



Forschungszentrum Karlsruhe
in der Helmholtz-Gemeinschaft

Wissenschaftliche Berichte
FZKA 6922

Analyse des Mikro-Heißprägeverfahrens

M. Worgull, M. Heckeke, W. K. Schomburg

Institut für Mikrostrukturtechnik

Oktober 2003

Forschungszentrum Karlsruhe

in der Helmholtz-Gemeinschaft

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 6922

Analyse des Mikro-Heißprägeverfahrens

M. Worgull *), M. Heckeke, W. K. Schomburg

Institut für Mikrostrukturtechnik

*) von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe (TH)

genehmigte Dissertation

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

2003

Impressum der Print-Ausgabe:

**Als Manuskript gedruckt
Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor**

**Forschungszentrum Karlsruhe GmbH
Postfach 3640, 76021 Karlsruhe**

**Mitglied der Hermann von Helmholtz-Gemeinschaft
Deutscher Forschungszentren (HGF)**

ISSN 0947-8620

Analyse des Mikro-Heißprägeverfahrens

Zur Erlangung des akademischen Grads eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

von der Fakultät für Maschinenbau der

Universität Karlsruhe (TH)

genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Matthias Worgull

aus Wehr / Baden

Tag der mündlichen Prüfung: 17. Juli 2003

Hauptreferent: Prof. Dr. V. Saile

Korreferent: Prof. Dr. H. Kück

Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit wurden der Heißprägeprozeß zur Herstellung von Mikrostrukturen analysiert, Wirkzusammenhänge aufgezeigt und daraus Verbesserungspotentiale für das Verfahren abgeleitet.

Da ein Simulationswerkzeug, das den Heißprägeprozeß beschreibt, nicht existiert, wurden die für eine Analyse notwendigen Simulationen mit zwei Simulationswerkzeugen durchgeführt. Der Umformvorgang wurde aufgrund der Parallelen zum Spritzprägevorgang mit der kommerziellen Simulationssoftware MOLDFLOW MPI simuliert, das Entformverhalten wurde unter der FEM-Software ANSYS modelliert. Exemplarisch für die Untersuchungen wurde das Material PMMA Lucryl G77Q11 der Firma BASF verwendet. Der Schwerpunkt der theoretischen und praktischen Analysen bezog sich auf den Entformprozeß, da während dieses Prozeßschrittes die größte Gefahr der Zerstörung von Mikrostrukturen besteht. Auf der Basis von Simulationsmodellen wurden Parameterstudien durchgeführt, die es erlauben, Aussagen zu optimierten Prozeßparametern, insbesondere zur Reduzierung von Entformkräften, zu liefern.

Die Simulation mit MOLDFLOW MPI lieferte qualitative Ergebnisse zur Reduzierung der verfahrensbedingt notwendigen Restschichtdicke, der typischen Druckverteilung innerhalb eines geprägten Formteils und daraus abgeleitet Aussagen zur Befüllung von Mikrokavitäten. Es zeigte sich, daß auf Grund der parabelförmigen Druckverteilung innerhalb eines typischen Formteils die Befüllung von Mikrokavitäten vom Zentrum des Formteils ausgeht. Die Druckverteilung bewirkt Schwindungsunterschiede innerhalb der Restschicht und verursacht einen Verzug des Formteils. In der Simulation konnte gezeigt werden, daß sich der Verzug, hervorgerufen durch Schwindungsanisotropie, mit einfachen konstruktiven Maßnahmen reduzieren läßt.

Schwerpunkte der Arbeit bildeten die Simulation der prozeßspezifischen Eigenschaften des Heißprägeverfahrens, wie typische Werkzeugverformung während des Prägens, Einfluß der Substrathaftung auf das Entformverhalten sowie der eigentliche Entformvorgang. Mit dem Ziel der Prozeßoptimierung wurde zusätzlich der Einfluß der Prozeßparameter und der Heißprägemaschine auf die Entformkräfte untersucht. Es wurde ein Modell erstellt, das es erlaubt, Prozeßparameter und Einflußgrößen zu variieren, um damit die Bedingungen zu ermitteln, unter denen die Entformkräfte auf ein Minimum reduziert werden können. Voraussetzungen für die Beschreibung des Entformverhaltens waren die Charakterisierung des verwendeten Materials durch die Thermoanalyse und die Erstellung eines viskoelastischen Materialmodells.

Auf der Basis der Simulation konnte das typische Entformverhalten einer freistehenden Mikrostruktur gezeigt werden, der Einfluß von Hinterschnitten bewertet und die Grenzen der Entformbarkeit ermittelt werden. Die Einflüsse der Prozeßparameter auf die Entformkräfte wurden im Rahmen von Parameterstudien ermittelt. Es zeigte sich, daß insbesondere die Umformtemperatur, die Entformtemperatur und die Restschichtdicke entscheidend die Entformkräfte und damit das Potential der Zerstörung der Mikrostrukturen beeinflussen.

Mit den Ergebnissen der Simulation des Entformvorgangs konnte gezeigt werden, daß eine Randfixierung der Restschicht die Schwindung verringert und die Entformkräfte auf ca. 25 % reduziert. Im Rahmen der Arbeit wurden abschließend einzelne konstruktive Lösungsvorschläge zur Schwindungsreduzierung aufgezeigt.

Analysis of the micro hot embossing process

Abstract

In the present dissertation, the hot embossing process for the fabrication of microstructures was analyzed, relationships were identified, and improvement potentials of the process derived.

As a simulation tool describing the hot embossing process does not exist, the simulations required for analysis were carried out with two other simulation tools. Due to its parallels to injection compression molding, molding as such was simulated using the commercial simulation software MOLDFLOW MPI, while demolding was modeled with the FEM software ANSYS. The material used was PMMA Lucryl G77Q11 by BASF. Theoretical and practical analyses focused on the demolding process, as during this process step the risk of destroying microstructures is highest. Based on simulation models, parameter studies were carried out to optimize process parameters and, in particular, to reduce demolding forces.

Simulation with MOLDFLOW MPI yielded qualitative results for the reduction of the residual layer thickness required for the process and the typical pressure distribution in the embossed part. Thus, conclusions could be drawn with respect to the filling of microcavities. It was found that due to the parabolic pressure distribution in a typical molded part, filling of the microcavities starts from the center of the part. Pressure distribution causes shrinkage differences in the residual layer and results in a distortion of the molded part. It was demonstrated by simulation that distortion caused by shrinkage anisotropy may be reduced by simple constructive measures.

Particular emphasis was put on the simulation of process-specific properties of the hot embossing process, such as typical deformation of the tool during embossing, influence of substrate adhesion on the demolding behavior, and actual demolding. To optimize the process, influence of the process parameters and the hot embossing machine on the demolding forces was studied in addition. A model was generated, which allows to vary process parameters and influencing factors so as to determine the conditions, under which demolding forces can be reduced to a minimum. As prerequisites for the description of the demolding behavior, the material used was characterized by thermoanalysis and a viscoelastic material model was generated.

Simulation revealed the typical demolding behavior of a free microstructure, the influence of undercuts, and the limits of demolding. The effect of the process parameters on the demolding forces was determined by parameter studies. The molding temperature, demolding temperature, and residual layer thickness turned out to have a decisive influence on the demolding forces and, hence, on the potential damage of the microstructures.

The results of demolding simulation demonstrated that shrinkage could be reduced and demolding forces decreased to about 25% by edge fixation of the residual layer. Based on the simulation results, practical solutions to reduce shrinkage were presented.

INHALTSVERZEICHNIS

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Grundlagen der Kunststoffabformung	5
2.1	Der Heißprägeprozeß	5
2.1.1	Definition und Abgrenzung	5
2.1.2	Prozeßbeschreibung	6
2.1.3	Prozeßparameter und Einflußgrößen	8
2.1.4	Formteilqualität und Fehlerquellen	9
2.1.5	Maschinenteknik und Werkzeuge	11
2.2	Kunststoffe für den Heißprägeprozeß	13
2.2.1	Allgemeine Charakterisierung thermoplastischer Polymere	13
2.2.1.1	Klassifizierung der Polymere für den Heißprägeprozeß	13
2.2.1.2	Thermische Zustandsbereiche und daraus resultierende Prozeßfenster	13
2.2.2	Viskoelastisches Verhalten von Polymeren	15
2.2.2.1	Definition von Viskoelastizität	15
2.2.2.2	Modelle zur Beschreibung viskoelastischen Verhaltens	15
2.2.2.3	Molekülorientierungen und Relaxationsverhalten	16
2.2.2.4	Prinzip der Zeit-Temperatur-Verschiebung	17
2.2.3	Rheologische Beschreibung von Polymerschmelzen	19
2.2.3.1	Strukturviskoses Verhalten und dessen Beschreibung	19
2.2.4	Abkühlen einer Polymerschmelze	21
2.2.4.1	PVT-Diagramm zur Schwindungsabschätzung	21
2.2.5	Schwindung	25
2.2.5.1	Definition der Schwindung	25
2.2.5.2	Schwindungsanisotropie und Verzug	26
2.3	Prozeßsimulationen in der Kunststoffumformung	27
2.3.1	Simulationen auf dem Gebiet des Heißprägens	27
3	Simulation des Prägevorgangs	28
3.1	Prozeßmodellierung	28
3.1.1	Voraussetzungen und Randbedingungen	28
3.1.2	Simulationsmodelle	29
3.1.3	Materialdaten	30
3.2	Aufheizvorgang	30
3.2.1	Einflußgrößen des Aufheizvorgangs	30
3.2.2	Temperaturverteilung in Werkzeug und Substrat	31
3.3	Umformvorgang	33
3.3.1	Einfaches analytisches Modell zur Beschreibung des Prägeverhaltens	33

3.3.2	Ausbreitung der Schmelze	34
3.3.3	Beeinflussung der Restschichtdicke	39
3.3.3.1	Zeitlicher Verlauf der Druckverteilung innerhalb eines Formteils	39
3.3.3.2	Einfluß von Prägekraft, Prägegeschwindigkeit und Nachdruckzeit auf die Restschichtdicke	41
3.3.4	Befüllen von Kavitäten	43
3.3.4.1	Analytisches Modell	43
3.3.4.2	FEM-Simulation	47
3.4	Kühlen	49
3.4.1	Einflußgrößen des Kühlvorgangs	49
3.4.2	Temperaturverteilung während der Abkühlphase.....	50
3.5	Schwindung und Verzug	53
3.5.1	Schwindung eines einfachen Formteils	53
3.5.2	Verzug eines Formteils	55
4	Prozeßspezifische Simulation - Entformvorgang	56
4.1	Aspekte einer prozeßspezifischen Simulation	56
4.1.1	Prozeßmodellierung.....	57
4.1.1.1	Geometrische Modelle	57
4.1.1.2	Modellierung der Prozeßschritte.....	57
4.1.2	Materialdaten für das viskoelastische Materialmodell	58
4.2	Beeinflussung des Formteils durch Werkzeug und Substrat	64
4.2.1	Verformung von Werkzeug und Substrat unter Last.....	64
4.2.2	Substrathaftung und Bauteilschwindung während des Kühlvorgangs	67
4.3	Entformen von Mikrostrukturen	69
4.3.1	Einfluß von Adhäsion	69
4.3.2	Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil nach dem Kühlvorgang	71
4.3.3	Der Entformungsvorgang.....	74
4.3.4	Der Einfluß von Hinterschnitten	81
4.4	Die Beeinflussung der Entformkräfte durch Variation der Prozeßparameter	88
4.4.1	Simulation und Messungen.....	88
4.4.1.1	Der Einfluß der Substrathaftung auf die Entformkraft.....	89
4.4.1.2	Der Einfluß der Entformtemperatur auf die Entformkraft	90
4.4.1.3	Der Einfluß der Umformtemperatur auf die Entformkraft.....	91
4.4.1.4	Der Einfluß der Prägekraft auf die Entformkraft	92
4.4.1.5	Der Einfluß der Entformgeschwindigkeit auf die Entformkraft.....	93
4.4.1.6	Der Einfluß der Kühlgeschwindigkeit auf die Entformkraft	95
4.4.1.7	Der Einfluß der Restschichtdicke auf die Entformkraft.....	95
4.4.1.8	Bewertung der Simulations- und Meßergebnisse.....	96
4.4.2	Verifikation der Ergebnisse anhand eines praktischen Beispiels	97

5	Optimierungspotential	99
5.1	Optimierung auf der Basis von Materialdaten	99
5.1.1	Gegenüberstellung von Materialkennwerten	99
5.1.1.1	Verarbeitungsbereich ausgewählter Polymere.....	99
5.1.1.2	Viskositäts-Temperatur-Kennlinien zur Abschätzung des Verarbeitungsfensters	100
5.1.1.3	Materialabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten.....	102
5.2	Schwindungsreduzierende Maßnahmen	103
5.2.1	Homogenisierung des Druckprofils	103
5.2.2	Design- und werkzeugtechnische Maßnahmen.....	104
6	Zusammenfassung und Ausblick	107
7	Literatur	113
8	Anhang	116
	Maschinenspezifische Einflußgrößen Heißprägemaschine Jenoptic HEX03.....	116
	Verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Elementen für PMMA Lucryl G77Q11	118
	Optische Vermessung der Flankensteilheit eines LIGA-Formeinsatzes	119

1 Einleitung und Zielsetzung

Der Prägeprozeß gehört heute neben dem Spritzgießverfahren zu den etablierten Kunststoffumformprozessen. In Kombination mit dem Spritzgießverfahren wird das Prägen auch als Spritzprägeprozeß für die Herstellung dünnwandiger großflächiger Formteile eingesetzt. Populärstes Beispiel dafür ist die CD, die als Datenträger digitaler Informationen einen revolutionären Siegeszug angetreten hat. Doch auch in der Vergangenheit war das Prägeverfahren bereits etabliert. Die über Jahrzehnte verbreitete Schallplatte wurde ebenfalls auf der Basis eines Rohlings durch Prägen vervielfältigt. So sehr sich die beiden Tonträgersysteme auch unterscheiden, sie haben eine Gemeinsamkeit - beide beinhalten Informationen in Form von Mikrostrukturen auf einer Trägerschicht. Die Aspektverhältnisse, das Verhältnis von Strukturbreite zu Strukturhöhe, der digitalen und analogen „Mikrostrukturen“ liegen typisch in einer Größe von ungefähr eins und sind damit noch sehr bescheiden. Die Trägerschichten sind, bedingt durch die Handhabung der Tonträger, mit einer Dicke von ca. 1-2 mm im Vergleich zu den Trägerschichtdicken des Heißprägeverfahrens noch sehr stabil. Jedoch wurden schon mit der Herstellung von Schallplatten Prägeformate bis zu 12 Zoll realisiert.

