mesh of a bath tub mould

Die berechneten Umformstufen für die Badewanne sind in Bild 5.16 dargestellt. Nach 1,4 s ist das Werkzeug vollständig in das Halbzeug eingefahren, das sich über den Rand des Werkzeuges spannt. Die Ausformung ist nach 3,5 s beendet. Die berechnete Wanddickenverteilung ist in Bild 5.17 anhand einer Konturdarstellung gezeigt.

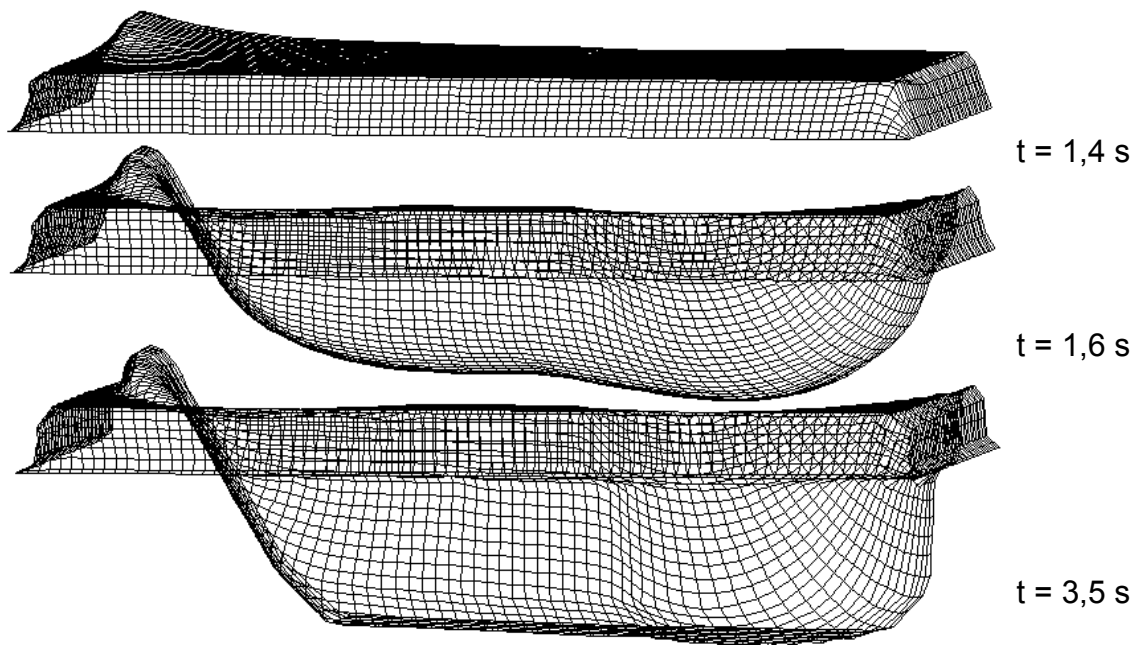


Bild 5.16 Umformstufen für die Badewanne

Fig. 5.16 Deformation stages of the bath tub

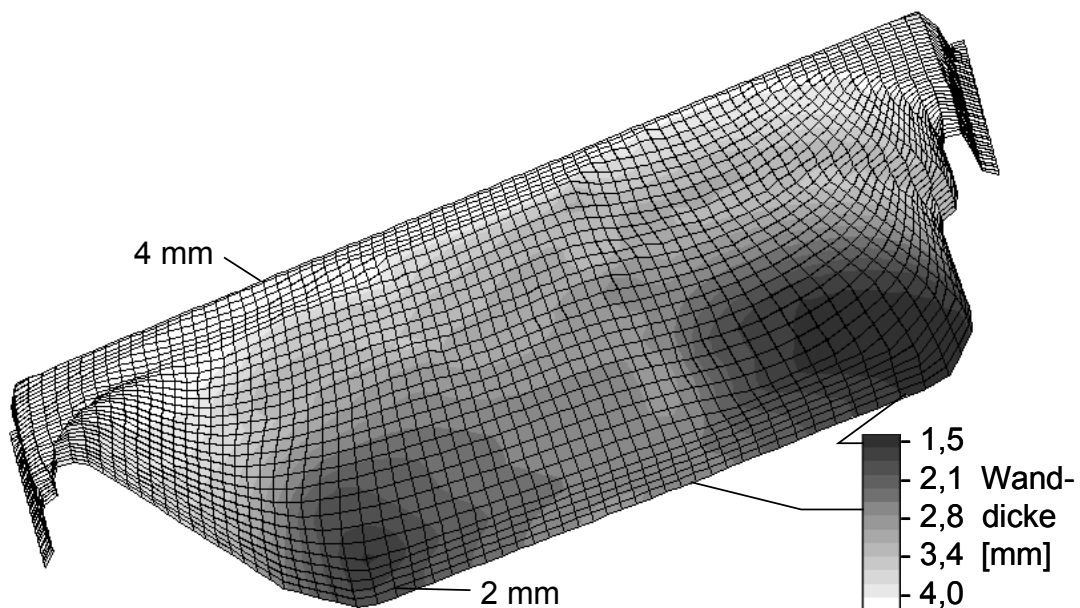


Bild 5.17 Wanddickenverteilung der Badewanne

Fig. 5.17 Wall thickness distribution of the bath tub

Im Fußbereich der Wanne findet sich die dünnste Dünnstelle mit 1,5 mm Wanddicke. Eine weitere Dünnstelle befindet sich dort, wo die Rückenschräge auf den Boden der Wanne trifft. An dieser Stelle bleibt jedoch eine Wanddicke von 1,9 mm erhalten, wie Bild 5.18 zu entnehmen ist. Dort ist die Wanddickenverteilung entlang der Symmetrielinie aufgetragen.

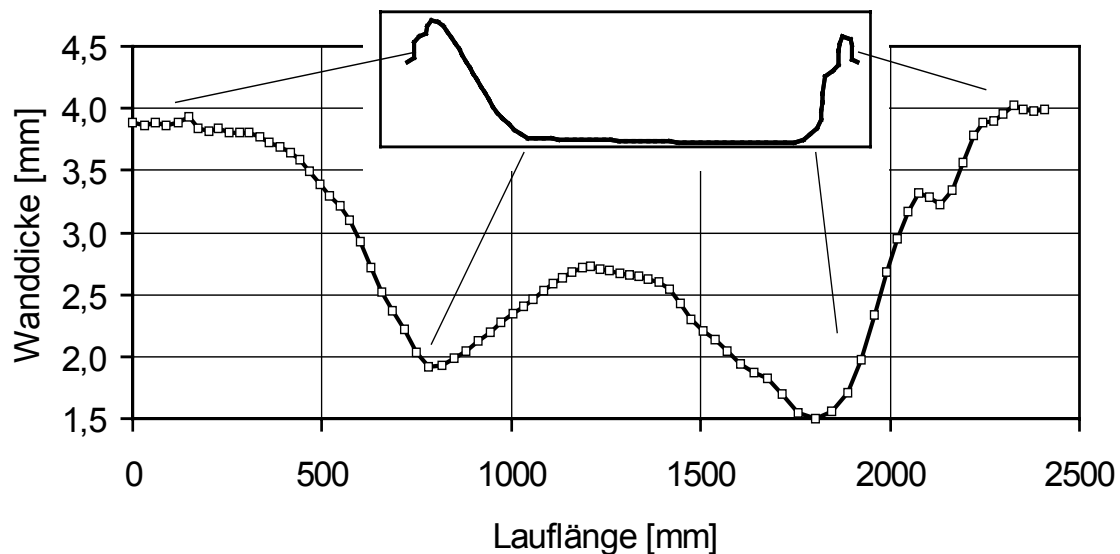


Bild 5.18 Wanddickenverteilung der Badewanne entlang der Symmetrielinie

Fig. 5.18 Wall thickness distribution of the bath tub along line of symmetry

5.4.5 Kühltanksinnengehäuse

Auch Kühltanksinnengehäuse werden im Thermoformverfahren hergestellt. Da sie das Innere des Kühltanks auskleiden sollen, muss die Innenseite genau abgeformt werden, während die Außenseite beim späteren Gebrauch mit Isolationsmaterial umschäumt wird, und daher nicht zu sehen ist. Daher werden diese Bauteile im Positivformverfahren hergestellt. Sie bestehen aus ABS oder schlagzähmodifiziertem PS (sogenanntes High-Impact-Polystyrol, HI-PS) wegen des niedrigen geforderten Gebrauchstemperaturbereichs, in dem das Material nicht spröde sein darf.

Die Fertigung von Kühltanksinnengehäusen im Positivformverfahren ergibt nur dann eine akzeptable Wanddickenverteilung, wenn das Halbzeug vorgeblasen wird /NN98a/. Die Vorblashöhe wurde in /Bor98/ als der Prozessparameter identifiziert, der die Wanddicke am meisten beeinflusst. Die Werkzeug- und Halbzeugtemperatur haben demgegenüber nur einen kleinen Einfluss, Parameter wie Heizgeschwindigkeit und Verzögerungszeiten beim Einfahren des Werkzeugs praktisch keinen.

Für die Simulation des Verfahrens ist also die Berechnung der Vorblasphase ebenso wichtig wie die der eigentlichen Ausformung. Bild 5.19 zeigt das dazu verwendete Finite-Elemente-Netz. Das Bauteil ist gegenüber seiner späteren Einbaulage um 90 ° gedreht, so dass es mit der Öffnung nach unten liegt. Der Boden des Innengehäuses, an dem sich eine Aussparung für das

Kühlaggregat befindet, ist rechts im Bild gezeigt. Die spätere Hinterwand des Bauteils liegt im Prozess oben. Das Halbzeug ist zunächst oberhalb des Werkzeugs angeordnet und fest eingespannt. Das Werkzeug befindet sich in einem druckdichten Kasten, so dass von unten ein Vordruck auf das Halbzeug ausgeübt werden kann. Alternativ kann auch mit einer über dem Halbzeug angeordneten Vakuumblocke gearbeitet werden. Die Vorblasphase ist dann beendet, wenn eine bestimmte Vorblashöhe erreicht ist. Dies erkennt die Thermoformmaschine normalerweise automatisch durch eine Lichtschranke. Wird diese von der Blase durchbrochen, wird keine weitere Vorblasluft zugeführt und gleichzeitig oder nach einer einstellbaren Verzögerungszeit die Werkzeugbewegung ausgelöst.

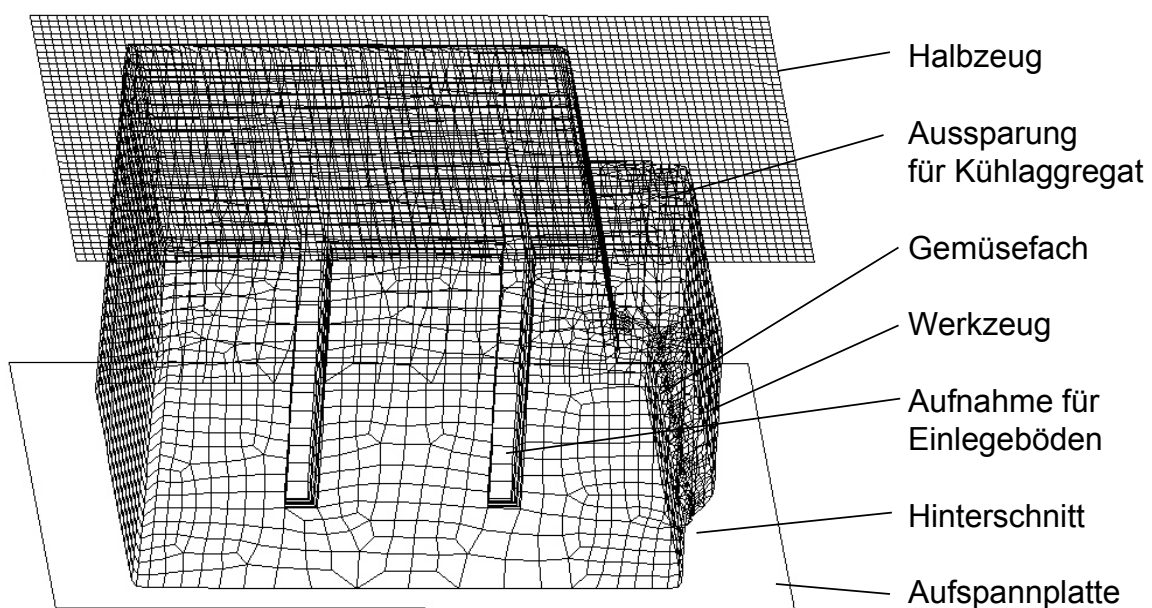


Bild 5.19 *Finite-Elemente-Modell für ein Kühlschrannengehäuse*

Fig. 5.19 *Finite-Element model for a refrigerator inliner*

Die berechneten Umformstufen für den gesamten Umformvorgang sind in Bild 5.20 dargestellt. Nach ca. 4 s ist die Vorblashöhe erreicht, und nach 5 s erfolgt der erste Kontakt zwischen der Blase und dem Werkzeug. Sobald das Werkzeug vollständig ausgefahren ist, wird ein Vakuum angelegt, das die zwischen Kunststoff und Werkzeug befindliche Luft über Entlüftungsbohrungen und -kanäle im Werkzeug absaugt. Der Formvorgang ist nach 10 s abgeschlossen.