Die Anforderungen an das Aspektverhältnis und die Trägerschichtdicke sind für die Mikrostrukturen in der Mikrosystemtechnik wesentlich höher. Anfang der neunziger Jahre wurde am Institut für Mikrostrukturtechnik des Forschungszentrums Karlsruhe unabhängig von [Gale78] das Prägeverfahren für die Herstellung von Mikrostrukturen auf dünnen großflächigen Trägerschichten eingesetzt. Das sogenannte Heißprägeverfahren gestattet neben dem Mikrospritzgießen die kostengünstige Replikation von Mikrostrukturen. Die dafür notwendigen Werkzeuge werden durch zwei alternative Verfahren hergestellt, durch Lithographie und anschließender Galvanik (LIGA Prozeß - Lithographie, Galvanik, Abformung [Menz97]) oder durch mikromechanische Strukturierung. Das Heißprägeverfahren basiert im Gegensatz zum Spritzgießen oder Spritzprägen auf dem Umformen eines Halbzeuges, einer dünnen thermoplastischen Polymerfolie (Abbildung 1.1). Die Folie wird bis in den Schmelzestand des Polymer erwärmt und anschließend durch einen weg- und kraftgesteuerten Prägeprozeß strukturiert. Durch den Prägevorgang entsteht verfahrensbedingt eine dünne, großflächige Trägerschicht, die sogenannte Restschicht, auf der die Mikrostrukturen angeordnet sind. Sind die Restschichten einerseits verfahrensbedingt notwendig, um den notwendigen Prägedruck zum Füllen der Mikrokavitäten zu erzeugen, so ist andererseits anzustreben, die Restschichtdicke zu minimieren, da sie für die weitere Verarbeitung der Mikrostrukturen meist wieder entfernt werden muß.

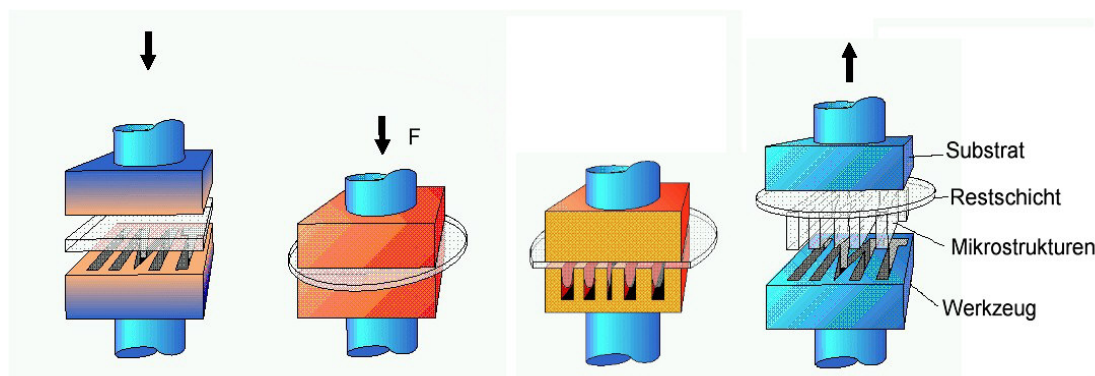


Abbildung 1.1 Schematische Darstellung des Heißprägeprozesses. Charakteristisch sind die Verwendung von Halbzeugen in Form dünner Polymerfolien, eine isotherme kraft- und weggesteuerte Umformphase sowie das Entformen durch die Öffnungsbewegung des Werkzeugs.

Das Heißprägeverfahren ist prädestiniert für großflächige spannungsarme Formteile und zeichnet sich durch ein hohes Maß an Flexibilität aus. Stellvertretend für eine Vielzahl von Produkten seien Mikrospektrometer, Mikrotiterplatten oder mikrooptische Komponenten genannt [Heck97]. Mit steigenden Anforderungen hinsichtlich größeren Aspektverhältnissen der Mikrostrukturen, dünneren Restschichtdicken und größeren Prägeflächen steigt auch das Potential der prozeßbedingten Fehler. Neben der unvollständigen Befüllung von Kavitäten stehen Deformationen der Strukturen während des Entformvorgangs im Vordergrund. Bedingt durch fehlende Entformschrägen lithographisch hergestellter Werkzeuge kommt es auf Grund von Schwindungsdifferenzen zwischen Werkzeug und Polymer zu hohen Kontaktspannungen, die während des Entformvorgangs filigrane Mikrostrukturen deformieren oder zerstören können. Konnten bisher durch einen großen Hintergrund an Erfahrungen die Fehler auf ein Minimum reduziert werden, so besteht im Zuge der fortschreitenden Entwicklung zunehmender Bedarf an einem theoretisch fundierten Basiswissen über den Abformprozeß.

Der theoretische Aspekt des Heißprägens kann über eine Prozeßsimulation vermittelt werden. FEM-Simulationstools sind heute im Bereich der Kunststoffumformung Stand der Technik, jedoch existiert derzeit kein Simulationswerkzeug, welches die gesamte Prozeßkette des Heißprägens zufriedenstellend abbilden kann. Eine vollständige FEM-Modellierung eines typischen LIGA-Formeinsatzes ist außerdem auf Grund der erforderlichen hohen Knotenanzahl mit PC-orientierten FEM Systemen noch nicht zu realisieren.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, auf der Basis einfach strukturierter Werkzeuge, die einzelnen Prozeßschritte des Heißprägeverfahrens zu analysieren, Wirkzusammenhänge zu verstehen und daraus Verbesserungspotentiale abzuleiten. Der Schwerpunkt der theoretischen und praktischen Analysen bezieht sich auf den Entformprozeß, da während dieses Prozeßschrittes die größte Gefahr der Zerstörung von Mikrostrukturen besteht. Auf der Basis von Simulationsmodellen werden Parameterstudien durchgeführt, die es erlauben, Aussagen zu optimierten Prozeßparametern, insbesondere zur Reduzierung von Entformkräften, zu liefern.

Auf diesem Hintergrund wurden in der vorliegenden Arbeit die einzelnen Prozeßschritte Umformen sowie Kühlen und Entformen separat mit zwei verschiedenen Simulationswerkzeugen betrachtet (Abbildung 1.2). Die Simulation des Umformens wurde in der vorliegenden Arbeit mit dem etablierten Spritzgießsimulationswerkzeug MOLDFLOW mit der Option des Spritzprägens durchgeführt. Der Prägevorgang des Spritzprägens und des Heißprägens basiert auf einem weg- und kraftgesteuerten Prägevorgang einer Polymerschmelze. Daher bietet der Spritzprägevorgang die notwendigen Voraussetzungen, um auch das Umformen des Heißprägeverfahrens zu beschreiben. Prozeßspezifische Eigenschaften wie die Verwendung von Substraten und der Entformvorgang lassen sich mit MOLDFLOW nicht modellieren. Daher wurde mit der Simulationssoftware ANSYS detailliert der Kühl- und Entformvorgang untersucht. Berücksichtigt wurde dabei der Verbund Werkzeug, Polymer und Substrat, um möglichst realitätsnah auch Einflüsse des Werkzeuges mit zu berücksichtigen. Parallel zu den einzelnen Simulationen wurden systematisch unter Variation der Prozeßparameter die Entformkräfte gemessen und die daraus abgeleiteten Zusammenhänge mit der Simulation verglichen. Mit der Aufteilung des Verfahrens in zwei Gruppen ist die Prozeßkette nahezu geschlossen beschreibbar. Die Ergebnisse der einzelnen Simulationen werden in der vorliegenden Arbeit in chronologischer Form des Heißprägeverfahrens dargestellt. Nachfolgend seien die wichtigsten Aspekte der einzelnen Kapitel kurz genannt.

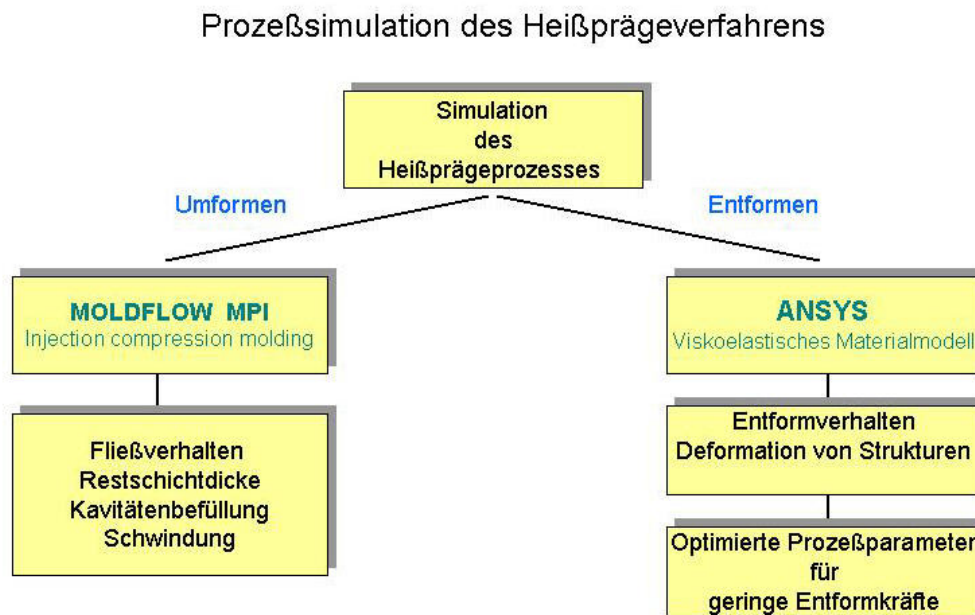


Abbildung 1.2 Schematische Darstellung der Analyse des Heißprägeverfahrens. Eine Software zur vollständigen Beschreibung des Heißprägeverfahrens ist nicht vorhanden. Die Simulation des Umformprozesses wurde daher mit der kommerziellen Software MOLDFLOW MPI mit der Option des Spritzprägens durchgeführt und liefert Ergebnisse zum Fließverhalten der Kunststoffschmelze während des Prägevorgangs. Schwerpunkt der Arbeit bildete die Simulation des Entformvorgangs unter der FEM - Software ANSYS. Das Materialverhalten der Kunststoffe wurde innerhalb ANSYS durch ein viskoelastisches Materialmodell beschrieben. Im Rahmen der Arbeit wurde ein Modell des Entformvorgangs entwickelt, das es erlaubt, Aussagen zum Entformverhalten von Mikrostrukturen zu treffen und Prozeßparameter, die eine Reduzierung von Entformkräften bewirken, zu bestimmen.

Kapitel 2 widmet sich den Grundlagen des Heißprägeverfahrens und analysiert den Prozeß hinsichtlich der Prozeßparameter und Einflußgrößen und bewertet erste Optimierungsansätze. Ein Schwerpunkt dieses Kapitels bildet die Theorie der Kunststoffe, auf deren Basis die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Simulationen beruhen. Ein kurzer Abriss der Schwindungsentstehung und eine knappe Darstellung der Simulationswerkzeuge runden das Kapitel ab.

Kapitel 3 zeigt neben einer kurzen analytischen Darstellung des Prägevorgangs die Simulationsergebnisse des Umformvorgangs durch die Simulationssoftware MOLDFLOW. Dabei werden Ergebnisse zum Ausbreiten der Schmelze, zur Druckverteilung innerhalb eines Formteils sowie die notwendigen Prozeßparameter zur Minimierung der Restschichtdicke vorgestellt. Der notwendige Druck zum Füllen einer Kavität wird mit dem Modell der „repräsentativen Viskosität“ sowohl analytisch berechnet als auch für einen typischen, noch modellierbaren Formeinsatz durch FEM ermittelt. Betrachtungen zum Kühlvorgang und zur Schwindung beschließen das Kapitel.

Kapitel 4 beschäftigt sich ergänzend zu den in Abschnitt 3 durchgeführten Simulationen detailliert mit dem Entformen von Mikrostrukturen. Zum Verständnis werden zu Beginn des Kapitels die Randbedingungen der Prozeßmodellierung und, aufbauend auf den Grundlagen in Abschnitt 2, die Modellierung des viskoelastischen Materialmodells (verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Elementen) beschrieben. Schwerpunkt bildet die Simulation des Entformvorgangs unter Variation der Randbedingungen, wie Prozeßparameter und Flankensteilheit von Werkzeugkavitäten. Mit den Ergebnissen lassen sich Aussagen zur Entformbarkeit von Mikrostrukturen unter Berücksichtigung von Hinterschnitten und Werkzeugdurchbiegung ableiten. Auf der Basis des entwickelten Modells werden ergänzend dazu die Randbedingungen variiert, um die Einflüsse der einzelnen Parameter auf die Entformkräfte zu

bestimmen. Die Ergebnisse der Simulation werden systematisch durchgeführten Meßreihen gegenübergestellt und resultieren in eindeutigen Aussagen zur Reduzierung von Entformkräften. Am Ende des Abschnittes wird anhand eines praktischen Beispiels gezeigt, inwieweit sich die Ergebnisse der Simulation in der Praxis auswirken.

Kapitel 5 beschreibt abschließend das Optimierungspotential durch eine genaue Analyse der Materialparameter und gibt einen Hinweis zur Definition von Verarbeitungsfenstern für ausgewählte Polymere. Weiterhin werden die aus der Simulation ermittelten Ergebnisse zur Reduzierung der Entformkräfte in Form konstruktiver Lösungen für die praktische Umsetzung dargestellt.

2 Grundlagen der Kunststoffabformung

2.1 Der Heißprägeprozeß

2.1.1 Definition und Abgrenzung

Die Technik des Prägens als Replikationsverfahren für Mikrostrukturen wurde unabhängig von [Galle78] erstmals Anfang der neunziger Jahre im Rahmen des LIGA-Prozesses am Institut für Mikrostrukturtechnik des Forschungszentrums Karlsruhe angewandt [Mich93]. Im Zuge der Weiterentwicklung hat sich die Heißprägetechnik neben dem Spritzgießverfahren, dem Spritzprägeverfahren und dem Thermoformen zu einem eigenständigen Prozeß entwickelt. Die genannten Verfahren weisen spezifische Vorteile auf und stehen deshalb weniger in Konkurrenz zueinander sondern bilden in der Summe das Potential ein breites Spektrum an Mikrostrukturen zu replizieren [Hane00]. Die Auswahl des Verfahrens richtet sich dabei in erster Linie nach der Geometrie der Mikrostrukturen und der zu strukturierenden Fläche.

Das Spritzgießverfahren ist eines der wirtschaftlichsten Verfahren. Kurze Zykluszeiten und ein hoher Grad an Automatisierung zeichnen den Prozeß aus. Der Formfüllvorgang basiert auf dem Einspritzen einer Schmelze in eine geschlossene Kavität. Bedingt durch Angußsysteme und langen Fließwege werden während des Füllvorgangs hohe Scherspannungen hervorgerufen. Spritzgegossene Bauteile weisen daher einen vergleichsweise hohen Grad innerer Spannungen auf. Bedingt durch die langen Fließwege werden im Mikrobereich Füllvorgänge von Kavitäten mit extremen Aspektverhältnissen und großflächigen dünnwandigen Bauteile erschwert. Um diesem Effekt entgegenzuwirken kommt bei der Herstellung von Mikrostrukturen eine variotherme Prozeßführung zur Anwendung [Benz99].

Das Spritzprägeverfahren nimmt eine Mittelstellung zwischen Spritzgießen und Heißprägen ein, da es Komponenten beider Verfahren vereint. In das durch einen Spalt geöffnete Werkzeug wird durch einen Einspritzvorgang ein Schmelzekuchen injiziert und anschließend der Einspritzkanal versiegelt. Der anschließende weg- und kraftgesteuerte Prägeprozeß füllt die Kavitäten. Dabei werden die im Vergleich zum Spritzgießen die Fließwege reduziert, die Herstellung von großflächigen dünnwandigen Bauteilen erleichtert. Eines der populärsten Beispiele ist die Herstellung von CDs. Zykluszeiten in der Größenordnung von wenigen Sekunden sind ebenfalls Stand der Technik.

Das Heißprägeverfahren basiert dagegen nicht auf einem Einspritzvorgang, sondern verwendet Halbzeuge in Form von dünnen Folien als Ausgangsmaterial des Umformvorgangs. Das Volumen des Halbzeugs wird entsprechend der Fläche des Werkzeugs und der Höhe der Kavitäten angepaßt. Der Vorteil der Verwendung von Halbzeugen liegt in der gleichmäßigen Verteilung der Schmelze unmittelbar über die gesamte Fläche des Werkzeugs. Dadurch werden die Kavitäten mit den kürzest möglichen Fließweglängen befüllt. In Verbindung mit einer variothermen Prozeßführung und geringen Prägegeschwindigkeiten entstehen vergleichsweise geringe Scherspannungen und damit spannungsarme Bauteile. Heißprägen ist daher prädestiniert für großflächige dünne Bauteile und Strukturen mit extremen Aspektverhältnissen. Der konstruktive modulare Aufbau einer Heißprägeanlage weist einen relativ hohen Grad an Flexibilität auf und gestattet mit kurzer Rüstzeit das Herstellen von unterschiedlichen Strukturen aus verschiedenen Materialien. Der Prozeß eignet sich daher für die Fertigung von Prototypen und Kleinserien.

Thermoformprozesse sind fester Bestandteil der Kunststoffumformung. Eines der populärsten Beispiele ist die Herstellung von PET-Getränkeflaschen mittels Blasformen. Dieses Verfahren ist auch im Bereich der Replikation von Mikrostrukturen einsetzbar [Truc02]. Der Vorteil dieses Verfahrens besteht in der Möglichkeit, dünnste Polymerfolien (ca. $2 \mu\text{m}$) zu strukturieren, die durch die oben genannten Verfahren nicht verarbeitet werden können. Im Gegensatz zu den oben genannten Verfahren findet die Umformung im entropieelastischen Zustandsbereich eines Polymers statt und nicht im Schmelzebereich.

Die genannten Prozesse verbindet die Verwendung von thermoplastischen Polymeren als Ausgangsmaterial zur Herstellung von Mikrostrukturen. Lediglich die Form der Bereitstellung variiert von Granulat bis zur Verwendung von Halbzeugen in Form von Folien. Jedes Verfahren nutzt jedoch ein spezifisches Verarbeitungsfenster des gleichen Polymers.

2.1.2 Prozeßbeschreibung

Der Heißprägeprozeß gliedert sich in vier elementare Prozeßabschnitte.

- 1) Aufheizen des Halbzeugs auf Umformtemperatur
- 2) Isothermer Umformvorgang durch Prägen (weggesteuert und kraftgesteuert)
- 3) Kühlen des Formteils auf Entformtemperatur unter Beibehaltung der Kraft
- 4) Entformen des Bauteils durch die Öffnungsbewegung des Werkzeuges

Abbildung 2.1 veranschaulicht schematisch den Prozeßablauf für einen einseitigen Prägevorgang.

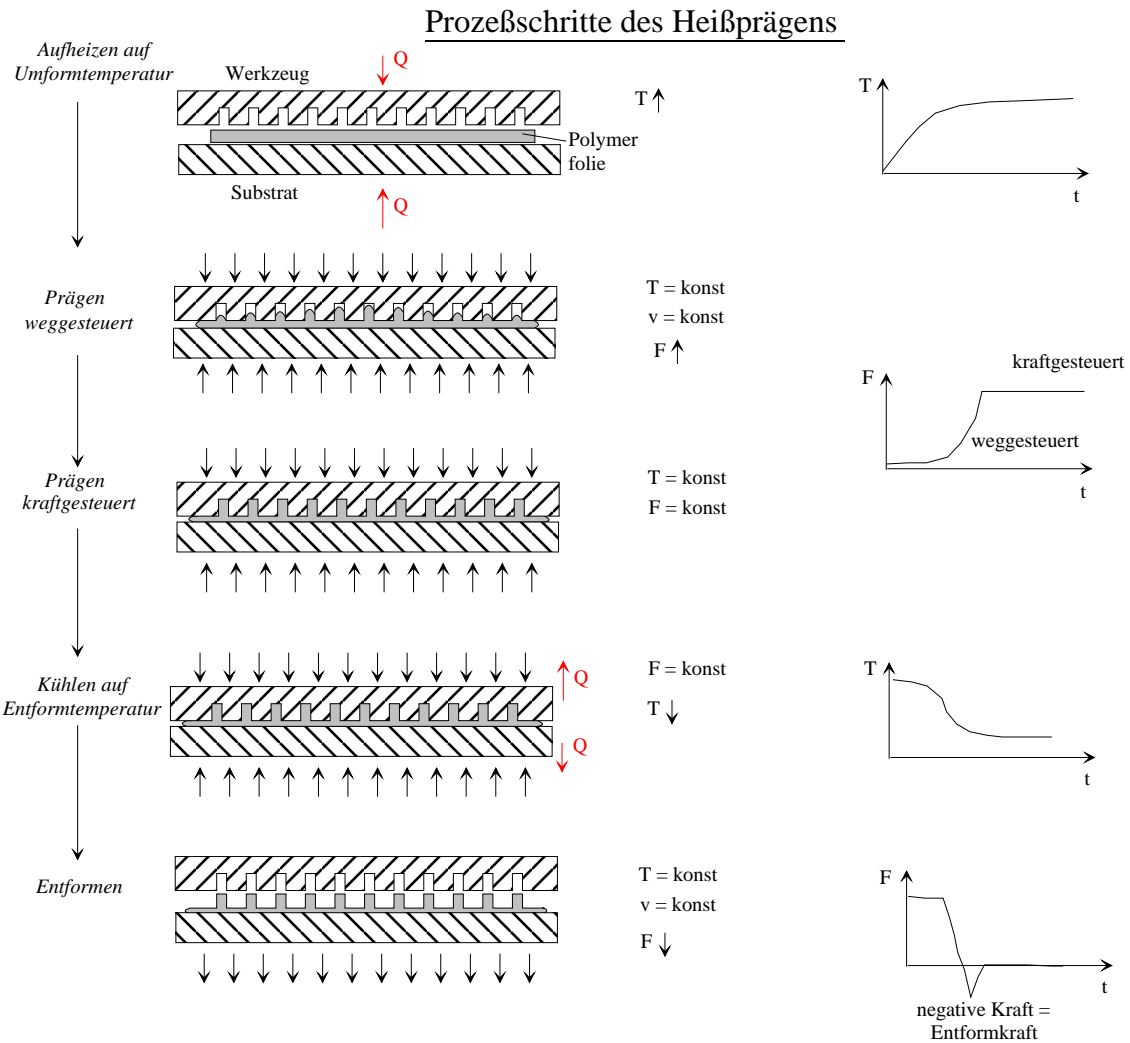


Abbildung 2.1 Schematischer Prozessablauf eines Heißprägevorgangs. Der Prozeß besteht aus den Prozessschritten Aufheizen, weg- und kraftgesteuertes isothermes Prägen, Kühlen und Entformen.

Zwischen Werkzeug und Substrat wird ein Halbzeug, eine Polymerfolie, positioniert. Die Dicke der Folie liegt über der Strukturhöhe des Werkzeuges. Die Fläche der Folie überdeckt den strukturierten Bereich des Werkzeuges. Werkzeug und Substrat werden unter Vakuum auf die jeweilige Umformtemperatur des Polymers aufgeheizt. Ist die konstante Umformtemperatur erreicht, beginnt der Prägevorgang. Mit konstanter Prägegeschwindigkeit (in der Größenordnung von 1 mm/min) werden Werkzeug und Substrat aufeinander zu bewegt, bis die voreingestellte maximale Prägekraft erreicht ist. Ab diesem Zeitpunkt wird die Relativbewegung zwischen Werkzeug und Substrat durch die Prägekraft gesteuert. Die Kraft wird über einen weiteren Zeitraum (Nachdruckzeit, Haltezeit) konstant gehalten, der Kunststoff fließt unter der konstanten Kraft (Nachdruck). Dabei bewegen sich Werkzeug und Substrat weiter aufeinander zu und die Restschichtdicke nimmt mit der Dauer der Nachdruckzeit ab. Während dieses Umformvorgangs bleibt die Temperatur konstant. Dieser isotherme Prägevorgang unter Vakuum ist notwendig, damit die Kavitäten des Werkzeuges vollständig gefüllt werden. Lufteinschlüsse oder eine einsetzende Kühlung bereits während der Formfüllung können insbesondere bei hohen Aspektverhältnissen zu unvollständiger Ausformung der Mikrostrukturen führen. Nach Ablauf der Nachdruckzeit beginnt unter Aufrechterhaltung der Prägekraft die Kühlung von Werkzeug und Substrat bis die Temperatur des Formteils unterhalb der Glasübergangstemperatur bzw. der Schmelztem-

peratur des Kunststoffes abgesunken ist. Ist die Entformtemperatur des Polymers erreicht, wird durch die Öffnungsbewegung – der Relativbewegung zwischen Werkzeug und Substrat - das Formteil aus dem Werkzeug entformt. Dieser Entformmechanismus funktioniert nur in Verbindung mit einer höheren Haftung des Formteils auf der Substratplatte, da durch sie die Entformbewegung gleichmäßig und senkrecht auf das Formteil übertragen wird. Der Entformprozeß ist als der kritischste Prozeßabschnitt des Heißprägeverfahrens zu betrachten. Die Entformkräfte können durch Wahl der Prozeßparameter und der Qualität des Werkzeuges um ein vielfaches variieren. Im extremen Fällen ist eine Entformung nicht mehr möglich, die Strukturen werden während des Entformvorgangs zerstört. Neben der beschriebenen einseitigen Abformung wird das Verfahren auch für das doppelseitige positionierte Prägen eingesetzt. Das Prinzip des Verfahrens bleibt unverändert, jedoch wird anstatt des Substrates ein weiteres Werkzeug verwendet. Für das Entformen des Formteils aus einer der beiden Werkzeughälften werden spezielle Entformmechanismen wie Auswerferstifte oder Druckluftentformung eingesetzt. Die schematische Darstellung des Prägevorgangs in Abbildung 2.1 beschränkt sich aus Übersichtsgründen auf die wesentlichen Prozeßschritte. Je nach Werkzeug und Polymer müssen der Prozeß und die Prozeßparameter entsprechend adaptiert werden.

2.1.3 Prozeßparameter und Einflußgrößen

Prozeßparameter und Einflußgrößen des Heißprägeverfahrens lassen sich in insgesamt 6 Gruppen einteilen. Dabei lassen sich Prozeßparameter und Einflußgrößen per Definition voneinander trennen. Gemeinsam beeinflussen sie die Qualität der mikrostrukturierten Formteile wie aus der Übersichtsgrafik in Abbildung 2.2 hervorgeht.

Parameter und Einflußgrößen des Heißprägeprozesses

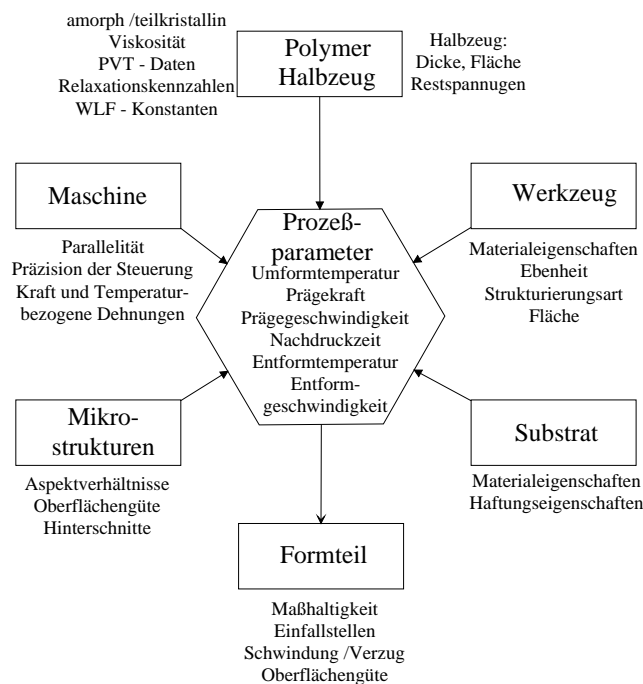


Abbildung 2.2 Prozeßparameter und Einflußgrößen des Heißprägeprozesses. Die Prozeßparameter steuern den Verfahrensablauf des Heißprägevorgangs. Sie werden von den Materialparametern bestimmt. Die Einflußgrößen können in vier Gruppen eingeteilt werden (Maschine, Werkzeug, Substrat, Mikrostrukturen auf Formeinsatz). Sie beeinflussen in der Summe die Qualität der Formteile.

Zu der Gruppe der Prozeßparameter werden die Parameter zugeordnet, die den Verfahrensablauf des Heißprägevorgangs steuern. Zu den Prozeßparametern zählen Umformtemperatur, Prägegeschwindigkeit, Prägekraft, Nachdruckzeit, Entformtemperatur sowie Entformgeschwindigkeit.

Eine weitere Gruppe bilden die Materialparameter (Kap. 2.2, 3.13. 4.1.3) . Sie bestimmen zu einem erheblichen Anteil die Prozeßparameter. Aus den Materialparametern lassen sich Verarbeitungsfenster bestimmen, aus denen Prozeßparameter resultieren.

Den sechs Prozeßparametern und den Materialparametern steht eine Vielzahl von Einflußgrößen gegenüber. Die Einflußgrößen können in 4 Kategorien eingeteilt werden.

- Werkzeug: Insbesondere die Ebenheit des Werkzeugs ist von Bedeutung, damit über die gesamte Prägefläche eine homogene Dickenverteilung des Formteils gewährleistet ist. Abhängig von der Strukturierungsart des Werkzeuges sind Unterschiede in der Oberflächengüte vorhanden, die sich auf die Höhe der Entformkräfte während des Entformvorgangs auswirken.
- Substrat: Für das Substrat gilt ebenfalls wie für das Werkzeug die Anforderung nach einer möglichst hohen Ebenheit über der gesamten Fläche. Wichtig sind hier gute Haftungseigenschaften durch mikrostrukturierte Oberflächen (z.B. Lappen der Oberfläche).
- Maschine: Die Einflüsse der Heißprägemaschinen sind vielfältig. Hervorzuheben sind die wärme- und kraftbedingten Dehnungen und Verzüge (vergl. Anhang A), die Führungsgenauigkeit der Traversen sowie die Präzision der Steuerung.
- Mikrostrukturen: Geometrie, Anordnung, Oberflächenrauigkeit der Mikrostrukturen auf dem Formeinsatz beeinflussen das Entformverhalten. Insbesondere die Flankensteilheit der Mikrostrukturen und das Aspektverhältnis sind entscheidende Kriterien für die Entformbarkeit.

Materialparameter, Prozeßparameter und Einflußgrößen beeinflussen in der Summe die Qualität der abgeformten Mikrostrukturen.

2.1.4 Formteilqualität und Fehlerquellen

Ein Bewertungssystem für die Formteilqualität abgeformter Mikrostrukturen wird durch die Vielfalt an Werkzeugdesigns und Kundenanforderungen individuell spezifiziert. Unabhängig davon sind jedoch zwei wichtige Kriterien entscheidend - Formtreue und Maßhaltigkeit der Strukturen. Abweichungen von der Gestalttreue werden durch Fehler definiert, deren Ursachen sich auf Prozeßsteuerung und mechanische Defekte des Werkzeugs zurückzuführen lassen wie in Abbildung 2.3a und 2.3b dargestellt.