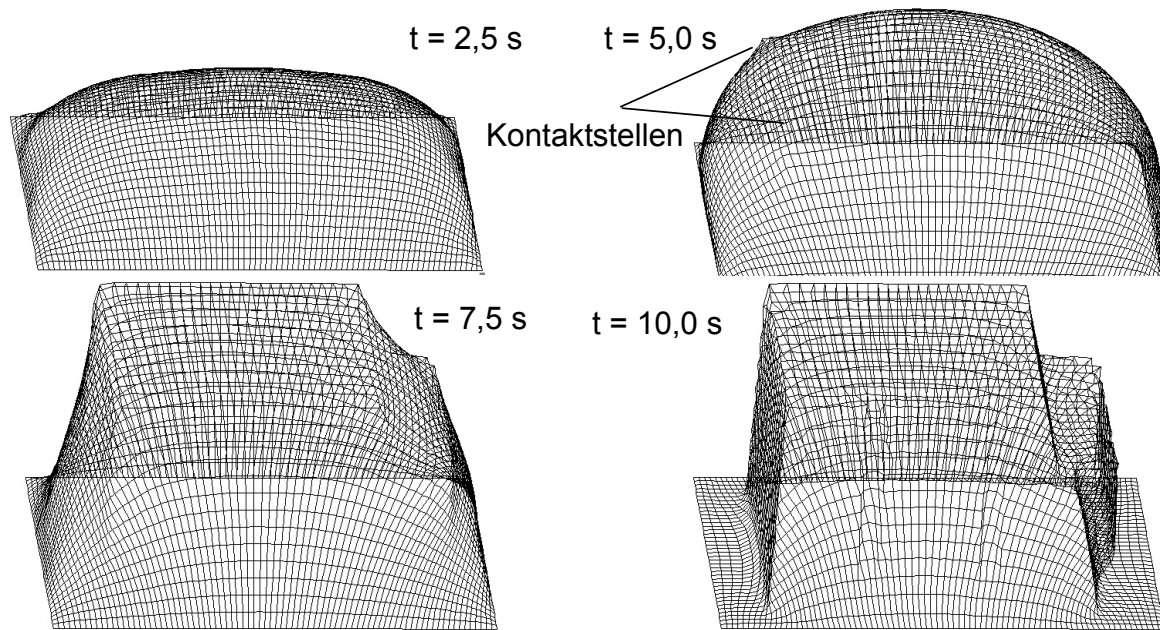


Bild 5.20 Umformstufen für das Kühlschrannengehäuse

Fig. 5.20 Deformation stages for the refrigerator inliner

Die berechnete Wanddickenverteilung ist in Bild 5.21 für das gesamte Bauteil dargestellt. Man erkennt Dünnstellen von 0,42 mm im Bereich der Ecken des Gehäuses. Die Ausgangswanddicke betrug 3 mm. Die Abformgenauigkeit des FE-Netzes ist im Bereich der Aufnahmeschienen für die Einlegeböden sehr schlecht. Wenn an dieser Stelle detaillierte Ergebnisse benötigt werden, muss mit einem feineren FE-Netz gerechnet werden. Auffällig ist auch die sehr zackige Netzstruktur an der rechten mittleren Stufe im Bauteil. Die Ursache ist ein Effekt, der typisch ist für Kontaktprobleme zwischen Schalenstrukturen und einem konvexen Körper: Einige Knoten der deformierbaren Struktur „verhaken“ sich am Netz des Werkzeuges, anstatt über die entsprechende Kante zu rutschen. Da Kontaktbedingungen nur für Knoten, nicht aber für Elementkanten geprüft werden, scheinen die Elementkanten auch teilweise in den Werkzeugkörper einzudringen. Auch dies führt zu einer ungenauen Abbildung der Kante.

In Bild 5.22 ist die berechnete Wanddickenverteilung der gemessenen entlang der Symmetrieachse gegenübergestellt. Die Dicke der Rückwand wird von der Simulation etwas überschätzt, was möglicherweise auf den gerade beschriebenen Effekt des „Verhakens“ der Knoten zurückgeführt werden kann. Die lokalen Minima im Bereich des Hinterschnitts und des Oberseits des Gehäuses werden nicht richtig berechnet. Als Fehlerquelle kommt hier vor allem die als konstant betrachtete Halbzeugtemperatur in Frage, die verwendet wurde, da die tatsächliche Verteilung nicht bekannt ist.

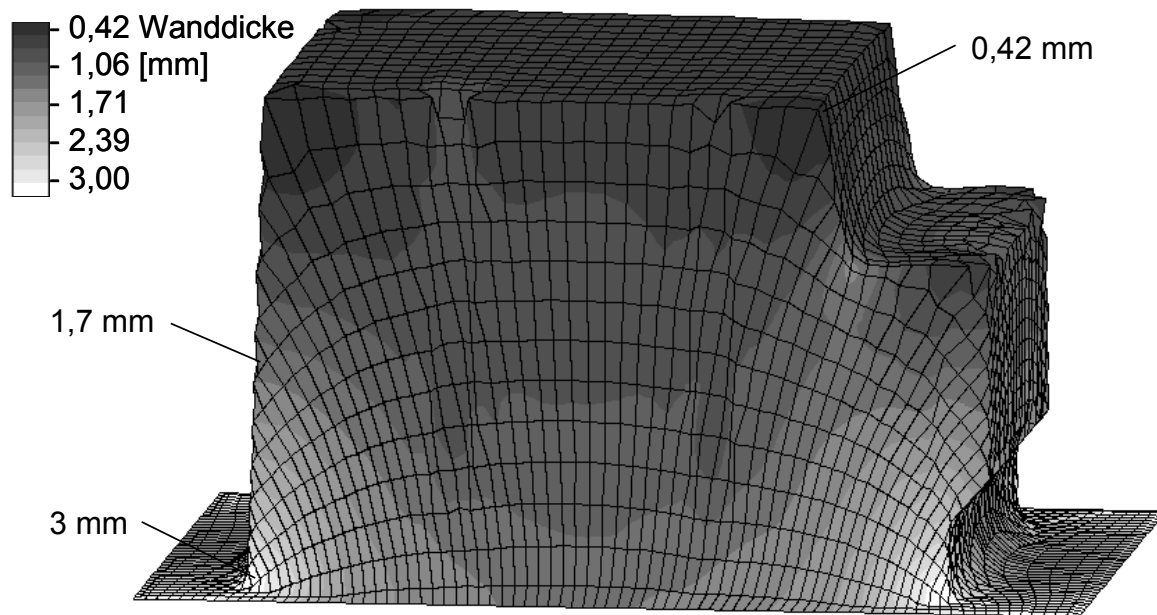


Bild 5.21 Wanddickenverteilung für das Kühlschranksinnengehäuse

Fig. 5.21 Wall thickness distribution for the refrigerator inliner

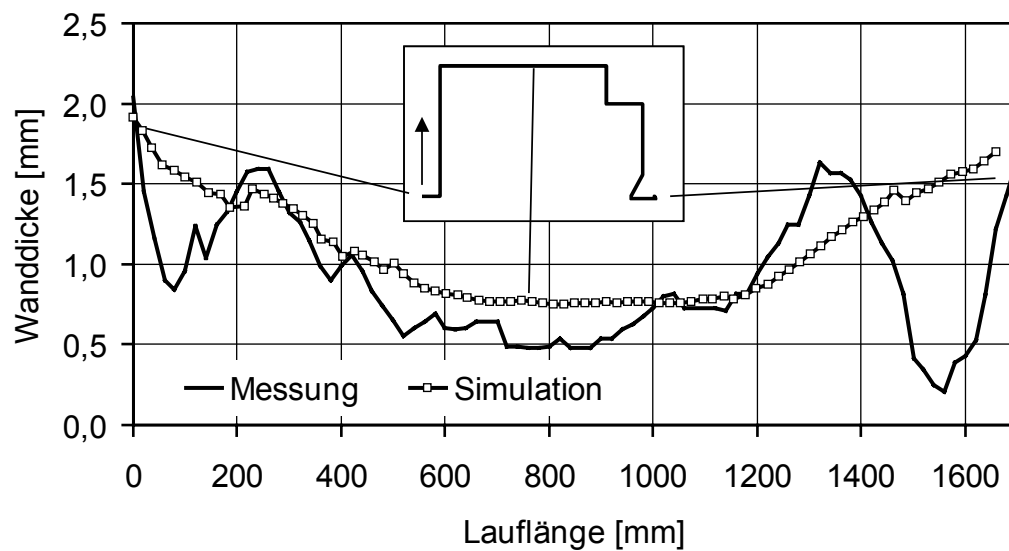


Bild 5.22 Wanddickenverteilung für das Kühlschranksinnengehäuse entlang der Symmetrielinie

Fig. 5.22 Wall thickness distribution for the refrigerator inliner along line of symmetry

5.5 Optimierung der Wanddickenverteilung

Basierend auf der Simulation von Umformverfahren können Grundeigenschaften wie die Wanddickenverteilung von Bauteilen vorab optimiert werden, bevor zeit- und kostenaufwendige Versuche durchgeführt werden müssen und Werkzeugkosten anfallen. Dazu kann der Ingenieur den Prozess „manuell“ optimieren, d.h. die als signifikant erkannten Einflussgrößen am Rechner so ändern, dass ein optimiertes Produkt entsteht. Je größer die Anzahl der Einflussgrößen wird, umso schwerer fällt diese manuelle Optimierung, insbesondere wenn die Prozessgrößen sich gegenseitig beeinflussen und nicht linear mit den Bauteileigenschaften korreliert sind. Dies ist bei den genannten Umformprozessen immer der Fall. Erhöht man beim Thermoformen z.B. die Halbzeugtemperatur lokal, um eine Dickstelle im Bauteil zu vermeiden, wird sich der Umformprozess derart ändern, dass andere Bereiche auch betroffen sind. Auch eine lokale Temperaturerhöhung ist nur begrenzt möglich, da beispielsweise ein bestimmter Strahler mit mehr Leistung angesteuert werden muss, der auch andere Bereiche zusätzlich erwärmt.

Daher bietet es sich an, die Finite-Elemente-Simulation in einen automatischen Optimierungsalgorithmus einzubinden, um die Auswirkungen geänderter Prozessgrößen auf die Bauteileigenschaften richtig abbilden zu können. So fand *Wüst* für das Extrusionsblasformen eines Kunststoffkraftstoffbehälters eine optimale Vorformlingsgeometrie, die anhand einer axialen Wanddickensteuerung realisiert werden kann */Wüs99/*. Eine automatische Optimierung der Wanddickenverteilung beim Streckblasformen gelang *Abach*, indem er die Wanddickenverteilung des spritzgegossenen Vorformlings lokal anpasste */Aba98/*.

Für das Thermoformverfahren bietet es sich an, die Temperaturverteilung im Halbzeug als veränderliche Größe zu verwenden. Prinzipiell sind aber auch andere Einflussgrößen denkbar, wie sie in Bild 5.23 aufgelistet sind. Beginnend mit einer Grundeinstellung der Einflussgrößen, also z.B. einer konstanten Temperaturverteilung über der Halbzeugfläche, wird die Umformung berechnet und die resultierende Wanddickenverteilung bewertet. Abweichungen von der Sollwanddicke führen dann zu einer Änderung der gewählten Einflussgrößen. Für den geänderten Prozess wird wiederum die Umformung berechnet und die Wanddickenverteilung bewertet. Dieser iterative Vorgang wird solange wiederholt, bis ein Abbruchkriterium erfüllt ist. Ein Abbruchkriterium ist z.B. das Erreichen der Sollwanddicke (mit einer bestimmten zulässigen Abweichung), die beliebig vorgegeben werden kann. Ein anderes Abbruchkriteri-

um ist erfüllt, wenn keine nennenswerte Verbesserung gegenüber dem letzten Iterationsschritt mehr erfolgt.

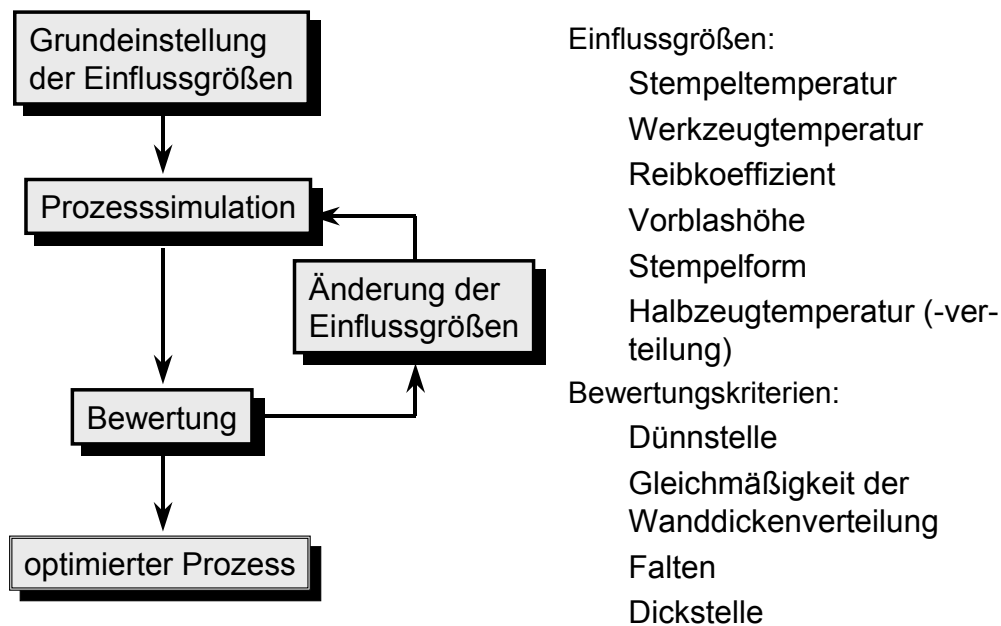


Bild 5.23 Optimierungsalgorithmus für das Thermoformen

Fig. 5.23 Algorithm of optimisation for thermoforming

Die hier verwendete Änderungsvorschrift zur Bestimmung einer optimalen Temperaturverteilung entspricht einem Proportionalregler. Dieser berechnet die Starttemperatur ϑ_{init} aller Knoten des FE-Netzes für den Iterationsschritt $n+1$ aus der relativen Abweichung der lokalen Wanddicke δ_n von der Sollwanddicke δ_{soll} aus der Iteration n nach folgender Beziehung

$$\vartheta_{\text{init},n+1} = \vartheta_{\text{init},n} + h \cdot \frac{\delta_n - \delta_{\text{soll}}}{\delta_{\text{soll}}} \cdot \Delta \vartheta_{\text{max}} \quad (5.3)$$

Dabei gibt $\Delta \vartheta_{\text{max}}$ die Breite des Verarbeitungstemperaturbereiches an. Sollte eine Knotentemperatur die Grenzen des Verarbeitungstemperaturbereiches überschreiten, wird sie auf den jeweiligen Grenzwert gesetzt. Die Proportionalitätskonstante h entscheidet über die Konvergenzgeschwindigkeit der Regelung. Je kleiner sie ist, umso langsamer konvergiert die Lösung; wird sie zu groß gewählt, kann die Rechnung instabil werden. Als Sollwanddicke wird sinnvollerweise die theoretische Wanddicke bei einer völlig gleichmäßigen Wanddickenverteilung verwendet. Sie wird aus dem Verhältnis von Halbzeug- zu Bauteiloberfläche berechnet

$$\delta_{\text{soll}} = \delta_0 \cdot \frac{A_{\text{Halbzeug}}}{A_{\text{Bauteill}}} \quad (5.4)$$

Es ist nicht sinnvoll eine gegenüber diesem Wert erhöhte Sollwanddicke zu verwenden, da global größere Waddicken aufgrund der Volumenerhaltung des Materials nicht erzielt werden können ohne die Ausgangswanddicke δ_0 zu erhöhen. Der Regelalgorithmus wird für eine falsch gewählte Sollwanddicke zwangsläufig instabil. Als Halbzeugoberfläche wird nur die tatsächlich umgeformte Fläche herangezogen, also z.B. das Produkt der Innenmaße des Spanrahmens.

Zunächst wird der Algorithmus an einer einfachen Geometrie erprobt. Dazu wird der in Kapitel 5.4.3 beschriebene Blisterhof mit einer reduzierten Elementanzahl (120) verwendet. Die Rechenzeit für die Umformsimulation der Negativumformung dauert dann nur noch wenige Minuten, so dass der Algorithmus bequem getestet werden kann. Für eine Reglerkonstante $h = 0,1$ wurde so bereits nach 10 Iterationsschritten eine signifikante Verbesserung der Waddickenverteilung erzielt. In Bild 5.24 ist für die ersten 20 Iterationsschritte sowie für den vierundachtzigsten, nach dem das Abbruchkriterium erreicht wurde, die Waddickenverteilung des Blisterhofs entlang des Längsschnittes aufgetragen. Für die Startberechnung mit homogenem Temperaturprofil ergibt sich die ausgeprägte Waddickenverteilung, wie sie bereits in Kapitel 5.4.3 diskutiert worden ist.

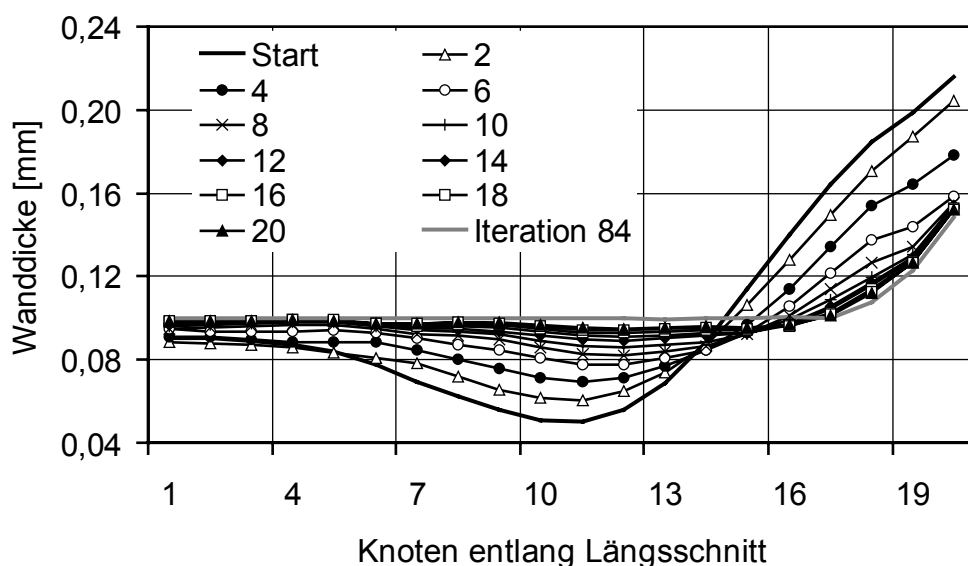


Bild 5.24 Wanddickenverteilung des Blisterhofs entlang des Längsschnittes über die Iterationen

Fig. 5.24 Wall thickness distribution in the blister along cut vs. number of iterations

Mit zunehmender Iterationszahl verschwindet die Dünnstelle. Auch die Dickstelle, die an der Einspannung auftritt, wird von 215 μm auf 155 μm reduziert, verschwindet allerdings nicht vollständig. Die bei dieser Berechnung angegebene Sollwanddicke ist 100 μm , die an der Dünnstelle praktisch nicht unterschritten wird. Eine Wiederholungsrechnung mit einer etwas höheren Sollwanddicke (115 μm) konvergiert nicht.

Der Verlauf der Optimierung lässt sich auch sehr gut anhand der Entwicklung der Standardabweichung der Wanddicke von deren Mittelwert über das gesamte Bauteil bewerten, wie sie in Bild 5.25 über die 84 Iterationen aufgetragen ist. Die größte Verbesserung findet innerhalb der ersten 10 Iterationen statt. Danach nähert sich die Kurve asymptotisch einem Grenzwert, der verschieden von null ist. Dies bedeutet, dass keine völlig gleichmäßige Verteilung erzielt werden kann. Die Dünnstelle nähert sich dem eingestellten Sollwert und weicht bereits nach 44 Iterationen nur noch weniger als 2 % nach unten von diesem ab. Die Dickstelle erreicht an der Einspannung einen konstanten Wert von 160 μm , liegt also weiterhin deutlich oberhalb der Solldicke.

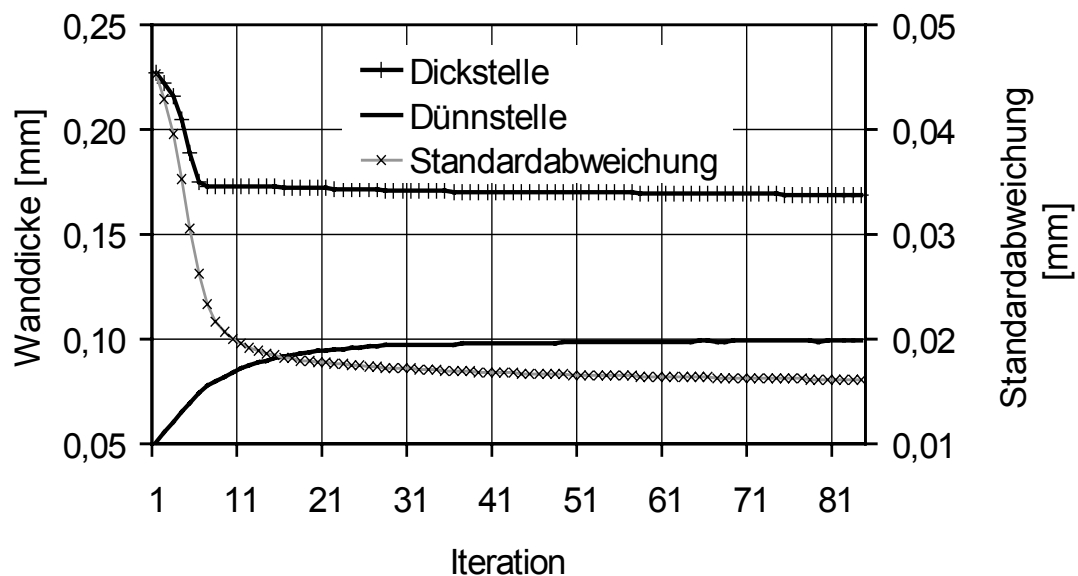


Bild 5.25 Verlauf der Dickstelle, der Dünnstelle und der Standardabweichung über die Iterationen

Fig. 5.25 Development of thick spot, thin spot and standard deviation vs. iterations

Bild 5.26 macht anhand der Wanddickenverteilung über das gesamte Viertelsegment die Verbesserung nochmals deutlich. Nur im Bereich der Einspannung kann das Material nicht opti-

mal verteilt werden, da es insbesondere entlang der Einspannung nicht deformiert, also nur planar, nicht aber biaxial verstreckt werden kann.

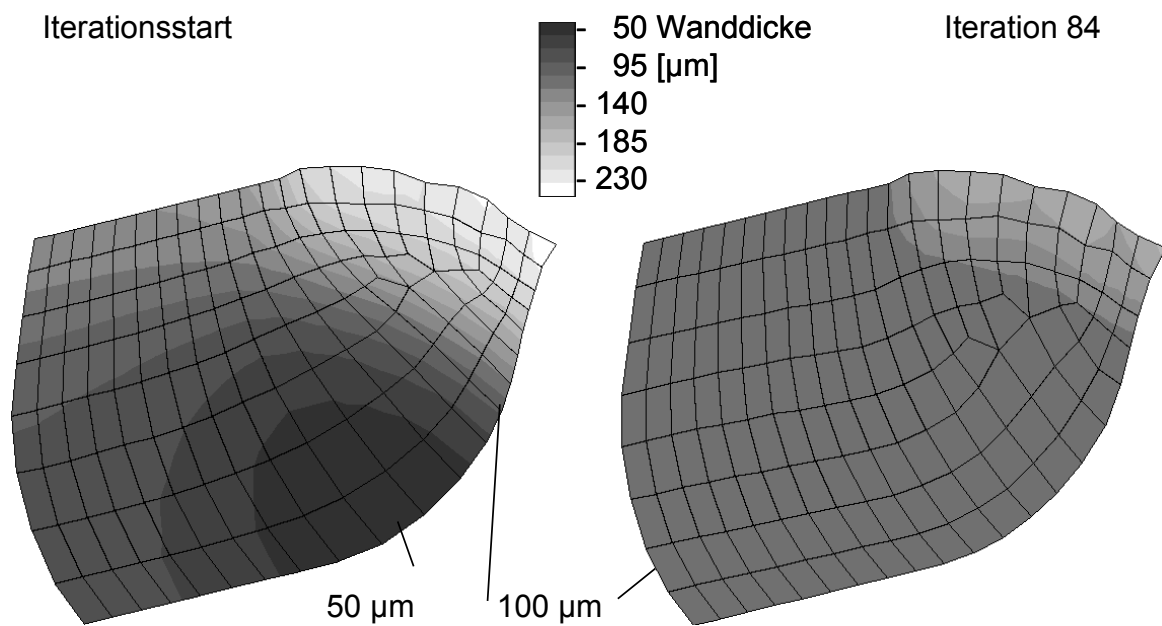


Bild 5.26 Wanddickenverteilung im Blister vor und nach der Optimierung

Fig. 5.26 Wall thickness distribution in the blister before and after optimisation

Die durch die Optimierung gefundene ideale Temperaturverteilung für die Umformung ist in Bild 5.27 dargestellt.