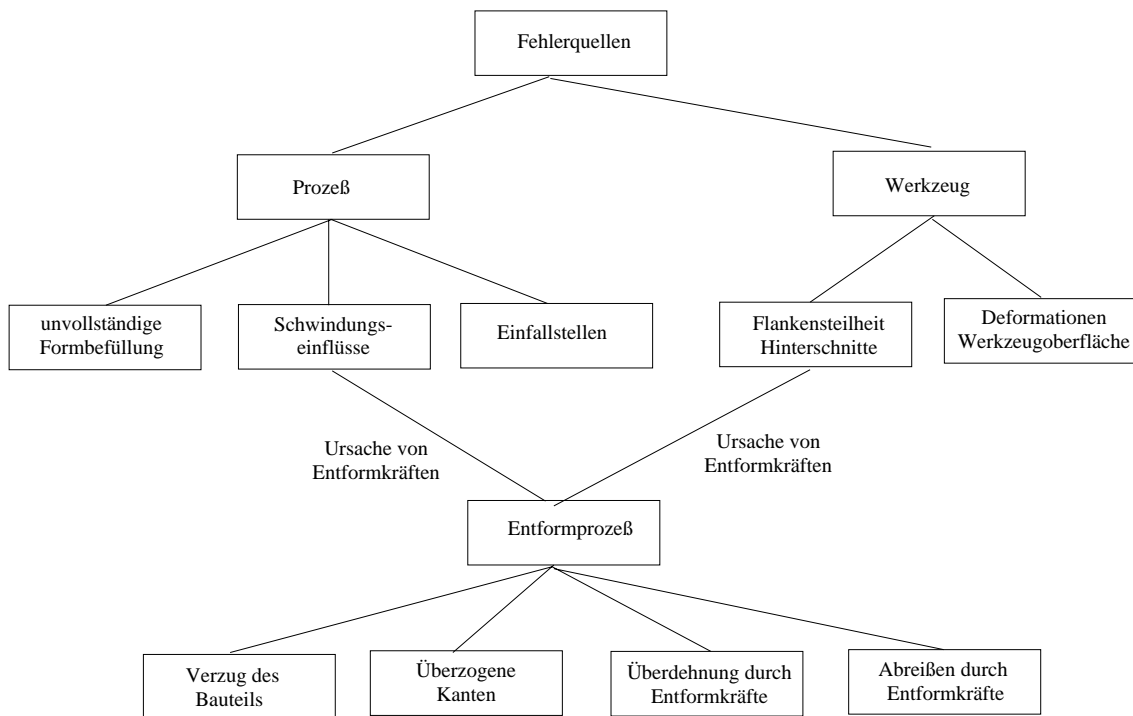
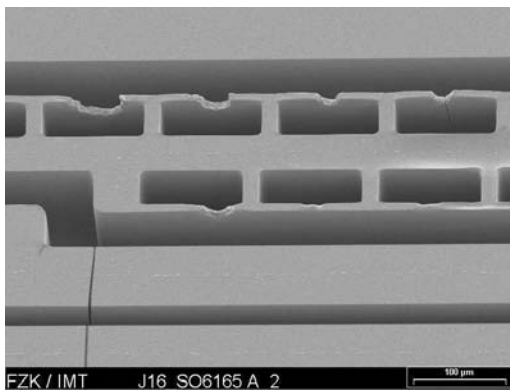
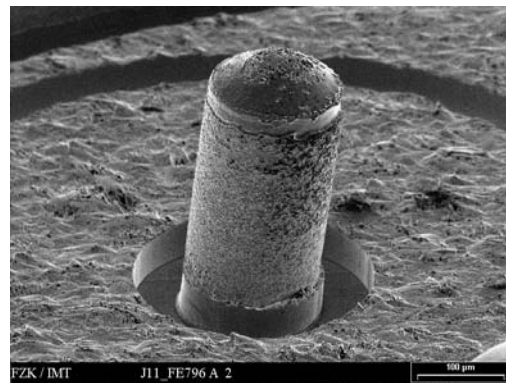


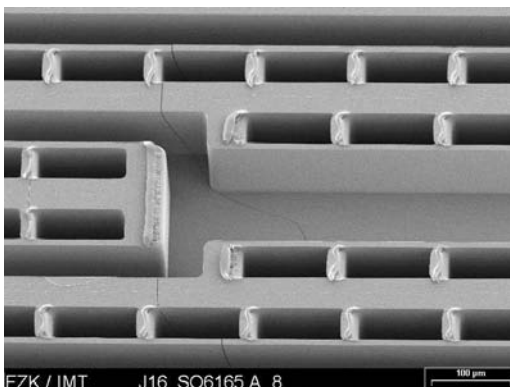
Abbildung 2.3a Charakterisierung der Fehlerquellen des Heißprägeverfahrens und die daraus resultierenden Deformationen von Mikrostrukturen. Ursachen sind im wesentlichen schwindungsbedingte Deformationen und Werkzeugeinflüsse



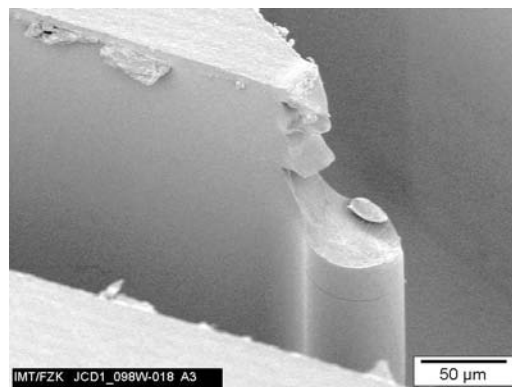
a) Unvollständige Formbefüllung



b) Verzug einer Struktur



c) Überzogene Kanten



d) Abriß von Strukturen oder Fragmenten

Abbildung 2.3b Typische Deformationen von abgeformten Mikrostrukturen. Eine unvollständige Befüllung der Mikrokavitäten entsteht durch z.B. zu geringen Fülldruck. Der Verzug einer Struktur resultiert aus Schwindungsdifferenzen innerhalb des Formteils. Überzogene Kanten und abgerissene Strukturen oder Fragmente entstehen durch Schwindungseinflüsse während des Entformvorgangs.

- Die unvollständige Formbefüllung basiert auf einem zu geringen Druck oder zu geringer Temperatur während des Prägevorgangs. Insbesondere Strukturen mit hohem Aspektverhältnis und geringen Querschnitten werden unter Umständen nicht vollständig gefüllt. Charakteristisch für zu geringen Druck sind abgerundete Kanten der Mikrostrukturen.
- Einfallstellen entstehen während des Abkühlens der Formteile. Ist die Höhe des Nachdruckes nicht ausreichend, um die temperaturbedingte Schwindung der Polymere auszugleichen, entstehen partielle Bereiche, die eine höhere Schwindung aufweisen und sich von der Werkzeugwand lösen.
- Verzüge von Mikrostrukturen oder Formteilen basieren auf Schwindungsunterschieden innerhalb eines Formteils. Bedingt durch das vorhandene Druckprofil während des Prägens und der Nachdruckphase werden die Randbereiche des Formteils mit geringerem Druck beaufschlagt. Die Schwindung ist druckabhängig, so daß sich Schwindungsdifferenzen ausbilden, die in einem Verzug des Formteils resultieren.
- Überzogene Kanten von Strukturen entstehen während des Entformvorganges unmittelbar vor der vollständigen Entformung der Struktur. Bedingt durch die Schwindungsdifferenz zwischen Polymer und Werkzeug entstehen Kräfte in Richtung Formteilmittelpunkt, die die oberen Kanten der Mikrostrukturen deformieren oder zerstören können.
- Überdehnte und abgerissene Strukturen sind ebenfalls typische Deformationen, die während des Entformvorgangs entstehen. Aufgrund von Reibung und der aus der Schwindungsdifferenz zwischen Werkzeug und Polymer resultierenden Kontaktspannung entstehen während des Entformens Zugkräfte auf die Strukturen, die je nach Strukturquerschnitt zum Überdehnen oder Abreißen von Strukturen oder Strukturteilen führen. Hinterschnitte erhöhen die Gefahr des Abreißen von Strukturen drastisch (Abschnitt 4).

2.1.5 Maschinenteknik und Werkzeuge

Heißprägemaschinen werden in verschiedenen Ausstattungsvarianten auf dem Markt angeboten. Stellvertretend wird die Beschreibung des Funktionsprinzips anhand des Modells HEX03 der Firma Jenoptik durchgeführt. Die Maschine basiert auf einer biegesteifen Präzisionsprägeeinheit, vergleichbar einer Zugprüfmaschine. Die weiteren Komponenten Werkzeug-Positioniereinheit, Vakuumkammer, Heiz-Kühlsystem, Meßdatenerfassung und Maschinensteuerung werden zu einem Heißprägesystem integriert. Ein schematischer Aufbau einer Heißprägeanlage ist in Abbildung 2.4 skizziert.

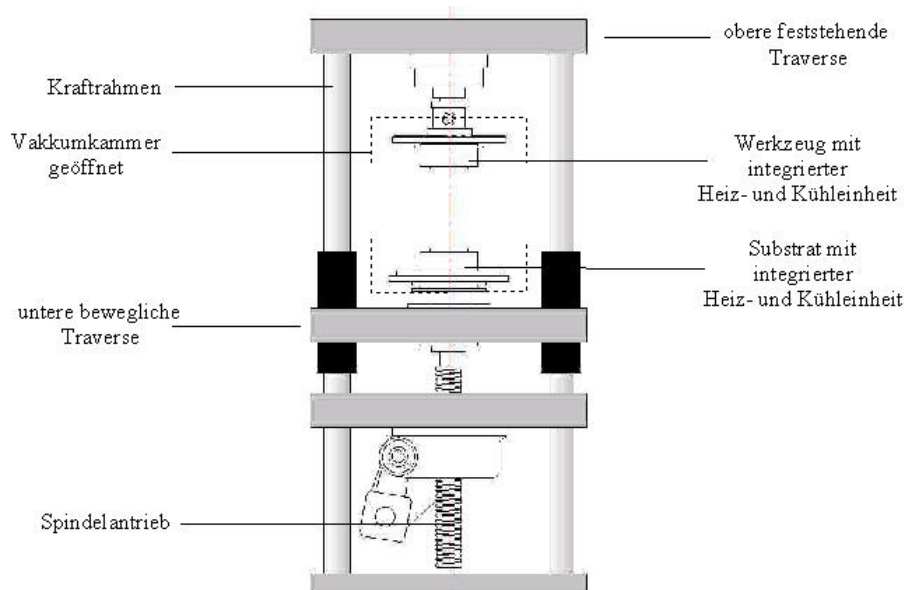


Abbildung 2.4 Schematischer Aufbau einer Heißprägemaschine. Die Maschine besteht neben der Steuereinheit aus den Komponenten Kraftrahmen mit Traversen, Vakuummkammer, Heiz- und Kühleinheit und ggf. einer Positioniereinheit.

Basis einer Heißprägemaschine bildet die Präzisions-Prägeeinheit. Ein steifer 4-Säulen Rahmen in Verbindung mit einer biegesteifen Traverse nimmt die Prägekräfte auf. Die Bewegung der Traverse wird mechanisch über eine Spindel erzeugt. Auf den oberen und unteren Traversen befinden sich die Module Werkzeug und Substrat, in die eine elektrische Heizeinheit und eine mit Öl betriebene Kühleinheit integriert sind. Werkzeug- und Substrateinheit werden von einer Vakuummkammer umschlossen. Vakuum verhindert die Bildung von Lufteinschlüssen und sorgt für eine vollständige Füllung der Kavitäten. Außerdem verhindert Vakuum eine Oxidation von Werkzeug und Substrat. Trotz hoher Biegesteifigkeit des Rahmens lassen sich temperatur- und kraftabhängige Dehnungen nicht vollständig vermeiden. Sie müssen bei Messungen von Kenngrößen entsprechend berücksichtigt werden. Ein Überblick über die maschinenspezifischen Einflußgrößen findet sich im Anhang A. (Prägemaschine Jenoptik HEX03).

Der Vorteil einer Heißpräganlage liegt in den kurzen Rüstzeiten. In das mikrostrukturierte Werkzeug (Formeinsätze) sind keine Heiz- und Kühlelemente integriert, so daß ein schneller Wechsel des Werkzeugs erfolgen kann. Das System erlaubt die Verwendung einer breiten Palette von Werkzeuggeometrien bis zu einer Größe von derzeit 4 Zoll. Dabei kommen Werkzeuge aus zwei verschiedenen Herstellungsverfahren zum Einsatz

- Galvanisch gefertigte Werkzeuge, strukturiert durch Röntgentiefenlithographie oder optische Lithographie. Die Technik ist prädestiniert für filigranste Strukturen mit hohen Aspektverhältnissen. Die Werkzeuge weisen i.a. ein hohes Maß an Flankensteilheit auf, Entformschrägen sind nicht vorhanden. Die Oberflächenrauigkeit bewegt sich in einer Größenordnung von 50 nm.
- Mechanisch gefertigte Werkzeuge, Mikrostrukturierung durch Fräsen, Erodieren, Laser, Ätzen, EDM, ECM. Mit mechanischer Strukturierung durch Fräsen ist es möglich, gezielt Entformschrägen zu berücksichtigen. Die Seitenwandrauigkeit liegt bei gefrästen Formeinsätzen in der Größenordnung von 150-200 nm.

2.2 Kunststoffe für den Heißprägeprozeß

2.2.1 Allgemeine Charakterisierung thermoplastischer Polymere

2.2.1.1 Klassifizierung der Polymere für den Heißprägeprozeß

Beide Arten von thermoplastischen Polymeren sind für die Herstellung von Mikrostrukturen durch den Heißprägeprozeß geeignet.

Amorphe, thermoplastische Polymere: Kennzeichnend ist eine regellose, knäuelartige Anordnung der Makromoleküle, sowohl in der Schmelze als auch im festen Zustand. Die Makromoleküle durchdringen sich vielfältig und bilden durch Verschlaufungen ein Netzwerk mit physikalischen, wiederlösbaren Vernetzungspunkten (PMMA, PC, PSU).

Teilkristalline, thermoplastische Polymere: Teile der Polymerketten lagern sich partiell zu regelmäßigen, kristallinen Strukturen zusammen. Es entsteht ein ähnliches Netzwerk wie bei den amorphen Thermoplasten, jedoch mit zusätzlichen physikalischen, wiederlösbaren Vernetzungspunkten, den Kristalliten. Teilkristalline Polymere sind härter, zäher und wärmeformbeständiger (PP, POM, PEEK, LCP).

2.2.1.2 Thermische Zustandsbereiche und daraus resultierende Prozeßfenster

Thermoplastische Polymere weisen Zustandsbereiche auf, in denen sich ihre Eigenschaften grundsätzlich ändern. Amorphe und teilkristalline Kunststoffe zeigen dabei unterschiedliches Verhalten wie schematisch durch die Temperaturabhängigkeit des Schubmoduls in Abbildung 2.5 dargestellt ist.