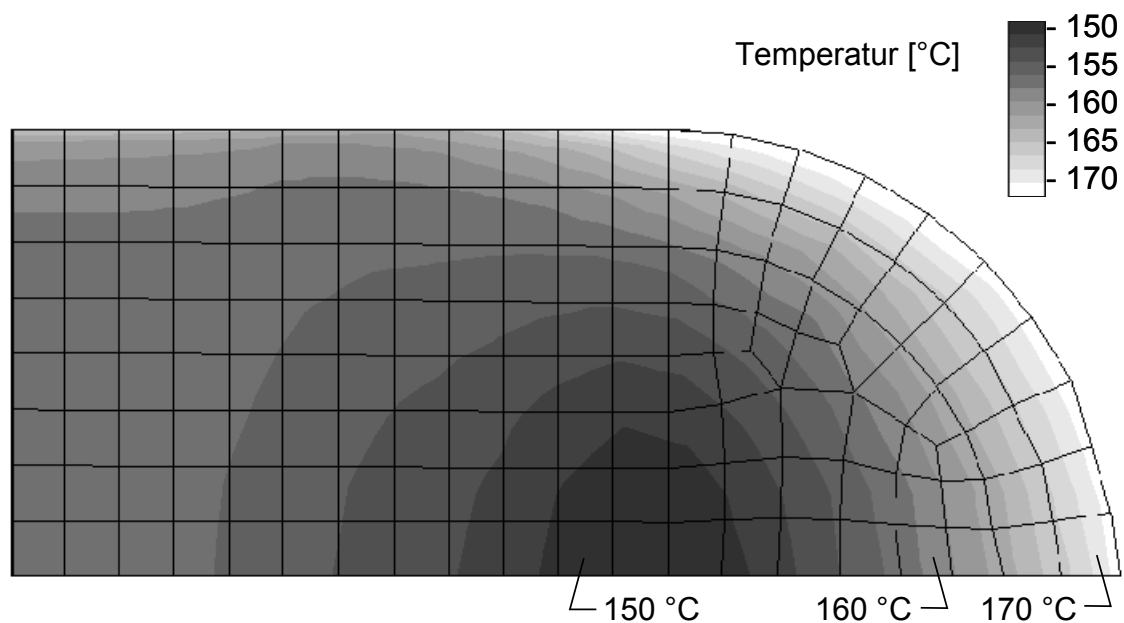


Bild 5.27 Durch Optimierung gefundene ideale Temperaturverteilung in der Folie

Fig. 5.27 Optimised temperature distribution in the film

Diejenigen Bereiche, die beim Startdesign die spätere Dünnstelle bilden, haben mit 150 °C die niedrigste Temperatur. An der Einspannung liegt die höchste erlaubte Temperatur von 170 °C vor. Für dieses Beispiel ist ein Verarbeitungstemperaturbereich von 160 °C +/- 10 °C vorgegeben. Eine weitere Verbesserung lässt sich gegebenenfalls dadurch erzielen, dass im Bereich der Einspannung noch höhere Temperaturen zugelassen werden.

Die Optimierung dieses einfachen Bauteils ist von eher akademischer Relevanz, da es aufgrund der Kleinheit des Bauteils verfahrenstechnisch kaum möglich ist, dem Halbzeug eine Temperaturverteilung aufzuprägen, wie sie als optimal ermittelt wurde. Üblicherweise werden die Folien für solche Blisterverpackungen mit Kontaktheizungen homogen erwärmt. Dennoch ist dieses Beispiel wegen seiner einfachen Geometrie und kurzen Berechnungszeit sehr hilfreich zur Entwicklung und Verbesserung des Optimierungsalgorithmus. Sollte es jedoch durch ein innovatives Heizkonzept gelingen, eine solche Temperaturverteilung zu erzielen, verbessert sich die Gesamtpermeationsdichtigkeit des Blisterhofes deutlich. Alternativ kann Material eingespart werden, wenn die vorhandene Dichtigkeit ausreicht, indem mit einer dünneren Ausgangsfoliendicke gearbeitet wird.

Die Übertragung des Optimierungsalgorithmus auf das etwas komplexere Badewannenbauteil, das in Kapitel 5.4.4 vorgestellt wurde, wird im Folgenden diskutiert. Auch die Anwendung des Algorithmus auf die komplexe Badewanne führt zu einem stabilen Ergebnis. Bei einer Reglerkonstanten von $h = 0,1$ tritt jedoch ab einer Iterationsanzahl von 12 eine Verschlechterung der Dünnstelle auf. Mit einer Reglerkonstante von $h = 0,03$ wird nach 67 Iterationen eine dazu identische Verteilung gefunden. Die sich auch hier anschließende Verschlechterung der Dünnstelle ist damit zu erklären, dass das vorgegebene Temperaturverarbeitungsfenster bei diesem Iterationsschritt zum ersten Mal voll ausgeschöpft wird. An der immer noch zu dünnen Dünnstelle kann die Knotentemperatur nicht weiter herabgesetzt werden.

Die nach 67 Iterationen gefundene Wanddickenverteilung ist in Bild 5.28 dargestellt. Zeigt die zum Iterationsstart mit einer einheitlichen Temperatur von 180 °C berechnete Wanne Dünnstellen von 1,5 mm im Bereich des Überganges von Rückenteil zu Boden und im Fußbereich, ist nach 67 Iterationen eine deutliche Vereinheitlichung der Verteilung zu erkennen. Entlang der Symmetrielinie werden die Wanddickenverläufe in Bild 5.29 direkt gegenübergestellt. Die dünnste Stelle im Fußbereich der Wanne verbessert sich von 1,5 auf 2,2 mm. Auch die lokale Dünnstelle am Fuß des Rückenteils wird von 1,9 mm auf 2,35 mm angehoben.

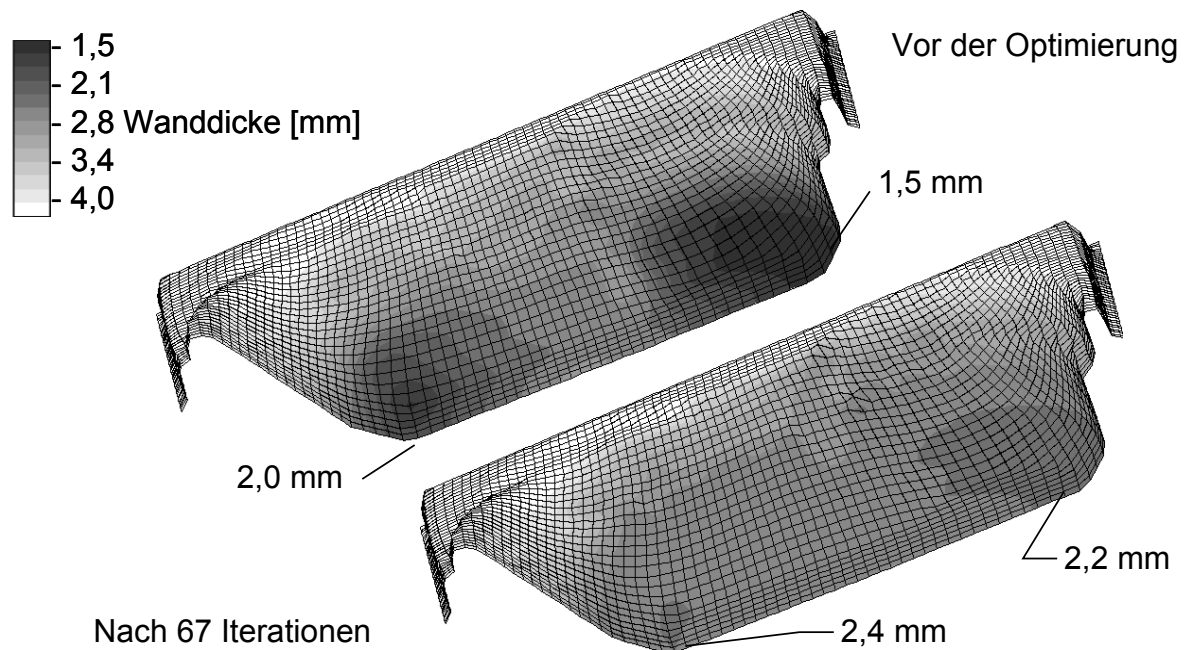


Bild 5.28 Wanddickenverteilung in der Badewanne vor und nach der Optimierung

Fig. 5.28 Wall thickness distribution in the bath tub before and after optimisation

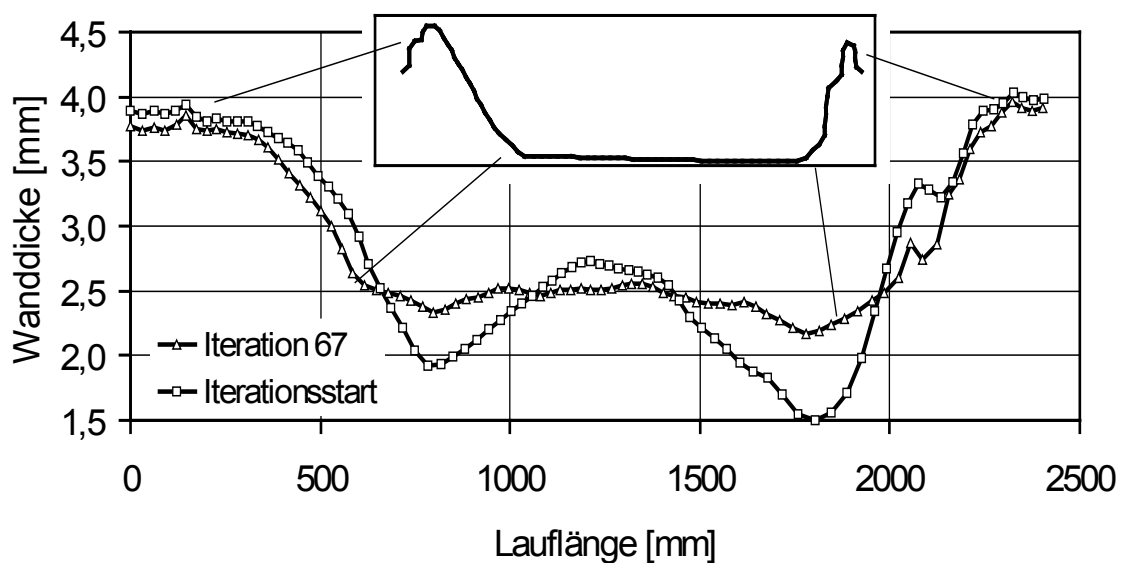


Bild 5.29 Berechnete Wanddickenverteilung der Badewanne vor und nach der Optimierung

Fig. 5.29 Calculated wall thickness distribution of the bath tub before and after optimisation

Die dazu erforderliche Temperaturverteilung, die als homogen über der Dicke des Halbzeugs zu betrachten ist, ist in Bild 5.30 dargestellt. Das vorgegebene Verarbeitungstemperaturfenster von 180 ± 10 °C wird voll ausgeschöpft. In den Bereichen, die den beschriebenen Dünnstel-

len zuzuordnen sind, finden sich die niedrigsten Temperaturen. Die höchsten Temperaturgradienten treten im Fußbereich auf. Dort muss auf einer Strecke von 10 cm eine Trennung von 11 °C realisiert werden.