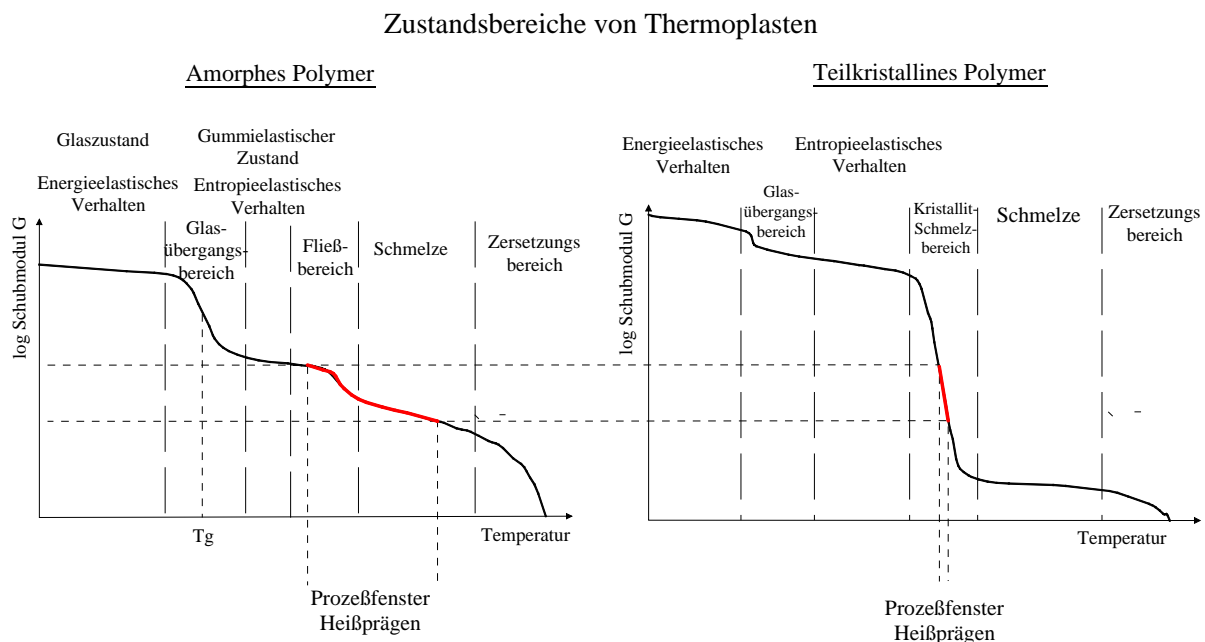


Abbildung 2.5 Schematische Darstellung der thermischen Zustandsbereiche amorpher und teilkristalliner Thermoplaste und daraus resultierende Prozeßfenster. Teilkristalline Thermoplaste weisen ein kleineres Prozeßfenster für das Heißprägen auf als amorphe Thermoplaste.

Das Zustandsverhalten eines thermoplastischen Polymers lässt sich durch Zustandsbereiche und Übergangsbereiche charakterisieren:

Zustandsbereiche

- Glaszustand, energieelastisches Verhalten
- Gummielastischer Zustand, entropieelastisches Verhalten
- Schmelze-Zustand, viskoses Verhalten
- Zersetzungsbereich

Übergangsbereiche

- Glasübergangsbereich (Erweichungs- oder Einfrierbereich)
- Fließbereich (nur bei amorphen Thermoplasten)
- Kristallit-Schmelzbereich (nur bei teilkristallinen Thermoplasten)

Aus den Zustands- und Übergangsbereichen lassen sich die Prozeßfenster für das Heißprägeverfahren ableiten. Ein Umformen im Glaszustand ist nicht möglich. Der Kunststoff ist hart und verhält sich spröde. Mit zunehmender Temperaturerhöhung nimmt der Schubmodul kontinuierlich ab, bis er im Glasübergangsbereich aufgrund der Zunahme der Kettenbeweglichkeit stark absinkt. Bei amorphen Polymeren ist ein Abfall um ca. vier Größenordnungen zu verzeichnen, bei teilkristallinen Polymeren ist der Abfall in Abhängigkeit des amorphen Anteils geringer. Nach dem Glasübergangsbereich schließt sich der gummielastische Zustand an. Für amorphe Polymere ist bereits in diesem Zustand ein Umformen möglich, bei teilkristallinen Polymeren sorgt das Vorhandensein der Kristallite trotz Erweichung der amorphen Phase für noch zu hohe Festigkeit des Thermoplasten. Bei weiterer Temperaturerhöhung gelangt man bei amorphen Thermoplasten über den Fließbereich, bei teilkristallinen Thermoplasten über den Kristallit-Schmelzbereich zum Schmelzezustand, innerhalb dessen ein Prägen sowohl für ein amorphes als auch für ein teilkristallines Polymer möglich wird. Dabei ist zu beachten, daß ein Aufschmelzen der kristallinen Strukturen zu einer extremen Reduzierung des Schubmoduls innerhalb eines engen Temperaturbandes führt. Ist der Schubmodul jedoch zu gering, ist ein Prägen nicht mehr möglich, da sich die Schmelze wie eine niederviskose Flüssigkeit verhält und sich der notwendige Prägedruck bei freien Fließfronten nicht mehr aufbauen läßt.

Aus der Darstellung der Zustandsbereiche wird deutlich, daß das Prozeßfenster zur Umformung für amorphe Polymere weitaus größer ist als das für teilkristalline Polymere. Es erstreckt sich vom gummielastischen Zustand bis in den Schmelze-Zustand, während teilkristalline Thermoplaste dagegen nur innerhalb eines engen Temperaturbandes im Kristallit-Schmelzbereich verarbeitet werden können.

2.2.2 Viskoelastisches Verhalten von Polymeren

2.2.2.1 Definition von Viskoelastizität

Bei Kunststoffen lassen sich drei überlagernde Verformungsanteile unterscheiden:

- Elastische Verformung (spontan, reversibel)
- Viskoelastische oder relaxierende Verformung (zeitabhängig, reversibel)
- Viskose Verformung (zeitabhängig irreversibel)

Die Gewichtung der einzelnen Anteile ist abhängig von:

- Höhe der Beanspruchung,
- Belastungsdauer und -geschwindigkeit,
- Temperatur,
- Strukturellem Aufbau der Polymere.

Die meisten Kunststoffe verhalten sich in der Schmelze als auch als Festkörper elastisch und viskos, d.h. viskoelastisch. Ändert sich z. B. der Deformationszustand eines Schmelze-Teilchens mit der Zeit, so ändert sich die Spannung in der Schmelze nicht wie bei einer rein viskosen Flüssigkeit proportional zur Deformationsgeschwindigkeit, sondern wird erst zeitlich verzögert abgebaut.

2.2.2.2 Modelle zur Beschreibung viskoelastischen Verhaltens

Viskoelastisches Materialverhalten lässt sich durch die aus der Festkörpermechanik bekannten Elemente Feder, Dämpfer und Reibungskörper beschreiben. Durch Kombination dieser Elemente lässt sich nahezu jedes Stoffverhalten modellieren. Eine Übersicht über die gebräuchlichsten Kombinationen ist in [Pahl95] oder [Meng02] zu finden. In der vorliegenden Arbeit wurde für die prozeßspezifische Simulation das verallgemeinerte Maxwell-Modell, eine Parallelschaltung einzelner Maxwell-Elemente, angewandt. Abbildung 2.6 verdeutlicht schematisch den Aufbau eines Maxwell-Modells.

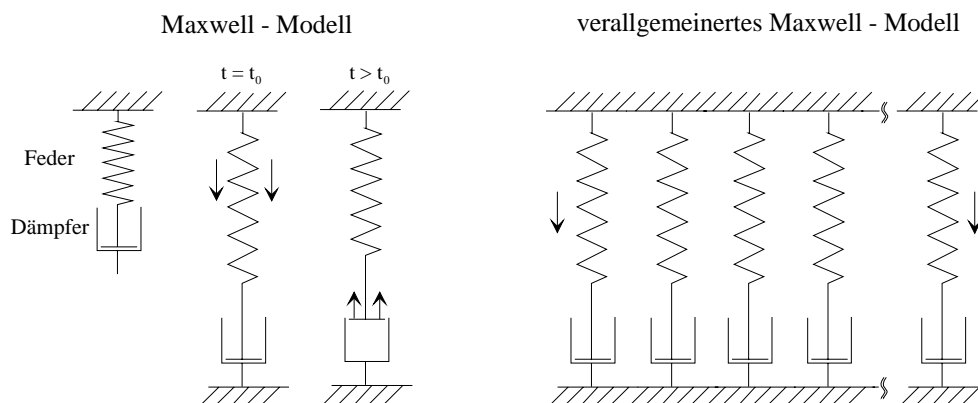


Abbildung 2.6 Ein einzelnes Maxwell-Element besteht aus einer elastischen Feder und einem viskosen Dämpfer. Die Beschreibung realer viskoelastischer Stoffe erfolgt durch das verallgemeinerte Maxwell-Modell, einer Parallelschaltung einzelner Maxwell-Elemente .

Das Maxwell-Element besteht aus einer Reihenschaltung von einer Feder mit der Federkonstanten E und einem Dämpfer mit der Viskosität η . Aufgrund einer Spannung σ entsteht eine Gesamtverformung ε , die sich zusammensetzt aus der Verformung ε_{el} der Feder und ε_{vis} des Dämpfers. Die zeitliche Ableitung führt zu Gl. 2.1

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_{el} + \dot{\varepsilon}_{vis} \quad (2.1)$$

mit $\dot{\varepsilon}_{el} = \frac{\dot{\sigma}}{E}$ (Hooke'sche Feder) und $\dot{\varepsilon}_{vis} = \frac{\sigma}{\eta}$ (Newton'sches Fließen, Öl in Dämpfer)

Aus diesem Ansatz läßt sich eine Differentialgleichung für die Spannung aufstellen.

$$\dot{\sigma} + \frac{E}{\eta} \cdot \sigma - E \cdot \dot{\varepsilon} = 0 \quad (2.2)$$

Wird die Formänderung konstant gehalten $\varepsilon = \text{konst}$, so ergibt sich durch Integration die Lösung

$$\sigma = \sigma_0 \cdot e^{-\frac{t \cdot E}{\eta}} = \sigma_0 \cdot e^{-\frac{t}{\lambda}} \quad (2.3)$$

Gleichung 2.3 beschreibt das Abklingen der Spannung mit der Zeit bei konstanter Deformation. Der Exponent nimmt den Wert -1 an, wenn $t = \eta/E$. Aus dieser Bedingung leitet sich die Relaxationszeit λ ab.

$$\lambda = \frac{\eta}{E} \quad (2.4)$$

Die Relaxationszeit ist nach Gl. 2.4 die Zeit, in welcher bei konstanter Verformung die Spannung auf e^{-1} (37%) des Ausgangswertes abgeklungen ist. Nach Ablauf der vierfachen Relaxationszeit ist die Spannung auf 1.8 % des Ausgangswertes abgeklungen [Meng02].

Reale Polymere lassen sich nicht ausreichend genau durch ein einzelnes Maxwell-Element beschreiben. Durch Parallelschaltung mehrerer Feder-Dämpfer Elemente zu einem verallgemeinerten Maxwell-Modell wird das reale Zeitverhalten besser angenähert. Die Relaxation der Spannung eines Polymers ist über das Hooke'sche Gesetz mit dem E-Modul verknüpft und äußert sich in der Relaxation des E-Moduls (Schermoduls, Kompressionsmoduls). Für ein allgemeines Maxwell-Modell wird das Relaxationsverhalten durch die Summe der Kennwerte der einzelnen Maxwell-Elemente beschrieben.

$$E(t) = \sum_{i=1}^n E_i \cdot e^{-\frac{t}{\lambda_i}} \quad (2.5)$$

2.2.2.3 Molekülorientierungen und Relaxationsverhalten

Durch Fließvorgänge werden die Makromoleküle der Polymere deformiert und in Strömungsrichtung ausgerichtet (orientiert). Orientierungen können sich durch Relaxation wieder abbauen oder durch schnelles Abkühlen eingefroren werden. Relaxation beruht auf der Wärmebewegung von Molekülsegmenten und ist eine Funktion der Temperatur bzw. des Molekulargewichts. Die Moleküle kehren von einem aufgeprägten geordneten Zustand in einen ungeordneten zurück. Wirkt während der Umformung der Druck nur sehr kurz oder ist die Schmelze aufgrund niedriger Temperatur noch hochvis-

kos, so zeigt sich ein kautschukelastisches Verhalten, d.h. nach der Deformation formt sich der Kunststoff wieder in die Ausgangslage zurück. Unter langfristig einwirkendem Druck bei gleichzeitig hoher Temperatur relaxiert die Kunststoffschmelze aufgrund hoher Molekülbeweglichkeit. Die neue Gestalt wird ohne verbleibende Orientierung angenommen [Meng02].

Der Abbau von Orientierungen ist temperaturabhängig und erfolgt auf zweierlei Arten:

- Relaxation: Abbau der Spannungen und Orientierungen bei konstanter Verformung z.B. in einem Umformwerkzeug unter konstanter Kraft. Der Vorgang der Relaxation dauert länger als der Vorgang der Retardation, da die Molekülketten sich nicht frei bewegen können, sondern aneinander abgleiten.
- Retardation: Die Moleküle können durch die freie Bewegung schnell ihre neue Anordnung annehmen. Daher läuft dieser Vorgang schneller ab (ca. 10^4 -fach) als das Abgleiten bei Relaxation, da ganze Molekülketten kollektiv verschoben werden. Schrumpffolien als praktisches Beispiel ziehen sich bei Erwärmung aufgrund der Retardation von eingefrorenen Orientierungen zusammen.

Die Vorgänge des Abbaus von Orientierungen kommen auch während des Heißprägens zum Tragen. Die verwendeten Halbzeuge, spritzgegossene Platten oder extrudierte Folien, weisen produktionsbedingt Orientierungen auf, die während des Aufheizvorgangs beim Heißprägeprozeß durch Retardation wieder abgebaut werden. Dabei nehmen die Halbzeuge eine neue undefinierte Form an und der Schmelzekuchen ist daher vor Prägebeginn in extremen Fällen nicht mehr über die gesamte strukturierte Fläche verteilt. Abhilfe ist durch eine Kontaktkraft während des Aufheizens möglich. Der Abbau von Orientierungen erfolgt dann durch Relaxation und dauert entsprechend länger.

2.2.2.4 Prinzip der Zeit-Temperatur-Verschiebung

Bei thermo-rheologisch einfachen Stoffen wie Thermoplast-Schmelzen besitzen Relaxations- und Retardationszeitverläufe die gleiche Temperaturabhängigkeit. Es ist daher möglich, die Relaxationszeit- bzw. Retardationszeitkurven entlang der Zeitachse so zu verschieben, daß sie zur Deckung gebracht werden können. Die Kurven der Relaxationsverläufe für jede Temperatur können durch eine temperaturabhängige Verschiebung in eine Masterkurve überführt werden. Das Prinzip der Temperaturverschiebung für Relaxationsvorgänge auf der Basis des freien Volumens wurde von Williams, Landel und Ferry [Will55] entwickelt. Über den Verschiebungsfaktor a_T sind die Masterkurve und die einzelnen Relaxationszeitkurven miteinander verknüpft.

$$\lg a_T = - \frac{C_1 \cdot (T - T_{ref})}{C_2 + (T - T_{ref})} \quad (2.6)$$

mit: T_{ref} = Referenztemperatur, C_1, C_2 = Konstanten (abhängig von Material und gewählter Referenztemperatur)

Die Vorgehensweise läßt sich anschaulich anhand Abbildung 2.7 und Abbildung 2.8 darstellen. Mittels der Meßmethode der „Dynamisch Mechanischen Analyse“ (DMA) wurde der temperaturabhängige E-Modul für PMMA G77Q11 in einem definierten Frequenzbereich, d.h. zeitabhängiger Biegebelastung,

bestimmt. Durch die bei Polymeren geltende Äquivalenz von Zeit (hier Frequenz) und Temperatur können die einzelnen Meßkurven des temperaturabhängigen E-Moduls durch Verschiebung entlang der Zeitachse zu einer Masterkurve zusammengesetzt werden (Abbildung 2.8). Die Verschiebung bezieht sich auf eine Referenztemperatur, im vorliegenden Fall die Glastemperatur $T_g = 110^\circ\text{C}$. Aus den Verschiebungen resultierten die temperaturabhängigen Verschiebungsfaktoren und die Konstanten C_1 und C_2 der Verschiebungsfunktion. Sie sind nur für die definierte Referenztemperatur gültig.