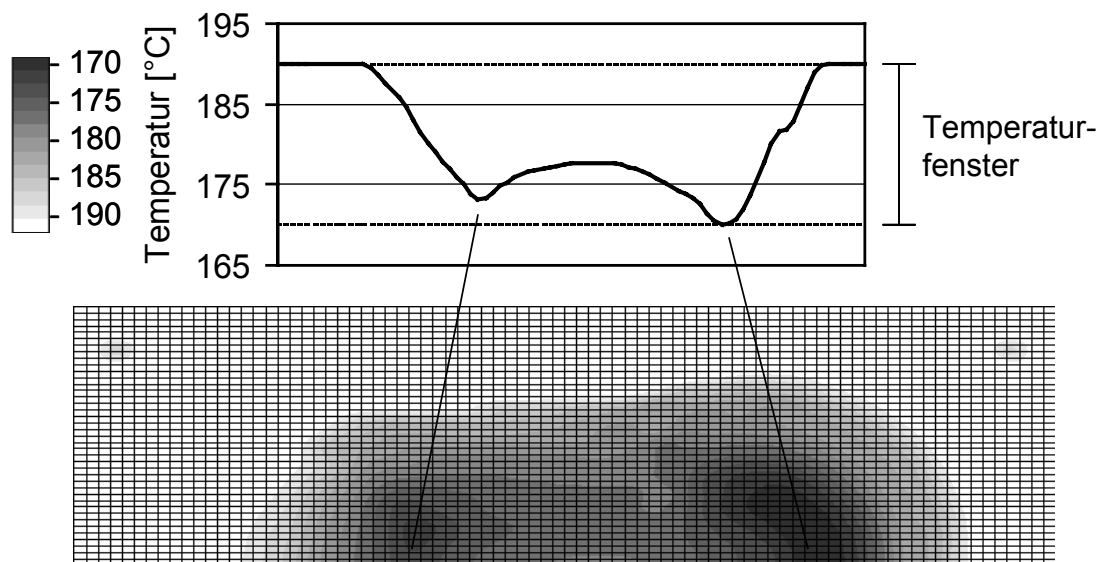


Bild 5.30 Durch Optimierung gefundene ideale Temperaturverteilung des Halbzeugs

Fig. 5.30 Optimised temperature distribution of the sheet

In einem nächsten Schritt wird es nun nötig sein, die Strahlereinstellung zu finden, mit der das so bestimmte Temperaturprofil realisiert werden kann. Dazu bietet es sich an, das von Weinand entwickelte Modell zur Berechnung der Intensitätsverteilung der Strahlungswärmeströme auf das Halbzeug in Abhängigkeit der geometrischen Anordnung der Strahler sowie der Strahlerleistungseinstellungen in einen ähnlichen Optimierungsalgorithmus einzubinden, oder in den bestehenden zu integrieren /Wei87/.

5.6 Bewertung

Die Diskussion der Simulationsergebnisse für rotationssymmetrische, einfache Becherbauteile in den Kapiteln 5.4.1 und 5.4.2 zeigt die Notwendigkeit einer vollständig gekoppelten Simulation der thermischen Vorgänge und der Umformung insbesondere bei Stempelvorverstreckung. Trotz des sehr schnell ablaufenden Prozesses sind Temperatenausgleichsvorgänge während der Deformation nicht zu vernachlässigen. Für dreidimensionale Rechnungen mit Schalenelementen ist dies zur Zeit mit ABAQUS nicht möglich. Wenn thermische Effekte eine signifikante Rolle spielen, also insbesondere beim Positivformen und Stempelvorverstrecken, muss gegebenenfalls mit anderer Software gearbeitet werden.

Am Beispiel des sehr komplexen Kühlschranksinnengehäuses wird die Anwendbarkeit von ABAQUS/Explicit demonstriert. Dabei wird auch die wichtige Vorblasphase richtig berücksichtigt. Es werden aber auch die Grenzen der Simulation bei konvexen Kontaktflächen mit scharfen Ecken aufgezeigt, wie sie bei diesem Bauteil vorzufinden sind.

Die Wichtigkeit der richtigen Materialmodellierung wird am Beispiel eines einfachen Becherbauteils gezeigt: Sehr kleine Unterschiede im Materialverhalten führen zu unterschiedlichen Wanddickenverteilungen. Dies bestätigt die Notwendigkeit einer gründlichen rheologischen Charakterisierung des verwendeten Halbzeugs sowie geeigneter Materialmodelle, die das so bestimmte Materialverhalten qualitativ und quantitativ richtig abbilden. Das hier verwendete viskoelastische Modell erfüllt diese Forderung nur teilweise. Die unterschiedlichen mechanischen Vorgänge während des Aufheizens (Durchhängen, Vorspannen) können mit diesem Modell ebenso wenig berechnet werden wie z.B. elastische Rückverformungen nach dem Abkühlen und Entformen.

Zusammenfassend kann man sagen, dass die Anwendbarkeit der Finite-Elemente-Simulation zwar gegeben ist, auf der anderen Seite die Ergebnisse sehr stark abhängig sind vom Detaillierungsgrad der Modellierung. Die Ergebnisse müssen in jedem Fall vor dem Hintergrund der gegebenen Einschränkungen auf Plausibilität überprüft werden.

Die Machbarkeit einer automatischen Optimierung unter Einbindung der Simulation ist anhand zweier Bauteile nachgewiesen. Die gefundenen Temperaturverteilungen, die zu einer optimierten Wanddickenverteilung im Bauteil führen, stellen hohe Ansprüche an die Trennschärfe unterschiedlich temperierter Bereiche im Halbzeug. Darauf basierend müssen Heizkonzepte diskutiert werden, die solche Trennschärfen erzielen. Ferner ist die Einbeziehung der Modellierung der Strahlungsheizung konventioneller Heizsysteme in die Optimierung eine Möglichkeit zur Verbesserung bestehender Prozesse.

6 **Ausblick**

Die Methode der Membrane-Inflation Rheometrie wurde im Rahmen dieser Arbeit in entscheidender Weise verbessert. Mit Hilfe der Bildverarbeitung konnte eine Dehnungsmessung realisiert werden, so dass bei der Auswertung der Messungen auf Annahmen verzichtet werden kann, die die Ergebnisse deutlich verfälschen würden. Die Auswertung der aufgenommenen Bilder erfolgt dabei nachträglich und aufgrund der sich während des Versuchs ändernden Kontrastverhältnisse zum Teil nicht vollständig automatisiert. Als weitere Einschränkung ist zu bewerten, dass derzeit nur eingefärbte Proben sicher vermessen werden können. Eine weitere Verbesserung der Bildverarbeitungsalgorithmen und der Beleuchtungsverhältnisse in der Probenkammer sind die Voraussetzung für eine vollständig automatisierte Auswertung der Bilder. Diese wiederum ist neben weiteren Verbesserungen der Handhabbarkeit des Versuchsaufbaus und der Versuchssteuerung notwendig für eine spätere Kommerzialisierung des Rheometers. Eine Beschleunigung der vollständig automatisierten Dehnungsmessung ist zudem der Schlüssel zu einer Dehngeschwindigkeitsregelung, die die beschriebenen Probleme mit Messungen an dehnverfestigenden Proben unter konstanter Dehngeschwindigkeit beheben kann.

Die Bewertung der Thermoformbarkeit anhand der biaxialen Dehnrheometrie fällt nicht leicht und lässt einige Fragen offen. Allgemeingültige Aussagen lassen sich offenbar nicht ohne weiteres ableiten, so dass der Einsatz der Rheometrie bei der Materialentwicklung zunächst von Thermoformversuchen begleitet bleiben muss. Zudem sind Prozesseinflüsse meist wesentlich größer als Materialeinflüsse, so dass die Materialeigenschaften die erzielbaren Wanddickenverteilungen nicht signifikant einschränken, sofern bestimmte Mindestmaterialeigenschaften gegeben sind. Weiteren Aufschluss über den Zusammenhang zwischen Dehnrheometrie und Verarbeitbarkeit können Untersuchungen an anderen multiaxialen Umformvorgängen, wie z.B. dem Schäumen, geben.

Die Kalibrierung von Materialmodellen anhand von Spannungs-/Dehnungskurven sowie Relaxationsversuchen gelingt sehr gut und ist wichtige Voraussetzung für aussagekräftige Simulationsrechnungen. Dies gilt nicht nur für Finite-Elemente-Simulationen des Thermoformverfahrens, sondern auch für andere Umformverfahren, bei denen das Material mehrachsigt deformiert wird, wie dem Streckblas- und Extrusionsblasformen, der Folienverstretchung und Blasfolienherstellung. Alleine die Handhabbarkeit der Kalibrierung bietet wei-

teres Verbesserungspotenzial. Wünschenswert ist eine Software, die basierend auf den erforderlichen Versuchsdaten automatisch die Parameter des gewählten Materialmodells bestimmt und auf Plausibilität prüft sowie die Güte der erreichten Modellierung bewertet.

Die Effizienz von Umformsimulationen hat sich in den letzten Jahren aufgrund der rasanten Entwicklung der Computerhardware ständig verbessert. Auch die Handhabbarkeit von Simulationsprogrammen erfordert immer weniger Einarbeitungszeit und Verständnis des Benutzers für die intern ablaufenden Algorithmen. Damit sind die Voraussetzungen für eine standardmäßige Einbindung der Umformsimulation in den Designprozess gegeben. Ergänzt wird dies durch Materialdatenbanken, in denen die wichtigen Verarbeitungseigenschaften der verwendeten Materialien abgelegt werden. Während Struktursimulationen, also die Reaktion eines Bauteils auf bestimmte Belastungen, bereits wesentlich routinemäßiger eingesetzt werden, ist dies für die Prozesssimulation eher selten der Fall. Gerade im Bereich der Umformprozesse ist die Einbeziehung der Prozesssimulation aber essenziell, da Teile der Bauteilgeometrie (nämlich die Wanddickenverteilung) erst im Prozess endgültig festgelegt werden. Die Durchgängigkeit der Einbindung von Simulationsrechnungen sowohl in den Bauteil- als auch in den Prozessdesignvorgang wird dadurch gefördert, dass dreidimensionale CAD-Bauteil- und Werkzeugmodelle immer stärker eingesetzt werden. Sie sind die Basis für die Erstellung von FE-Netzen und werden zweidimensionale Modelle und Zeichnungen wahrscheinlich vollständig ersetzen. Damit wird die Finite-Elemente-Simulation zum unverzichtbaren Werkzeug des Ingenieurs.

Die Einbindung der Umformsimulation in eine automatische Optimierung steckt dabei noch in den Kinderschuhen, während für Struktursimulationen schon langjährige Erfahrungen bestehen. Die ersten Erfahrungen mit Optimierungsstrategien für die Umformung, die im Rahmen dieser Arbeit diskutiert wurden, sind aber sehr Erfolg versprechend und ermutigen auch in diesem Bereich zu weiteren Arbeiten. Denkbar ist sogar der Brückenschlag von der sukzessiven Optimierung des Bauteils und des Prozesses zur Fertigung des optimierten Bauteils hin zu einer integrierten Optimierung, die Prozess und Bauteil selbsttätig optimiert, so dass gewünschte Bauteileigenschaften erzielt werden. Die unterschiedlichen Strategien sind in Bild 6.1 veranschaulicht. Beginnend mit den Anforderungen z.B. an die mechanische Stabilität eines Bauteils unter bestimmten Lastfällen wird bei der sukzessiven Optimierung zunächst eine Bauteiloptimierung durchgeführt. Das Ergebnis dieses Schrittes ist eine optimierte Bauteilgeometrie, z.B. in Form der Wanddickenverteilung. In der sich anschließenden Prozessoptimierung wird der Prozess so gestaltet, dass die vorher gefundene

timierung wird der Prozess so gestaltet, dass die vorher gefundene optimierte Bauteilgeometrie bestmöglich gefertigt werden kann. Beim integrierten Ansatz wird zunächst eine Prozesssimulation durchgeführt, deren Ergebnis in eine Struktursimulation einfließt. Der Prozess wird so lange geändert, bis die Bauteileigenschaften optimiert sind. Der integrierte Ansatz ist wegen der Komplexität der Zusammenhänge sehr viel anfälliger gegenüber Instabilitäten, während beim sukzessiven Ansatz die Gefahr besteht, dass eine optimierte Bauteilgeometrie berechnet wird, die evtl. nicht gefertigt werden kann.