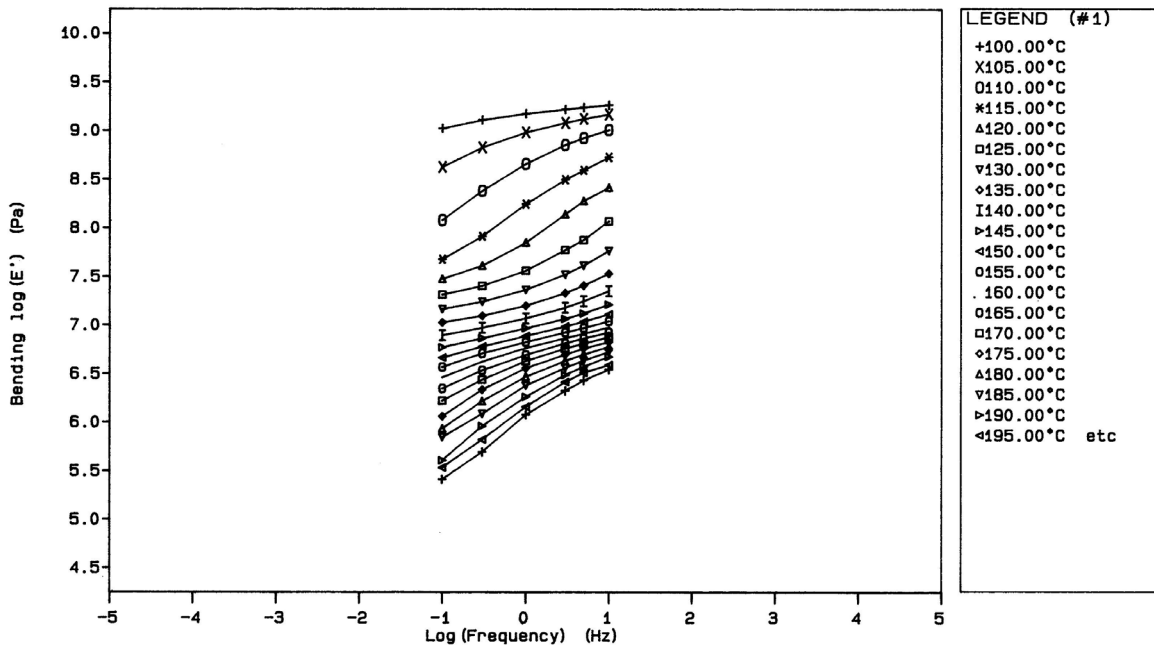


Abbildung 2.7 Gemessener E-Modul (Speichermodul E') in einem definierten Frequenzbereich in Abhängigkeit der Temperatur. Auf Grund der Äquivalenz von Temperatur und Zeit kann bei Polymeren das Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip angewendet werden. Die einzelnen Kurven können entlang der Zeitachse zu einer Masterkurve verschoben werden.

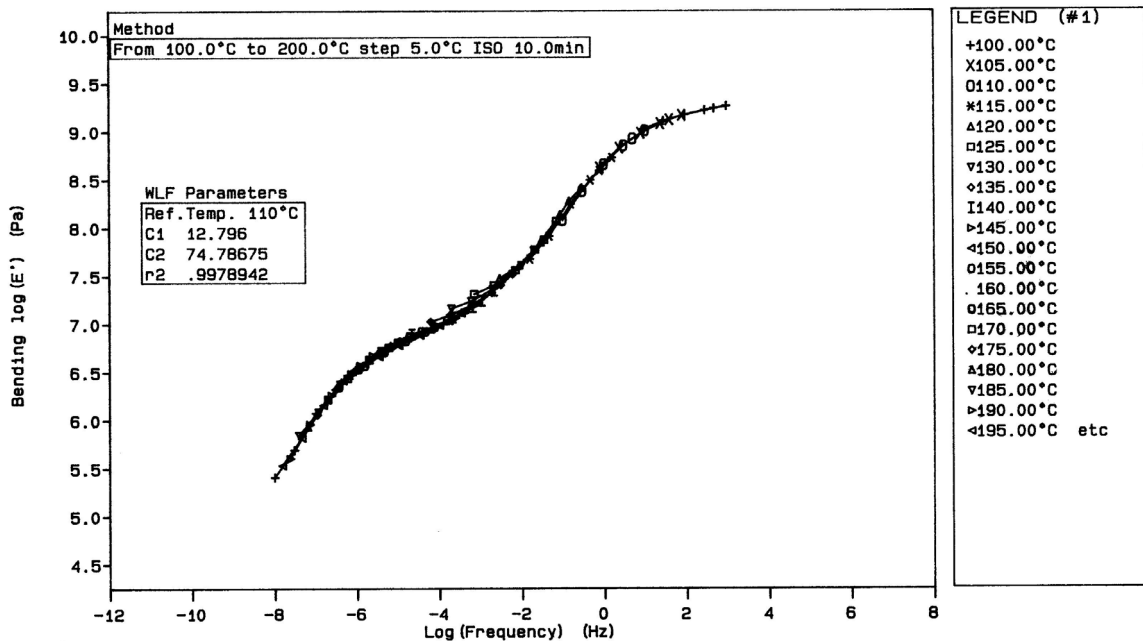


Abbildung 2.8 Resultierende Masterkurve für die Referenztemperatur von 110°C , zusammengesetzt durch Verschiebung der einzelnen Kurven in Abbildung 2.7. Die Masterkurve erlaubt Aussagen über einen weitaus größeren Zeitraum als die einzelnen Messungen. Die Masterkurve kann über die einzelnen temperaturabhängigen Verschiebungsfaktoren (WLF) entlang der Zeitachse verschoben werden. Dabei bleibt die Form der Kurve erhalten. Mit dem Verschiebungsprinzip ist es damit möglich, den E-Modul eines Polymers über einen großen Temperatur- und Zeitbereich zu beschreiben.

Auf der Basis einer Masterkurve und der dazugehörigen Verschiebungsfunktion lässt sich das E-Modul in Abhängigkeit der Zeit und der Temperatur angeben. Dabei bleibt die Form der Relaxationszeitkurve unverändert. Sie wird lediglich entlang der Zeitachse verschoben. Das Verschiebungsprinzip bildet die Grundlage des Materialmodells zur Simulation des Entformverhaltens (Abschnitt 4).

2.2.3 Rheologische Beschreibung von Polymerschmelzen

Da während des Heißprägeprozesses Kunststoffe im schmelzflüssigen Zustand verarbeitet werden, ist für eine Simulation die Abhängigkeit der Spannung von der Deformation innerhalb der Schmelze zu beschreiben. Unterschieden werden dabei zwei Deformationsarten [Meng02].

- *Scherdeformation* entsteht durch Haftung der Schmelze an den Oberflächen der schmelzeführenden Kanäle. Der Kunststoff fließt aufgrund seiner hohen Viskosität und somit geringen Reynoldszahl stets laminar.
- *Dehndeformation* entsteht durch Beschleunigung oder Verzögerung der Schmelze in Fließrichtung. In manchen Verfahren werden gezielt Orientierungen durch Dehnungen erzeugt, z.B. Thermoformen, Extrusionsblasformen oder Streckblasen. Unterschieden wird dabei in uniaxiale und biaxiale Dehnung. In Analogie zur Scherviskosität definiert sich die Dehnviskosität oder Troutonviskosität μ mit der Dehngeschwindigkeit $\dot{\epsilon}$ und Normalspannung σ zu $\mu = \sigma / \dot{\epsilon}$. Bei niedrigen Schergeschwindigkeiten gilt für die Dehnviskosität $\mu=3\eta$.

Während des Umformprozesses des Heißprägens kommen beide Deformationsarten vor. Wird knapp über dem Glasübergangsbereich im entropieelastischen Bereich umgeformt, so wird der Kunststoff mit einem höheren Anteil gedehnt und der Anteil der Dehndeformation steigt an. Im Schmelzestand dagegen wird der Anteil geringer, da die Einflüsse der Scherdeformation überwiegen.

2.2.3.1 Strukturviskoses Verhalten und dessen Beschreibung

Im Gegensatz zu vielen Flüssigkeiten wie Wasser oder Ölen ist die Viskosität bei Polymerschmelzen nicht konstant, da Schubspannungen und Schergeschwindigkeiten nicht proportional zueinander sind. Nur bei sehr kleinen Schergeschwindigkeiten kann bei Kunststoffschmelzen ein linearer Bereich, der Newtonsche Fließbereich, auftreten. Darüber hinaus verhalten sie sich strukturviskos. Bei höheren Schergeschwindigkeiten nimmt die Spannung degressiv zu. Abbildung 2.9 verdeutlicht das strukturviskose Verhalten im Vergleich zu einem Newtonschen Medium. Die Viskosität lässt sich durch äußere Einflüsse wie Druck und Temperatur verändern. Dabei verringert eine Temperaturerhöhung die Viskosität, während eine Druckerhöhung zu einer Viskositätssteigerung beiträgt.

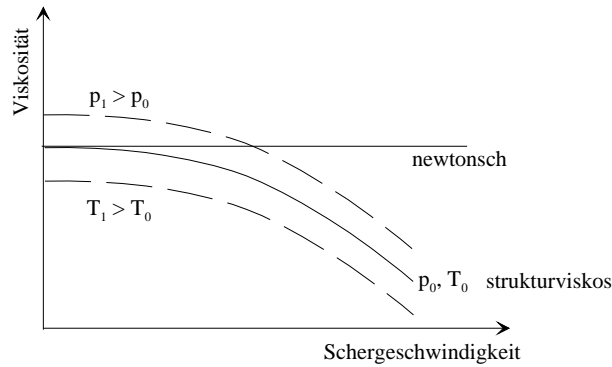


Abbildung 2.9 Polymerschmelzen verhalten sich strukturviskos, mit zunehmender Schergeschwindigkeit sinkt die Viskosität. Druck und Temperatur verschieben die Viskositätskurve.

Zur Approximation von Viskositätskurven werden verschiedene empirische, halbempirische und theoretisch begründete Funktionstypen verwendet. Sie werden auch als Stoffgesetze bezeichnet [Pahl95]. Für die Simulation des Heißprägevorgangs ist es von Bedeutung, den Bereich niedriger Schergeschwindigkeiten möglichst genau zu beschreiben. Aus der Vielzahl der Stoffgesetze erweist sich der Cross Ansatz als geeignet. Dieser Ansatz bildet die Basis der meisten Simulationsmodelle [Meng02].

$$\eta(\dot{\gamma}) = \frac{\eta_0}{1 + \left(\frac{\eta_0 \dot{\gamma}}{\tau^*}\right)^{(1-n)}} \quad (2.8)$$

mit η_0 = Nullviskosität, $\dot{\gamma}$ = Schergeschwindigkeit, τ^* = Scherspannung am Wendepunkt zwischen Newtonschem Verhalten und schergeschwindigkeitsabhängigem Verhalten, n = reziproker Fließexponent

Der Verlauf der durch den Cross-Ansatz beschriebenen Viskositätsfunktion ist in Abbildung 2.10 dargestellt. Das Verhalten wird durch zwei Geraden angenähert, der Schnittpunkt der Geraden definiert den Übergangspunkt zwischen Newtonschem Verhalten und schergeschwindigkeitsabhängigem Verhalten. Die Steigung der Viskositätskurve im strukturviskosen Bereich wird durch den reziproken Fließexponenten n , dem Kehrwert der Steigung der Geraden, beschrieben.

$$n = \frac{1}{m} = \frac{\Delta(\lg \tau)}{\Delta(\lg \dot{\gamma})} \quad (2.9)$$

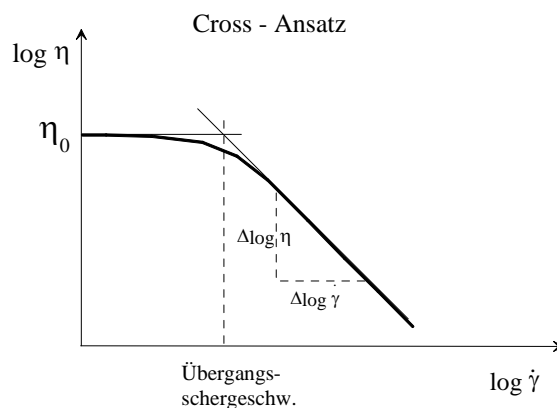


Abbildung 2.10 Beschreibung des strukturviskosen Verhaltens durch den Cross-Ansatz. Das Modell ist gekennzeichnet durch zwei sich schneidende Geraden. Der Schnittpunkt definiert die Übergangsschergeschwindigkeit zwischen Newtonschem und strukturviskossem Verhalten.

In Analogie zur Temperaturabhängigkeit des Relaxationsverhaltens läßt sich das von Williams, Landel und Ferry gefundene Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip auch auf das Viskositätsverhalten anwenden. Die Form der Viskositätskurve bleibt erhalten, sie wird entsprechend der Größe des temperaturabhängigen Verschiebungsfaktors auf der y-Achse ($\log \eta$) verschoben.

2.2.4 Abkühlen einer Polymerschmelze

2.2.4.1 PVT-Diagramm zur Schwindungsabschätzung

Wird einer amorphen Polymerschmelze Wärme entzogen, so verlieren die Molekülketten ihre Beweglichkeit, die Schmelze wird hochviskos und sie versteift sich zunehmend bis sie bei der Einfriertemperatur völlig erstarrt. Die Änderung der Enthalpie und des spezifischen Volumens während des Phasenübergangs ist gering. Die Änderung des Volumens verläuft sowohl unterhalb als auch oberhalb der Glasübergangstemperatur linear, jedoch mit unterschiedlicher Steigung.

Wird eine Polymerschmelze abgekühlt, deren Ketten teilweise einen regelmäßigen Aufbau aufweisen, so können Segmente bereits oberhalb der Einfriertemperatur kristallisieren. Dabei entsteht Kristallisationswärme, die erst abgeführt werden muß, bevor die Schmelze weiter abgekühlt werden kann. Daher entsteht bei der Kristallisationstemperatur ein Temperaturplateau. Im Fall der Kristallisation ändert sich das Volumen im Idealfall sprunghaft auf ein niedrigeres spezifisches Volumen. Unterhalb der Kristallisationstemperatur liegt ein fester, aber wegen der noch nicht eingefrorenen amorph erstarrenden Anteile, zäher Körper vor. Aus diesem Grund ist ein Kriechen des Kunststoffes möglich. Die Kristallisationstemperatur ist nicht unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten, wie sie im Spritzguß vorkommen, verschiebt sich die Kristallisationstemperatur zu niedrigeren Temperaturen. Die Größe des eingefrorenen freien Volumens nimmt zu, die Duktilität des Werkstoffs erhöht sich.

Das Abkühlen einer Schmelze und die daraus resultierenden Zustandsänderungen von amorphen und teilkristallinen Polymeren können durch das PVT-Diagramm dargestellt werden. PVT-Diagramme beschreiben die Wechselwirkung zwischen Druck (p), spezifischem Volumen (v) und Temperatur (T). Dabei unterscheiden sich die Diagramme für amorphe und teilkristalline Polymere wie aus Abbildung 2.11a und Abbildung 2.11b ersichtlich.

Amorphes Polymer – PMMA Lucryl G77Q11

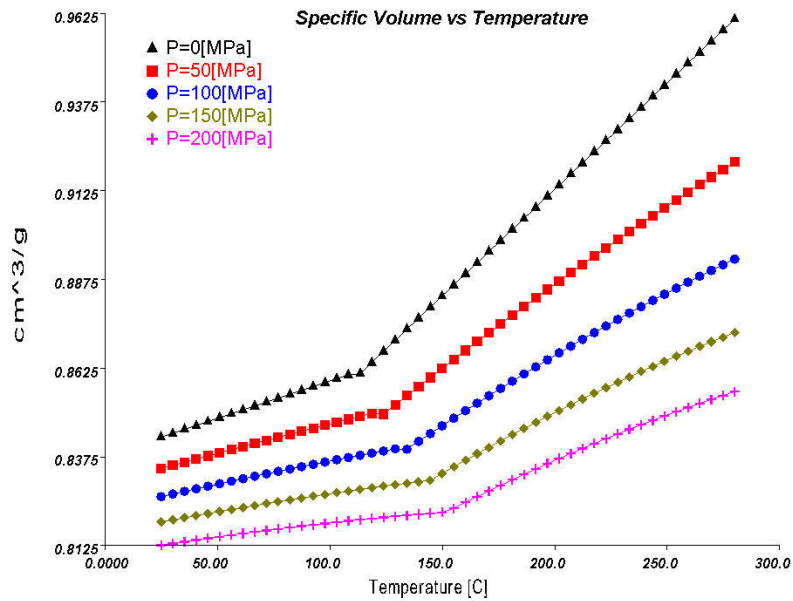


Abbildung 2.11a PVT-Diagramm für ein amorphes Polymer. Die Isobaren weisen sowohl im festen Zustand als auch im Schmelzzustand eine konstante Steigung auf. Die Steigung der Geraden wechselt jedoch in den Übergangsbereichen. Mit zunehmendem Druck verschiebt sich der Glasübergangspunkt zu höheren Temperaturen.

Teilkristallines Polymer – PEEK

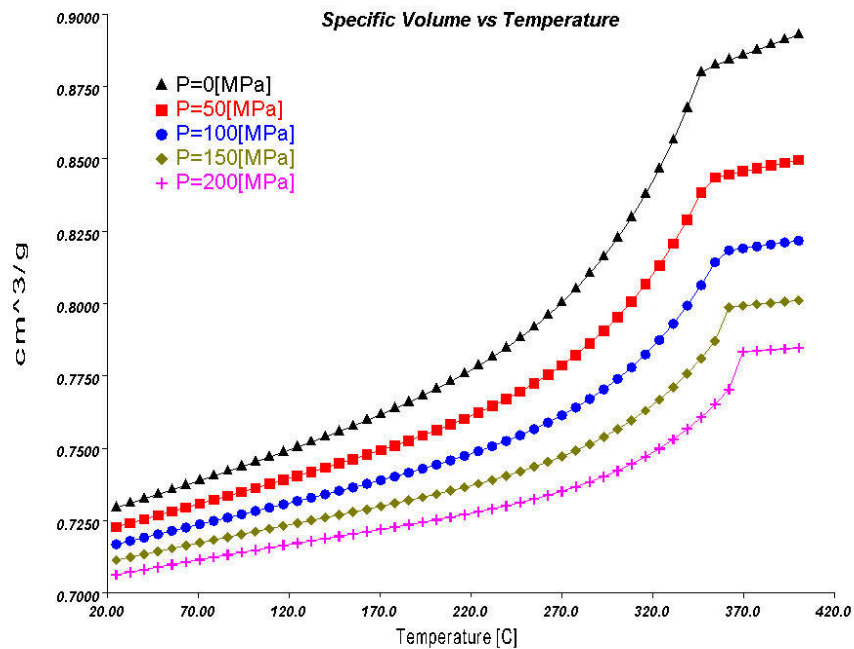


Abbildung 2.11b PVT-Diagramm für ein teilkristallines Polymer. Die Steigung der Isobaren wechselt in den Übergangsbereichen. Die Isobaren zeigen im Schmelzbereich in Analogie zu den amorphen Polymeren einen linearen Verlauf. Unterhalb der Schmelztemperatur verlaufen die Isobaren dagegen parabolisch. Teilkristalline Polymere weisen daher im Vergleich zu amorphen Polymeren eine höhere Schwindung auf. Analog zum Glasübergangspunkt bei amorphen Polymeren verschiebt sich der Schmelzpunkt mit zunehmendem Druck zu höheren Temperaturen.

Kunststoffe sind sowohl als Festkörper als auch in der Schmelze kompressibel, das spezifische Volumen ist sowohl bei amorphen als auch bei teilkristallinen Polymeren abhängig vom Umgebungsdruck. PVT-Diagramme weisen daher eine Kurvenschar von Isobaren auf. Kennzeichnend für amorphe Polymere ist ein linearer Verlauf der Isobaren sowohl im Glaszustand als auch in der Schmelze. Der Schnittpunkt beider Geraden wird als Glastemperatur T_g definiert. Die Glastemperatur steigt linear mit dem Druck an. Teilkristalline Polymere zeigen in der Schmelze ein ähnliches Verhalten wie amorphe Polymere. Der teilkristalline Zustand wird durch einen parabelförmigen Verlauf der Isobaren charakterisiert. Der Übergang zwischen der Gerade und der Parabel definiert die Kristallisationstemperatur T_k , die sich mit steigendem Druck linear zu höheren Temperaturen verschiebt.

Zur mathematischen Beschreibung des PVT-Verhaltens sind zwei Ansätze von Näherungsgleichungen gebräuchlich.

- Der Koeffizienten-Ansatz basiert auf empirischen Untersuchungen und beschreibt durch insgesamt 8 Koeffizienten das Verhalten amorpher und teilkristalliner Polymere [Thie78b].
- Der Tait Ansatz, der modifiziert in der Simulationssoftware MOLDFLOW zur Anwendung kommt, basiert auf dem Verhältnis des spez. Volumens $v(T,p)$ zum spez. Volumen $v(T,0)$ bei $p=0$. Dabei werden sowohl die Steigungen der Geraden im Glaszustand als auch in der Schmelze berücksichtigt [Mold02].

Das PVT-Diagramm bildet die Basis für die Ableitung weiterer temperatur- und druckabhängiger Größen [Thie78].

- Dichte:
$$\rho(p,T) = \frac{1}{v(p,T)} \quad (2.10)$$

- Isobarer Volumenausdehnungskoeffizient:
$$\alpha = -\frac{1}{v} \left(\frac{\delta v}{\delta T} \right)_p \quad (2.11)$$

- Isotherme Kompressibilität:
$$\chi = -\frac{1}{v} \left(\frac{\delta v}{\delta p} \right)_T \quad (2.12)$$

Das PVT-Diagramm kommt bei der Beurteilung eines Umformprozesses in Bezug auf die Berechnung der resultierenden Schwindung zum Einsatz. Dazu werden die charakteristischen Druck und Temperaturdaten eines Prozesses in das PVT-Diagramm eingetragen, wie in Abbildung 2.12 für den Heißprägeprozeß dargestellt ist.

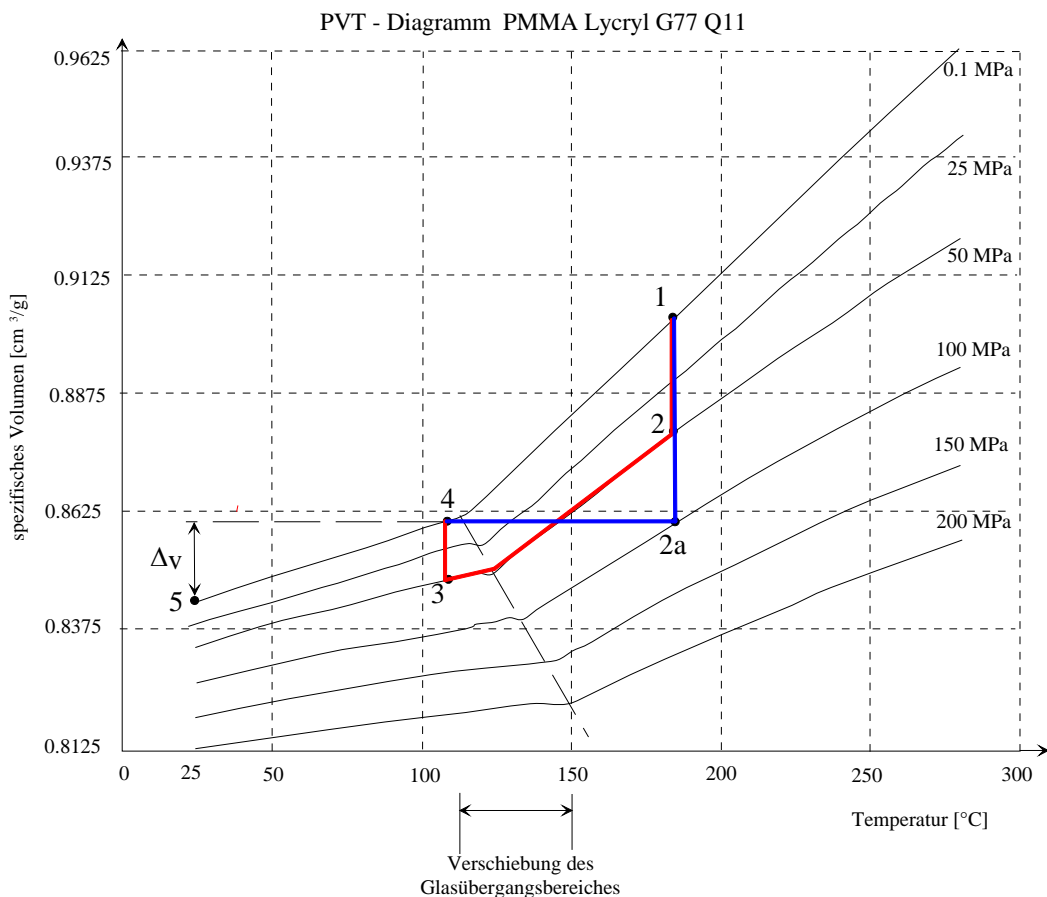


Abbildung 2.12 Der Heißprägeprozeß im PVT-Diagramm. Dargestellt sind die Varianten des isobaren (1-2-3-4) und des isochoren Abkühlens (1-2a-4). Die Differenz zwischen Punkt 4 und Punkt 5 (Umgebungsbedingungen) definiert die Verarbeitungsschwindung.

Zwei Prozessvarianten des Heißprägeverfahrens – isobare und isochore Abkühlung - sind in das PVT-Diagramm eingezeichnet.

- Die *Prozessführung mit isobarer Abkühlung* wird durch die Punkte 1-2-3-4 beschrieben. Die Strecke zwischen den Punkten 1 und 2 charakterisiert den isothermen weggesteuerten Prägevorgang, ab Punkt 2 erfolgt das kraftgesteuerte isobare Prägen und die Abkühlung entlang der Isobaren bis unterhalb der Glasübergangstemperatur in Punkt 3. Die Strecke zwischen Punkt 3 und Punkt 4 beschreibt den isothermen Entformvorgang. Dabei wird der Prägedruck auf Umgebungsdruck reduziert und das spezifische Volumen nimmt zu. Da sich das Formteil noch im Werkzeug befindet, werden Druckspannungen hervorgerufen, die als eine der Ursachen der Entformkräfte angesehen werden können.
- Die *Prozessführung mit isochorer Abkühlung* ist durch die Punkte 1-2a-4 bestimmt. Alternativ zum isobaren Abkühlen mit konstantem Nachdruck während der Abkühlphase besteht die Möglichkeit einer isochoren Abkühlung. Nach Ende des weggesteuerten Prägevorgangs in Punkt 2a wird während der Abkühlung der Abstand zwischen Werkzeug und Substrat konstant gehalten. Der Prägedruck – und damit die Kompression des Polymeres - muß dabei mindestens so hoch gewählt werden, daß während der isochoren Abkühlung mit Erreichen des Punktes auf der 1 bar Isobaren eine Temperatur unterhalb der Glastemperatur des Formstoffes eingenommen wird.

Die Differenz des spezifischen Volumens bei Entformtemperatur (Punkt 4) und dem spezifischen Volumen bei Raumtemperatur (Punkt 5) definiert die Verarbeitungsschwindung des Bauteils. Aus der Darstellung geht hervor, daß mit einer isochoren Abkühlung in Verbindung mit einer Druckerhöhung die Verarbeitungsschwindung reduziert werden kann. Jedoch muß berücksichtigt werden, daß mit zu geringer Entformtemperatur auf Grund der Schwindungsdifferenzen zwischen Werkzeug und Polymer erhöhte Entformkräfte entstehen (Abschnitt 4). Mit einer isobaren Prozeßführung kann die Schwindung bei gegebener Entformtemperatur dagegen nicht reduziert werden.

Die dargestellten Prozeßvarianten repräsentieren Idealprozesse ohne den Einfluß von Werkzeug und Maschine zu berücksichtigen. In der Praxis existiert innerhalb des Formteils keine homogene Druckverteilung (Abschnitt 3), so daß sich Unterschiede im Schwindungsverhalten ergeben, die zum Verzug des Bauteils führen.

2.2.5 Schwindung

2.2.5.1 Definition der Schwindung

Schwindung von Kunststoffen wird durch das thermodynamische Stoffverhalten wie Kompressibilität und Wärmedehnung verursacht und wird als relative Abweichung zwischen einem beliebigen Maß l_W des Werkzeugs und des Formteils l_{FT} bezogen auf das Werkzeugmaß definiert [Meng99].

$$S = \frac{l_W - l_{FT}}{l_W} \cdot 100\% \quad (2.13)$$

Die Schwindung ist nach Gleichung 2.13 noch nicht eindeutig definiert, da thermische und mechanische Belastung des Formteils während der Umformphase und der Zeiteinfluß in Form von Relaxation und Retardation auf das Formteilmaß berücksichtigt werden müssen. Unterschieden wird zwischen Entformungsschwindung unmittelbar nach dem Entformen des Bauteils und der Verarbeitungsschwindung nach 16-stündiger Lagerung des Formteils im Normalklima (DIN 16901).

Die Schwindung wird weiter differenziert in eine radiale Verarbeitungsschwindung in Fließrichtung und eine tangentielle Verarbeitungsschwindung quer zur Fließrichtung. Die Differenz beider Schwindungen ist ein Maß für die Schwindungsanisotropie.

In Analogie zur Definition der Schwindung durch Längenmaße kann auch die Differenz der Volumina als Volumenschwindung definiert werden. Eine exakte Umrechnung der Volumenschwindung in Längenschwindungen ist jedoch aufgrund der Anisotropie der Schwindung nicht möglich [Meng99].

Im Heißprägeverfahren muß die Schwindung innerhalb des Werkzeugdesigns mitberücksichtigt werden. Durch einen Designvorhalt wird die prozeßbedingte Schwindung teilweise kompensiert. Es ist jedoch nicht möglich, diesen Vorhalt exakt zu bestimmen, da die genannten Einflußparameter nicht exakt erfaßbar sind.