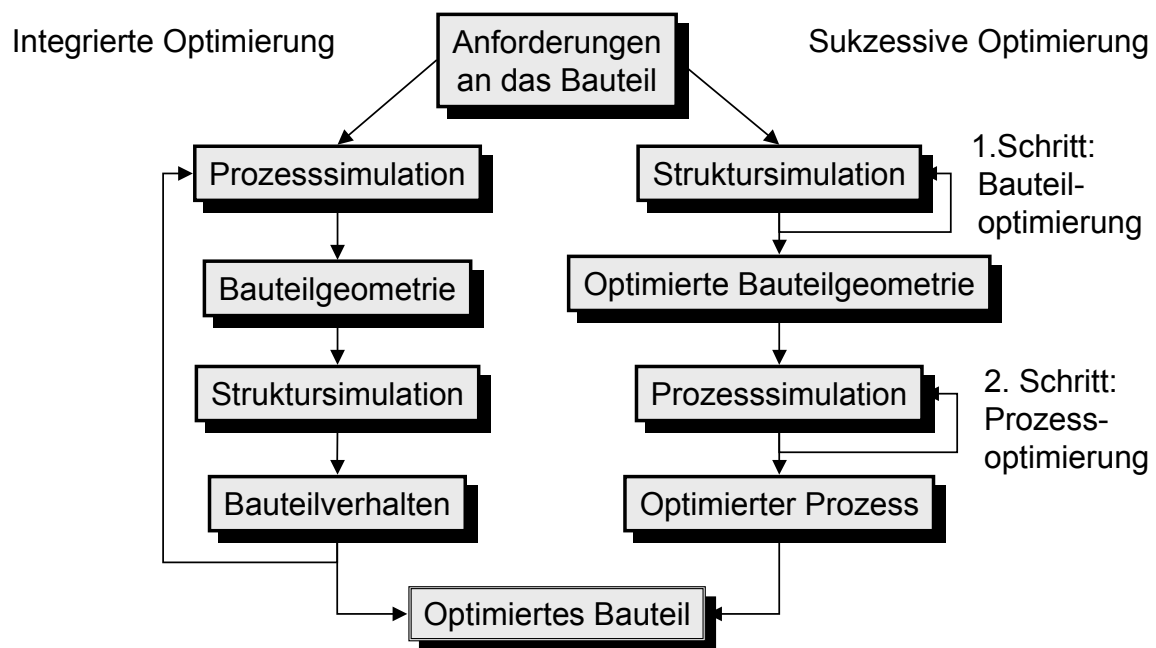


Bild 6.1

Integrierte und sukzessive Optimierung von Bauteil und Prozess

Fig. 6.1

Integrated and subsequent optimisation of part and process

7 Zusammenfassung / Summary

7.1 Zusammenfassung

Umformverfahren für thermoplastische Materialien, wie das Thermoformen, das Extrusionsblasformen und das Streckblasformen, haben gemeinsam, dass nur eine Seite des flächigen Bauteils an einem Werkzeug abgebildet wird. Dadurch ergibt sich eine Wanddickenverteilung, die die mechanischen und optischen Eigenschaften sowie die Sperreigenschaften des Bauteils maßgeblich bestimmt. Die Wanddickenverteilung ist in komplexer Weise abhängig vom verwendeten Prozess, von der Prozessführung und vom Materialverhalten des umgeformten Thermoplasten.

Aufgrund der immer weiter wachsenden Verbreitung umgeformter Kunststoffbauteile von kleinsten Verpackungsartikeln bis hin zu großen technischen Bauteilen stehen Maschinen-, Rohstoff- und Bauteilproduzenten unter wachsendem Druck, Produkte mit optimalen Eigenschaften möglichst kostengünstig und schnell entwickeln und herstellen zu können. Daher ist es für die Rohstoff- und Prozessentwicklung von großer Bedeutung, die Bauteileigenschaften über die Wanddickenverteilung vorhersagen zu können, bevor kosten- und zeitintensive Versuche unternommen werden müssen.

Diese Arbeit beschäftigt sich daher mit dem Einfluss des rheologischen Materialverhaltens auf die Qualität sowie mit der Berechnung und Optimierung der Wanddickenverteilung thermogeformter Bauteile.

Dazu wird die Methode des Membrane-Inflation Rheometers weiterentwickelt. Mit diesem Versuchsaufbau werden thermoplastische Probekörper in einem für die Umformprozesse relevanten Temperatur- und Geschwindigkeitsbereich unter äquibiaxialer Deformation umgeformt. Die sich dabei einstellenden Dehnungen werden mit Hilfe digitaler Bildverarbeitung gemessen und zusammen mit gemessenen Umformdrücken zu biaxialen Dehnviskositäten oder Spannungs-/Dehnungsdiagrammen umgerechnet. Verschiedene kommerzielle Thermoformhalbzeuge aus PE, ABS, PVC, PMMA, PC und PETG werden mit dieser Methode charakterisiert.

Aus den selben Thermoformhalbzeugen werden unter identischen Prozessbedingungen einfache Formteile im Thermoformverfahren hergestellt und anhand ihrer Wanddickenverteilung beurteilt. Die rheologischen Eigenschaften werden mit der Qualität der Thermoformbauteile

korreliert. Es zeigen sich einige tendenzielle Zusammenhänge, die aber nicht als allgemeingültig bezeichnet werden können.

Das rheologische Verhalten wird zudem genutzt, um viskoelastische Materialmodelle zu kalibrieren. Die so gefundenen Materialkonstanten werden für die Finite-Elemente-Simulation des Umformschrittes beim Thermoformen verwendet. Das kommerzielle Finite-Elemente-Programm ABAQUS wird zur Simulation einiger Beispielbauteile herangezogen. Für ein einfaches, rotationssymmetrisches Becherbauteil wird eine vollständig mit der Umformsimulation gekoppelte thermische Simulation mit und ohne Stempelvorverstreckung diskutiert. Es zeigen sich deutliche Einflüsse des Stempelmaterials, der Stempelgeometrie, des Halbzeugmaterials und der gewählten Prozessführung auf die berechnete Wanddickenverteilung. Als einfaches dreidimensionales Bauteil wird ein Kapselblisterhof betrachtet. Auch hier zeigen sich deutliche Unterschiede in der Wanddickenverteilung je nach verwendeter Verfahrensvariante. Komplexere Bauteile, die im Rahmen dieser Arbeit untersucht wurden, sind eine Badewanne und ein Kühlschranksgehäuse, das mit einem Vorblasschritt im Positivformverfahren hergestellt wird.

Basierend auf der Simulation des Umformschrittes beim Thermoformen wird ein Optimierungsalgorithmus vorgestellt, der automatisch diejenige Temperaturverteilung im Halbzeug berechnet, die benötigt wird, um ein Bauteil mit möglichst einheitlicher Wanddickenverteilung zu erhalten. Für den Kapselblisterhof kann auf diese Weise eine Wanddickenverteilung erzielt werden, die in weiten Bauteilbereichen nicht von der vorgegebenen Sollwanddicke abweicht. Für das komplexere Badewannenbauteil kann ebenfalls eine Vergleichmäßigung gegenüber einer Prozessführung mit konstanter Halbzeugtemperatur erzielt werden. Die dünnste Stelle beträgt bei einer Ausgangswanddicke von 4 mm statt 1,5 mm nach der Optimierung 2,2 mm.

7.2 Summary

Deformation processes for thermoplastics like thermoforming, extrusion blow moulding and stretch blow moulding have the common characteristic that only one side of the produced parts is shaped at the surface of a mould. The wall thickness distribution in the resulting parts determines their mechanical, optical and permeation properties, and in turn depends on the process used, the process settings and the thermoplastic behaviour during deformation in a complex way.

Because of the growing market for thermoformed and blow moulded parts, from small packaging applications to large technical parts, machine producers, raw material suppliers and manufacturers are under pressure to develop and produce optimised products faster and for minimized cost. It therefore is very important in view of raw material and process development to predict final part properties, namely the wall thickness distribution, before costly and time consuming trials are performed.

This thesis focuses on the influence of the material rheology on the quality and the prediction and optimisation of the wall thickness distribution of thermoformed parts.

In particular, the technique of the Membrane-Inflation Rheometer was improved. In this rheological test thermoplastic samples are deformed in an equibiaxial strain mode under process relevant conditions for temperature and strain rate. The strain was measured using digital image processing equipment and was combined with measured deformation pressure curves in order to plot equibiaxial extensional viscosity or stress/strain curves. The rheology of different commercial PE, ABS, PVC, PMMA, PC and PETG thermoforming sheets were studied using the improved method.

From the same materials thermoforming parts were manufactured under identical process conditions and their wall thickness distribution was measured. The rheological properties were correlated with the quality of the thermoformed parts. Some trends could be extracted from this study, but there does not seem to be a single general correlation between rheology and wall thickness distribution.

The rheological data was additionally used to calibrate a viscoelastic material model. The material constants are important input for Finite-Element-Analysis of the deformation step in the thermoforming process. Simulation of different sample parts was carried out using the commercial Finite-Element-Program ABAQUS. For a simple rotational symmetric cup a completely coupled thermal and deformation analysis is presented with and without plug assistance. The influence of the plug material, plug geometry, the thermoplastic material behaviour and the used process conditions on the final wall thickness distribution are demonstrated. The thermoforming of a pill blister is discussed as simple three dimensional example. The influence of different process variables on the wall thickness distribution is shown. The simulation of the manufacture of more complex parts, a bath tub and a refrigerator liner by male thermoforming with a pre-blowing stage, is also discussed.

Based on the simulation of deformation in the thermoforming process, an optimisation algorithm is presented, which is used to calculate the temperature distribution in the thermoforming sheet to obtain the most even final wall thickness distribution. For the pill blister a wall thickness distribution was found, that does not significantly differ from the desired wall thickness. For the bath tub, the wall thickness distribution was significantly improved, too. For an initial thickness of 4 mm, the thin spot reaches 2,2 mm instead of 1,5 mm before the optimisation.

8 Abkürzungen und Formelzeichen

Griechische Formelzeichen

α	Absorptionskonstante	μ	Dehnviskosität
β	Koeffizienten des Materialmodells	η	Scherviskosität
δ	Dicke	ρ	Dichte
Δ	Differenz	σ	Spannung, Spannungstensor
ε	Hencky-Dehnung (natürliche Dehnung),	ϑ	Temperatur
$\dot{\varepsilon}$	Dehngeschwindigkeit	τ	Relaxationszeit
λ	Verstreckgrad, Wärmeleitfähigkeit	ξ	reduzierte Zeit

Lateinische Formelzeichen

A	Fläche	N, K	Ordnungsgrad
a_T	Zeit-Temperatur-Verschiebungsfaktor	n	Kennwert
B	Linker Cauchy-Green Tensor	p	Druck
C	Koeffizienten der Materialmodelle	$\dot{q}''$	flächenbezogener Wärmestrom
c_p	Wärmekapazität bei konstantem Druck	R, r	Krümmungsradius, Radius
d	Differential	s	Weg
F	Kraft	T	Temperatur
g	Koeffizient Proney-Reihe	t	Zeit
h	Proportionalitätskonstante Regler	T_a	Aufblendzeit
I	Strahlungsintensität	T_g	Glastemperatur
I_1, I_2	Invarianten des Deformationstensors	T_k	Kristallitschmelztemperatur
k	Gesamtwärmedurchgangskoeffizient	V	Volumen
l	Länge	W	Formänderungsenergiedichte

Indizes

0	Ausgangszustand	b	(äqui)biaxial
i, j, k, 1, 2, 3	Raumrichtungen, Aufzählungen	∞	unendlich
init	Anfangsbedingung	max	maximal
Soll	Sollwert		

Abkürzungen

ABS	Acrylnitrilbutadienstryrol	PETG	Polyethylenterephthalat-Glycol
BIR	Bubble-Inflation Rheometer	PMMA	Polymethylmetacrylat
EVOH	Ethylvinylalkohol	PP	Polypropylen
FEM	Finite-Elemente-Methode	proj.	projiziert
HI-PS	High-Impact-Polystyrene	PS	Polystyrol
KM	Kühlmittel	PVC	Polyvinylchlorid
Kont.	Kontakt	PVDC	Polyvinylidenchlorid
MIR	Membrane-Inflation Rheometer	REW	Rechteckiges Werkzeug
Oberfl.	Oberfläche	SAN	Styrolacrylnitril
PC	Polycarbonat	WKZ	Werkzeug
PE-HD	Polyethylen hoher Dichte	ZT	Ziehtiefe
PET	Polyethylenterephthalat		

9 Literatur

- /Aba98/ Abach, A. Entwicklung eines Algorithmus zur Bestimmung eines optimalen Preformdesigns für das Spritzstreckblasen
Unveröffentlichte Diplomarbeit am IKV, Aachen, 1998
Betreuer: C. Detrois
- /ABA99a/ N.N. ABAQUS/Standard, User's Manual, Version 5.8,
Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Providence, Rhode Island,
1999
- /ABA99b/ N.N. ABAQUS/Explicit, User's Manual, Version 5.8,
Hibbitt, Karlsson and Sorensen, Providence, Rhode Island,
1999
- /And96/ Anders, A. Visualisierung und Analyse der Verstreckphase im Membrane-Inflation Rheometer
Unveröffentlichte Studienarbeit am IKV, RWTH Aachen, 1996
Betreuer: K. Hartwig
- /Bay98/ N.N. Untersuchungen zur Thermoformbarkeit verschiedener ABS-Typen
Schlussbericht zum Forschungsauftrag für die Bayer AG
IKV, RWTH Aachen, 1998
- /Bel98/ Bellet, M. Thermal Effects in the Numerical Simulation of the Thermo-
Vantal, M. forming of Multilayered Polymer Sheets
Monasse, B. Internat. Polymer Processing XIII (1998) 3, S. 299-308
- /Bor98/ Bordano, C. Optimization of Processing Conditions in Thermoforming
Virkler, T. Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
Galante, P. the Society of Plastics Engineers (SPE),
Pineo, B. USA, 1998, S. 696-700
Scott, C.

- /Bra96/ Brast, K. Entwicklung einer berührungslosen Dehnungsmessung für ein Rheometer zur Messung äquibiaxialer Dehnviskositäten
Unveröffentlichte Studienarbeit am IKV, RWTH Aachen, 1996
Betreuer: K. Hartwig
- /Bra99/ Brandt, M. Bewertung der Thermoformbarkeit verschiedener Polymere mit Hilfe der FEM
Unveröffentlichte Studienarbeit am IKV, RWTH Aachen, 1999
Betreuer: C. Detrois
- /Cam94/ Campbell, G. A new biaxial stretching device for polymer melts
Narayanawamy, M. Proceedings of the 10th Annual Meeting of the Polymer Processing Society (PPS), Akron, Ohio, USA, 1994
- /Cha81/ Chatraei, S. Lubricated squeezing flow: A new biaxial extension rheometer
Macosko, C. Journal of Rheology, 25 (1981) 4, S. 433-443
- /Cha86/ Charrier, J. Thermoformability of thermoplastic sheets – Implementation of a proposed standardizable method
Ciplaijauskas, R. Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of the Society of Plastics Engineers (SPE),
Ryan, M. USA, 1986, S. 1027-1031
Hamel, F.
- /Dal98/ N.N. Produktinformation DALSA CA-D1-0256
Dalsa Inc., 1998
- /Deb97/ Debbaut, B. 3-D numerical simulation of thermoforming – prediction of thickness and extension
Homerin, O. Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of the Society of Plastics Engineers (SPE),
Kanada, 1997, S. 720-725

- | | | |
|---------|--|--|
| /Der98/ | Derdouri, A.
Connolly, R.
Khayat, R.
Verron, E.
Peseux, B. | Material constants identification for thermoforming simulation
Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
the Society of Plastics Engineers (SPE),
USA, 1998, S. 681-689 |
| /DeV76/ | De Vries, A.
Bonnebat, C. | Uni- and biaxial stretching of chlorinated PVC sheets. A fun-
damental study of thermoformability
Polymer Engineering and Science, 16 (1976) 2, S. 93-100 |
| /Dir99/ | DiRaddo, R.
Laroche, D.
Bendada, A.
Ots, T. | Optimization of thermoforming with process modelling
Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
the Society of Plastics Engineers (SPE),
USA, 1999 |
| /GfS97/ | N.N. | Diadem, Die PC-Werkstatt
GfS, Aachen, 1997 |
| /Gro83/ | Groß, H. | Untersuchungen zum Thermoformen teilkristalliner Thermo-
plaste
Dissertation an der RWTH Aachen, 1983 |
| /Gro84/ | Groß, H
Weinand, D.
Menges, G. | Werkstoffkennwerte teilkristalliner Materialien für das Thermo-
formverfahren
Schlussbericht zum DFG-Forschungsvorhaben Me 272-155-1
IKV, RWTH Aachen, 1984 |
| /Gus99/ | Gust, P.
Schmitt, W. | Produktentwicklung im Extrusionsblasformen
KU Kunststoffe, 89 (1999) 4, S. 64-66 |
| /Hac96/ | Hachmann, P. | Multiaxiale Dehnung von Polymerschmelzen
Dissertation an der ETH, Zürich, 1996 |

- /Han98/ Hanke, U. Untersuchung der Anwendungsmöglichkeiten einer neu entwickelten Finite-Elemente Simulationssoftware beim Thermoformen
Unveröffentlichte Diplomarbeit am IKV, Aachen, 1998
Betreuer: C. Detrois
- /Har96/ Hartwig, K. Simulation des Streckblasverfahrens und Charakterisierung des prozeßrelevanten Materialverhaltens
Dissertation an der RWTH Aachen, 1996
- /Hey96/ Heyer, M. Entwicklung und Implementierung eines Steuerungskonzeptes für ein Rheometer zur Messung äquibiaxialer Dehnviskositäten
Unveröffentlichte Studienarbeit am IKV, RWTH Aachen, 1996
Betreuer: K. Hartwig
- /Höl99/ Hölzel, S. Messung der wahren Dehnung am MIR mit einer CCD-Videokamera und digitaler Bildverarbeitung
Interner Bericht am IKV, RWTH Aachen, 1999
Betreuer: C. Detrois
- /ITI98/ N.N. ITI-IC-P-2M, Image Capture Frame Grabber
ITI, 1998
- /Kni98/ Knights, M. Process simulation gathers momentum in blow moulding and thermoforming
www.plasticstechnology.com, Oktober 1998
- /Kou99/ Kouba, K. Fitting of K-BKZ model parameters for the simulation of thermoforming
Novotny, P.
Saha, P. International Polymer Processing, 14 (1999) 3, S. 291-295
- /Kou00/ Kouba, K. Persönliche Mitteilung, Februar 2000

- | | | |
|---------|--|---|
| /Koz97/ | Koziey, B.
Pocher, J.
Tian, J.
Vlachopoulos, J. | New results in finite element analysis of thermoforming
Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
the Society of Plastics Engineers (SPE),
Kanada, 1997, S. 714-719 |
| /Kra00/ | Kraus, C. | Automatisierung der Auswertung von äquibiaxialen Dehnver-
suchen am Membrane-Inflation Rheometer (MIR)
Unveröffentlichte Diplomarbeit am IKV, RWTH Aachen, 2000
Betreuer: C. Detrois |
| /Kul96/ | N.N. | Produktinformation Hochtemperaturdruckaufnehmer XTE-
375M
Kulite Semiconductors GmbH
Hofheim / Taunus, 1996 |
| /Kun99/ | Kunz, J.
Michaeli, W.
Herrlich, N.
Land, W. | Kunststoffpraxis: Konstruktion
WEKA Fachverlag für technische Führungskräfte, Augsburg,
1999 |
| /Küp91/ | Küppers, M. | Anwendung numerischer Methoden beim Thermoformen
Dissertation an der RWTH Aachen, 1991 |
| /Kur99/ | Kurzbeck, S. | Dehnrheologische Eigenschaften von Polyolefinschmelzen und
Korrelation mit ihrem Verarbeitungsverhalten beim Folienbla-
sen und Thermoformen
Dissertation an der Universität Erlangen-Nürnberg, 1999 |
| /Lan99/ | Langouche, F.
Debbaut, B. | Rheological characterisation of a high density polyethylene with
a multi-mode differential viscoelastic model and numerical
simulation of transient elongational recovery experiments
Rheologica Acta, 38 (1999), S. 48-64 |

- /Lap99/ Lappin, J. Finite Element Modelling of the plug assisted thermoforming process
Harkin-
Jones, E. Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
Martin, P. the Society of Plastics Engineers (SPE),
USA, 1999
- /Mar96/ van Marwick, J. Wanddickenmessung und –regelung beim Thermoformen
Dissertation an der RWTH Aachen, 1996
- /McC90/ McConnell, W. Thermoforming – The seven fundamentals of thermoforming
Plastics Engineering, (1990) 12, S. 31-34
- /McE98/ McEvoy, J. Simulation of the Stretch Blow Moulding Process of PET Bot-
Armstrong, C. tles
Crawford, R. Advances in Polymer Technology 17 (1998) 4, S. 339-352
- /Mei81/ Meissner, J. Rotary clamp in uniaxial and biaxial extensional rheometry of
Raible, T. polymer melts
Stephensen, S. Journal of Rheology, 25 (1981) 1, S. 1-28
- /Men98/ Menges, G. Werkstoffkunde Kunststoffe,
4. Auflage,
Hanser Verlag, München, Wien, 1990
- /Mic92/ Michaeli, W. Einführung in die Kunststoffverarbeitung
3., neubearbeitete und erweiterte Auflage
Hanser Verlag, Wien, München, 1992
- /Mic98/ Michaeli, W. Prozeßoptimierung für den Streckblasprozeß mehrschichtiger
Detrois, C. Formteile mittels Finite-Elemente-Simulation
Abschlussbericht zum AiF Forschungsvorhaben Nr. 10837 N
IKV, RWHT Aachen, 1998
- /MSO99/ N.N. Programmsystem Microsoft Office Professional 97 für Win-
dows

- /Nag91/ Nagtegaal, J. Comparison of implicit and explicit finite element methods for
Taylor, L. analysis of sheet forming processes
In: FE-Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes in
Automotive Industry; Tagungsbericht der VDI-Gesellschaft
Fahrzeugtechnik, Nr. 894, 1991
- /Nam99/ Nam, G. Finite element analysis of the effect of processing conditions on
Lee, J. thermoforming
Journal of reinforced plastics and composites, 18 (1999) 7, S.
673-683
- /NN98a/ N.N. Kühlschrankinnenteile
Plastverarbeiter, 49 (1998) 9, S. 43-35
- /NN99/ N.N. Datenblätter zu Tampondruckfarben MP, MPT, MR, MU, MY
der Firma Massek, Stuttgart
- /OCA97/ N.N. Biaxial orientation process for polymers
OCAMAC News, Oxford University, Oxford, 1997
- /OPT99/ N.N. OPTIMAS, Version 6.5, User's Guide
Media Cybernetics, Silver Spring, MD, USA, 1999
- /Pah95/ Pahl, M. Praktische Rheologie der Kunststoffe und Elastomere
Gleißle, W. 4., überarbeitete Auflage
Laun, H. VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1996
- /Pan90/ N.N. Handbuch zum Dickenmessgerät MAGNA-MIKE (Mo-
del 8000)
Fa. Panametrics, Waltham, Mass., USA, 1990
- /Prz98/ Przybylo, P. Experimental investigations and numerical modelling of in-
Arruda, E. compressible elastomers during non-homogeneous deforma-
tions
Rubber Chemistry and Technology, 71 (1998), S. 730-749

- /PV00/ N.N. Neue Einsatzbereiche erschließen
Plastverarbeiter, 51 (2000) 2, S. 86-91
- /Ret98/ Rettenberger, S. Biaxiale Verstreckung von Polypropylenfolien
Firmenschrift der Firma Brückner Maschinenbau GmbH
Siegsdorf, 1998
- /Ren93/ Renz, U. Grundlagen der Wärmeübertragung
Vorlesungsumdruck an der RWTH Aachen, 1993
- /Rhi81/ Rhi-Sausi, J. A biaxial extensiometer for molten plastics
Dealy, J. Polymer Engineering and Science, 21 (1981) 4, S. 227-232
- /Ros79/ Rosenzweig, N. Wall thickness distribution in thermoforming
Narkis, M. Polymer Engineering and Science, 19 (1979) 13, S. 946-951
Tadmor, Z.
- /Sch72/ Schmidt, L. Biaxial stretching of heat softened plastic sheets
Dissertation an der University of Colorado, 1972
- /Sch99/ Schmidt, G. Untersuchungen zur Blasteilkühlung beim Extrusionsblasformen unter Verwendung erhöhter Blasdrücke
Dissertation an der RWTH Aachen, 1999
- /SKZ98a/ N.N. Thermoformen – Stand der Technik und zukünftige Perspektiven
Fachtagung des Süddeutschen Kunststoffzentrums (SKZ),
Würzburg, 25.-26.11. 1998
- /SKZ98b/ N.N. Getränke- und Lebensmittelverpackung aus PET in Deutschland – Wohin und Wann?
Fachtagung des Süddeutschen Kunststoffzentrums (SKZ),
Würzburg, 27.-28.5. 1998

- /Spe98/ Spence, T. Rheological studies of commercial thermoforming materials
Hylton, D. Proceedings of the Annual Technical Conference (ANTEC) of
the Society of Plastics Engineers (SPE),
USA, 1998, S. 681-689
- /Sto98/ Stojek, M. FEM zur mechanischen Auslegung von Kunststoff- und E-
Stommel, M. lastomerbauteilen
Korte, W. Springer-VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1998
Michaeli, W.
(Hrsg.)
- /Sto99/ Stommel, M. Beschreibung der viskoelastischen mechanischen Eigenschaf-
ten, der Betriebsfestigkeit und des Bruchverhaltens von Elastomeren mit der Finite-Elemente-Methode
Dissertation an der RWTH Aachen, 1999
- /Thr98/ Throne, J. Opportunities for the next decade in thermoforming
Plastics Engineering, (1998) 10, S. 37-39
- /Thr99/ Throne, J. Thermoformen: Werkstoffe – Verfahren – Anwendung
Beine, J. Carl Hanser Verlag, München, Wien, 1999
- /TSM97/ N.N. T-SIM User's Guide and Reference
Accuform, Zlin, Tschechische Republik, 1997
- /Vaa98/ Vaaben, S. Strain induced crystallisation of polyethylene terephthalate by
stretch blow moulding
Unveröffentlichte Diplomarbeit
IPT, DTU Lyngby, Denmark, 1998
- /VDI84/ N.N. VDI-Wärmeatlas
VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1984

- /Weh98/ Wehr, H. Messung und Bewertung des äquibiaxialen Dehnverhaltens im Vergleich zu uniaxialem und 2:1 biaxialen Dehnverhalten
Interner Bericht am IKV, RWTH Aachen, 1998
Betreuer: C. Detrois
- /Wei87/ Weinand, D. Modellbildung zum Aufheizen und Verstrecken beim Thermoformen
Dissertation an der RWTH Aachen, 1987
- /Wol00/ Wolf, J. Optimierung des Herstellungsprozesses von Pharmablistern
Dissertation an der RWTH Aachen, 2000
- /Wüs99/ Wüst, A. Blasformsimulation eines Kraftstoffbehälters
KU Kunststoffe, 89 (1999) 3, S. 53-58
- /Yan87/ Yang, M. Control of strain rate in a sheet-inflation rheometer
Dealy, J. Journal of Rheology, 31 (1987) 2, S. 113-120
- /Yeo93/ Yeoh, O. Some forms of the strain energy function for rubber
Rubber Chemistry and Technology 66 (1993), S. 754-771
- /Yeo97/ Yeoh, O. On the Ogden strain-energy function
Rubber and Chemistry Technology, 70 (1997), S. 175-182
- /Zel94/ Zell, H. Betrachtungen zur Messung von äquibiaxialen Dehnviskositäten mittels der Methode des „lubricated squeeze flow“
Interner Bericht am IKV, RWTH Aachen, 1994
Betreuer: K. Hartwig

10 Anhang

10.1 Abschätzung des Fehlers durch die Krümmung der Membran

Die tatsächliche (Bogen-) Länge l zwischen zwei Punkten des Punktmusters und die projizierte Länge $l_{\text{proj.}}$ (Bezeichnungen siehe Bild 2.19) verhalten sich nach folgender Beziehung:

$$\frac{l}{2R} = \arcsin\left(\frac{l_{\text{proj.}}}{2R}\right) \quad (10.1)$$

Löst man nach $l_{\text{proj.}}$ auf, kann man den relativen Fehler in Abhängigkeit der tatsächlichen Länge angeben zu

$$\frac{l_{\text{proj.}} - l}{l} = \frac{2R}{l} \cdot \sin\left(\frac{l}{2R}\right) - 1 \quad (10.2)$$

Schätzt man den Krümmungsradius R zur sicheren Seite mit 18 mm ab und setzt für l den Wert 10 mm, der sich bei einem Verstreckgrad von $\lambda = 10$ aus einem anfänglichen Punktabstand der undeformierten Probe von 1 mm ergibt, berechnet man mit dieser Formel den Fehler zu 1,28 %.

10.2 Koeffizienten des viskoelastischen Materialmodells

	T _g	T	C ₁	C ₂	g ₁	t ₁	g ₂	t ₂	g ₃	t ₃
	[°C]	[°C]	[N/mm ²]	[N/mm ²]	[-]	[s]	[-]	[s]	[-]	[s]
PC	140	170	2,0E+00	5,0E-02	0,3468	0,126	0,3070	1,157	0,2847	10,191
PMMA	110	150	1,0E+00	3,5E-02	0,3507	0,069	0,1997	1,050	0,2929	9,815
PETG	90	150	4,0E-01	2,0E-02	0,7619	0,117	0,2199	0,637	-	-
PVC	90	150	5,5E-01	2,5E-03	0,2296	0,106	0,2188	0,991	0,1977	10,040
ABS	120	150	5,0E-01	2,0E-03	0,3114	0,180	0,2702	1,478	0,2948	16,789
PE	150	160	2,0E-01	-	0,0922	0,032	0,4979	0,089	0,3269	1,490

Tabelle 10.1 Koeffizienten des viskoelastischen Materialmodells

Table 10.1 Coefficients of the viscoelastic material model

10.3 Wärmeübergang zwischen Halbzeug und Stempel bzw. Werkzeug

Der flächenbezogene Wärmestrom $\dot{q}''$, den das Halbzeug bei Kontakt mit Stempel oder Werkzeug abgibt, ist proportional zum treibenden Temperaturgefälle $(\vartheta_{\text{Oberfl.}} - \vartheta_{\infty})$ /VDI84/:

$$\dot{q}'' = k \cdot (\vartheta_{\text{Oberfl.}} - \vartheta_{\infty}) \quad (10.3)$$

Die Proportionalitätskonstante k ist der Kehrwert des Wärmeübergangswiderstandes der Gesamtanordnung, die in Bild 10.1 skizziert ist. Er ist eine Reihenschaltung aus dem Kontaktwiderstand, dem Leitungswiderstand des Stempel- bzw. Werkzeugmaterials und dem konvektiven Übergang zwischen Werkzeug und Kühlmittel im Kühlkanal, falls mit einer Temperierung gearbeitet wird, was beim Stempel unüblich ist. Streng genommen muss die Erwärmung des Stempels über mehrere Thermoformzyklen betrachtet werden, bis sich ein Temperaturgleichgewicht einstellt. Hier wird davon ausgegangen, dass die Erwärmung des Stempels vernachlässigbar (oder bekannt) ist, und von einer konstanten Referenztemperatur ausgegangen werden kann.

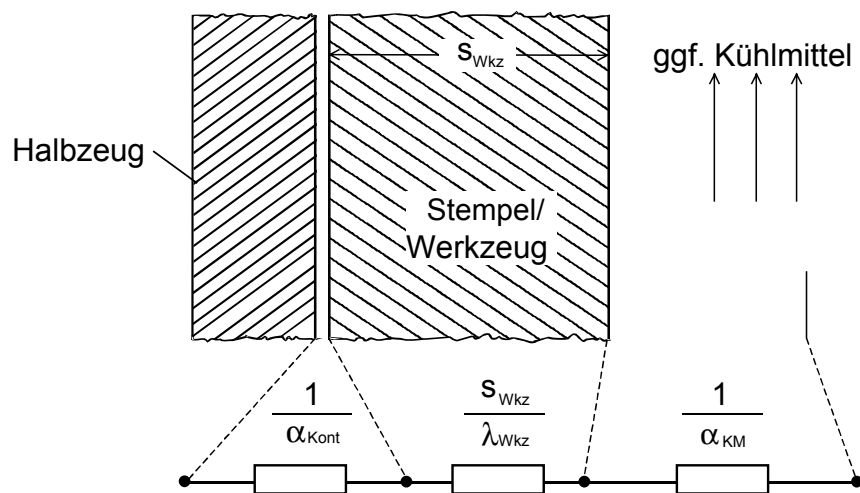


Bild 10.1 Berechnung des Wärmeübergangswiderstandes

Fig. 10.1 Calculation of the heat transfer resistance

Der Gesamtwärmeübergangswiderstand berechnet sich unter der Voraussetzung quasi-stationärer Wärmeleitung im Werkzeug bzw. Stempel dann aus der Beziehung

$$\frac{1}{k} = \frac{1}{\alpha_{\text{Kont}}} + \frac{s_{\text{WKZ}}}{\lambda_{\text{WKZ}}} + \frac{1}{\alpha_{\text{KM}}} \quad (10.4)$$

Der Anteil des konvektiven Übergangs vom Werkzeug zum Kühlmedium α_{KM} am Gesamtwärmeübergangswiderstand ist gering, wie Schmidt herausfand /Sch99/. Bei Werkzeugmaterialien mit hoher Wärmeleitfähigkeit dominiert der Kontaktwiderstand $1/\alpha_{\text{Kont}}$ den Gesamtwiderstand. Als Stempelmateriale werden beim Thermoformen jedoch oft thermisch schlecht leitende Materialien eingesetzt, um den Kühleinfluss des Stempels zu minimieren. Daher kann der Leitungswiderstand $s_{\text{WKZ}}/\lambda_{\text{WKZ}}$ nicht vernachlässigt werden. Der Kontaktwiderstand ist abhängig von der Kontaktkraft und umso größer, je kleiner die Kontaktkraft ist.

Für die Simulationsrechnungen in den Kapiteln 5.4.1 und 5.4.2 wird angenommen, dass die Kontaktkraft sich kleiner oder gleich einstellt als beim kleinsten von Schmidt verwendeten Blasdruck. Es wird daher mit $\alpha_{\text{Kont}} = 800 \text{ W/m}^2\text{K}$ gerechnet.

Als Werkzeug- und Stempelmaterial werden Aluminium und Syntactic Foam (Firma Dosey, Burscheid) betrachtet. Dies ist ein Gemisch aus Epoxidharz und sehr kleinen Glashohlkugeln. Stoffwerte beider Materialien sind in Tabelle 10.2 zusammengefasst. Die Werte für den Glasschaum wurden am IKV gemessen, die Werte für Aluminium sind der Literatur entnommen [Ren93]. Der Glasschaum ist damit ein sehr guter thermischer Isolator.

Stoffwerte bei Raumtemperatur	Syntactic Foam	Aluminium
Wärmeleitfähigkeit [W/mK]	0,0984	229
Dichte [kg/m ³]	128	2700
Spezifische Wärmekapazität [J/kgK]	0,898	896

Tabelle 10.2 Thermische Stoffwerte der Stempelmaterialeien

Table 10.2 Thermal material constants for the plug materials

Für eine Strecke s_{WKZ} im Werkzeug von 10 mm und einen vernachlässigbaren Widerstand zum Kühlmedium lassen sich daraus Gesamtwärmeübergangskoeffizienten k berechnen, die in Tabelle 10.3 zusammengefasst sind.

	Syntactic Foam	Aluminium
$k \text{ [W/m}^2\text{K]}$	10	773

Tabelle 10.3 Gesamtwärmeübergangskoeffizienten

Table 10.3 Total heat transfer coefficients

Der thermische Einfluss des Aluminiumstempels liegt also etwa um zwei Größenordnungen oberhalb dessen des Glasschaumes.

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Christian Detrois
Anschrift	Meerssener Strasse 11, 52074 Aachen
Telefon	0179-5989613
geboren am	13. Juli 1971
in	Limburg/Lahn
Familienstand	verheiratet
Staatsangehörigkeit	deutsch

Schulausbildung

<i>Aug. 77 – Mai 90</i>	Städt. Grundschule Hadamar Gymnasium: Fürst-Johann-Ludwig-Schule, Hadamar Abschluss: Abitur
-------------------------	---

Wehrdienst

<i>Juli 90 – Juni 91</i>	Verbindungs- und Erkundungszug, PzBtl. 134, Wetzlar
--------------------------	---

Studium

<i>Okt. 91 – Juni 96</i>	Studium des Maschinenbaus an der RWTH Aachen, Fachrichtung Kunststofftechnik, Abschluss: Diplom,
<i>Dez. 93 – Juni 96</i>	Studentische Hilfskraft am Institut für Kunststoffverarbeitung in der Abteilung Extrusion

Praktika

<i>Mai 95 – Okt. 95</i>	Internship bei United Technologies Research Center, East-Hartford, Connecticut, USA
<i>zwischen Juli 91 und Okt. 94</i>	Bundesbahn-Ausbesserungswerk, Limburg/Lahn Metallgießerei Seifert, Sainscheid Mannesmann Hüttentechnik Meer, Mönchengladbach

Berufliche Tätigkeit

<i>Juli 96 – Nov. 2000</i>	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Kunststoffverarbeitung, RWTH Aachen, Institutsleiter: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. W. Michaeli
<i>seit Jan. 2001</i>	Krones AG, Neutraubling, Sparte Kunststofftechnik

Aachen im Januar 2001