2.2.5.2 Schwindungsanisotropie und Verzug

Während der Abkühlphase wird durch Kraft- oder Formschluß das Formteil durch das Werkzeug am freien Schwinden gehindert, die Schwindung erfolgt anisotrop. Unterschieden wird dabei zwischen einer internen und einer externen Schwindungsbehinderung wie in Abbildung 2.13 aufgezeigt

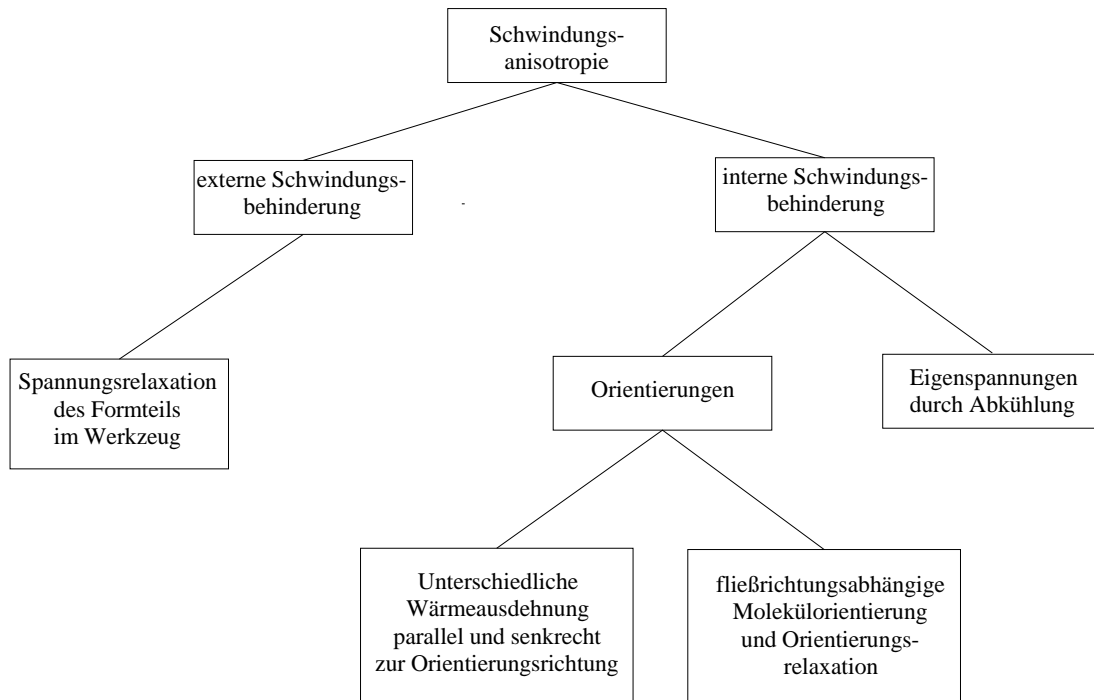


Abbildung 2.13 Schwindungsanisotropie und ihre Ursachen. Unterschieden wird zwischen äußerer Schwindungsbehinderung durch das Werkzeug und innerer Schwindungsbehinderung durch Eigenspannungen und Orientierungen des Formteils.

Die externe oder äußere Schwindungsbehinderung erfolgt durch das Formteil umgebende Werkzeug. Die Schwindungsbehinderung führt zu Spannungsrelaxation und damit zu einem geringeren Schwindungsniveau als bei freier Schwindung. Die mechanische Schwindungsbehinderung ist nur wirksam, solange sich das Formteil im Werkzeug befindet. Nach dem Entformen setzt sich die Schwindung durch freies Schwinden fort.

Innere Schwindungsbehinderung wird durch abkühlbedingte Eigenspannungen und Orientierungen hervorgerufen. Durch die geringe Wärmeleitfähigkeit entsteht über der Dicke eines Bauteils ein Temperaturprofil. Dadurch zeigen einzelne Formteilschichten ein unterschiedliches Kontraktionspotential. Durch den Kraftschluß zu den kälteren äußeren Schichten können die inneren Schichten nicht ihrer Temperatur entsprechend kontrahieren, es werden Eigenspannungen aufgebaut. Molekülorientierungen wirken durch zwei Mechanismen. Unterschiede der linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten in Orientierungsrichtung und senkrecht dazu ergeben Differenzen in den Schwindungswerten. Die fließrichtungsabhängige Molekülorientierung und die Orientierungsrelaxation (Schrumpf) in Orientierungsrichtung tragen zur Schwindungsanisotropie bei. Die Summe der Schwindungsanisotropien führt zum Verzug des Bauteils. Hinzu kommen Einflüsse durch ungleichmäßige Wärmeabfuhr während der Kühlphase bedingt durch die Geometrie des Formteils und die Lage der Kühlkanäle im Werkzeug [Meng02].

2.3 Prozeßsimulationen in der Kunststoffumformung

Gegenstand von Prozeß-Simulationsprogrammen in der Kunststoffumformung sind die Berechnungen von Strömungen und Wärmeübergangs- und –ausgleichsvorgängen [Mich01]. Für allgemeine Berechnungen im Spritzgieß- oder Extrusionsprozeß stehen sogenannte CFD-Programme (Computational Fluid Dynamics) zur Verfügung. Kommerziell erhältliche Programme zur Spritzgießsimulation sind z.B. „MOLDFLOW“ oder „CADMOLD“. Der Spritzgießprozeß wird von der Formfüllung über die Nachdruckphase bis zu Schwindung und Verzug des Bauteils simuliert. Dabei werden auch Sonderverfahren wie das Spritzprägen in die Simulation miteinbezogen. Basis für die FEM-Simulation bilden Materialdaten, die aus einer integrierten Datenbank entnommen werden können.

Die FEM-Modellierung erfolgt sowohl im 2 ½ D durch Schalenelemente, denen eine Höhe zugewiesen wird, als auch durch 3D-Volumenelemente. Für dünnwandige Bauteile, bei denen die Bauteildicke sehr klein gegenüber den anderen Abmessungen ist, z.B. der Fläche der Restschicht, ist eine Simulation mit Schalenelementen oft ausreichend genau. Das 2 ½ D Modell legt man dabei in die Mitte der Wanddicke und erhält ein sogenanntes Mittelflächenmodell, auf dem ein FEM-Netz generiert wird. Durch die Reduktion auf ein 2 ½ D Modell werden ggf. einige wichtige 3D Effekte nicht berücksichtigt. Die Voraussetzungen einer parallelen Schichtenströmung ist insbesondere an Wanddickensprüngen und Rippenfüßen nicht gegeben [Mich01]. Die in diesem Bereich auftretenden Schmelzebewegungen lassen sich nicht mehr ausreichend genau beschreiben.

Die FEM Berechnungen liefern Aussagen über den Formfüllvorgang und den Abkühlvorgang. Unter der Berücksichtigung des strukturviskosen, kompressiblen und temperaturabhängigen Materialverhaltens werden Druck, Temperatur, Schergeschwindigkeit und Schubspannungsverteilungen innerhalb des Bauteils aufgezeigt. Ein wesentliches Ergebnis sind neben der Faserorientierung in faserverstärkten Materialien Aussagen zur Schwindungsverteilung und zum daraus resultierenden Verzug des Bauteils. Auf der Basis dieser Ergebnisse läßt sich durch Variation der Prozeßparameter und des Angußsystems eine Prozeßoptimierung erreichen.

2.3.1 Simulationen auf dem Gebiet des Heißprägens

Grundlegende Experimente und analytische Abschätzungen zum Heißprägeprozeß wurden von [Mich93], [Fing94], [Kast95], [Both95], [Müll99], [Dagu01] durchgeführt. Erste 2D-FEM-Studien zum Entformverhalten von Mikrostrukturen wurden von [Kerp94] durchgeführt. In der Arbeit konnte durch Simulation gezeigt werden, daß die Bereiche höchster Beanspruchung am Übergang zwischen Mikrostruktur und Restschicht liegen und das die extremsten Belastungen an dieser Stelle zu Beginn des Entformvorgangs auftreten. [Juan02] simulierten anhand eines 2D-Modells einer Mikrostruktur das Fließverhalten während des Prägens für einen isothermen und einen nicht isothermen Umformvorgang mit dem Simulationstool „Deform“. Auf der Basis gemessener Materialdaten konnte eine gute Übereinstimmung der Fließmuster zwischen Simulation und Experiment erreicht werden. Kommerzielle Software zur Beschreibung des Fließverhaltens einer Polymerschmelze in Mikrokavitäten wurde von [YU02] eingesetzt. [YU02] simulierten das Füllverhalten einer Mikrokavität durch den Spritzgießprozeß mit dem Simulationstool C-MOLD (MOLDFLOW). Ein Vergleich zwischen Messungen und Simulation zeigte korrekte qualitative Vorhersagen, jedoch Abweichungen in der Ausbreitung des Fließprofils und der Füllhöhen.

3 Simulation des Prägevorgangs

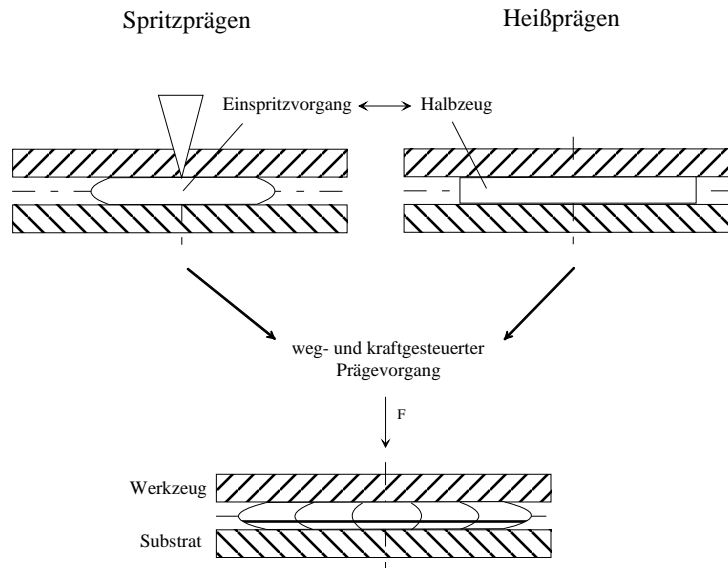
3.1 Prozeßmodellierung

Ein kommerziell erhältliches Simulationswerkzeug, welches den Heißprägeprozeß detailliert simulieren kann, ist derzeit nicht verfügbar. Die mathematische Beschreibung des Fließens von Polymeren ist dagegen Stand der Simulationstechnik, insbesondere in Simulationsprogrammen zum Spritzgießen und Spritzprägen. Da der Umformvorgang des Heißprägeprozesses auf dem Fließen von Polymeren beruht, ergeben sich Parallelen zum Spritzprägevorgang. Beide Prozesse basieren auf einem weg- und kraftgesteuerten Prägevorgang einer Polymerschmelze.

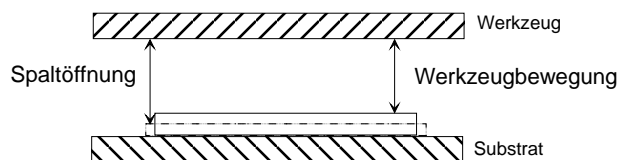
3.1.1 Voraussetzungen und Randbedingungen

Durchgeführt wurden die Simulationen mit der Simulationssoftware MOLDFLOW MPI 3.0 und MPI 3.1. Diese Versionen beinhalten die Option des Spritzprägens. Für die Simulation des Heißprägeverfahrens wurden dabei folgende Randbedingungen gesetzt.

- Eine Modellierung der Bauteilgeometrien ist nur durch 2 ½ D-Mittelflächen-Modelle gegeben, eine Modellierung durch dreidimensionale Volumenmodelle steht für die Simulation des Spritzprägens nicht zur Verfügung.
- Das Charakteristische des Heißprägens in seiner jetzigen Form ist die Verwendung von Halbzeugen, die nach dem Aufheizen einen Schmelzekuchen bilden. Der Schmelzekuchen wird in der Simulation durch einen isothermen Einspritzvorgang erzeugt. Dabei wird durch die Lage der Einspritzpunkte der Verteilung der Schmelze Rechnung getragen. Die Einspritzung erfolgt über einen relativ großen Zeitraum. Dadurch wird gewährleistet, daß während des Einspritzvorgangs die Schmelze nur geringer Scherbelastung ausgesetzt wird. Die Einspritzmenge entspricht exakt dem Volumen des verwendeten Halbzeuges. Die Spalthöhe und die Dicke der modellierten Restschicht entsprechen der Dicke des Halbzeuges. Die letztendlich aus dem Prozeß hervorgehende Restschichtdicke läßt sich aus der Differenz zwischen der modellierten Dicke des Bauteils, der Spalthöhe und der berechneten Werkzeugbewegung ermitteln (Abbildung 3.1).
- Charakteristisch für den Heißprägeprozeß sind sogenannte freie Fließfronten der Restschicht, d.h. die Fließfronten werden über den gesamten Prägevorgang in der Ausbreitung nicht durch eine Grenze behindert. Die Fließfronten breiten sich aus, bis sich ein Kräftegleichgewicht zwischen Prägekraft und Fließwiderstand einstellt. Freie Fließfronten der Restschicht werden in der Modellierung dadurch berücksichtigt, daß das Bauteil in seinen Dimensionen (x-y-Richtung) mit größeren Abmessungen modelliert wird. Die eingespritzte Menge ist jedoch kleiner als das Volumen des Bauteils, so daß das Bauteil nicht vollständig ausgefüllt wird und freie Fließfronten bis zum Ende des Prägevorgangs entstehen .
- Eine isotherme Prozeßführung wird durch gleiche Temperierung von Schmelze und Werkzeug gewährleistet.



Bestimmung der Restschichtdicke:



$$\text{Restschichtdicke} = \text{modellierte Formteildicke} + \text{Spaltöffnung} - \text{Werkzeugbewegung}$$

Abbildung 3.1 Gegenüberstellung des Spritzpräge- und des Heißprägeprozesses. Beide Verfahren basieren auf einem weg- und kraftgesteuerten Prägevorgang. Die resultierende Restschichtdicke berechnet sich aus der Differenz zwischen der modellierten Dicke des Bauteils, der Spalthöhe und der berechneten Werkzeugbewegung.

3.1.2 Simulationsmodelle

Eine Simulation mit einem durchschnittlich strukturierten Formeinsatz ist auf Grund der Vielzahl an Mikrostrukturen im Verhältnis zur strukturierten Fläche nicht möglich. Legt man einen LIGA-Formeinsatz mit einer Fläche von $26 \times 66 \text{ mm}^2$ zu Grunde, so wären bereits für eine 2D Simulation bei einem Knotenabstand von $5 \mu\text{m}$ ca. $63 \cdot 10^6$ Knoten notwendig. Selbst unter Ausnutzung von Symmetriebedingungen übersteigt die Anzahl der Knoten die Rechenkapazität der PC-orientierten FEM-Programme. Daher müssen geeignete Abstraktionen des Modells vorgenommen werden, um die wesentlichen Einflüsse zu charakterisieren.

- Grundlegende Zusammenhänge werden durch das Modell einer einfachen kreisförmigen Scheibe mit unterschiedlichen Dicken und Durchmessern beschrieben. Das Verhalten der Restschicht als Träger der Mikrostrukturen wird dabei als eine bestimmende Komponente des mikrostrukturierten Bauteils angesehen. Insbesondere die Beeinflussbarkeit der Restschichtdicke durch die Prozeßparameter, die Schergeschwindigkeitsverteilung, die Druckverteilung über der Prägefläche und Aussagen zur Schwindung können bereits durch dieses Modell getroffen werden.

- In einem weiteren Schritt werden auf die Restschicht verteilt einzelne säulenförmige Strukturen modelliert, so daß die Einflüsse der Kavitätenbefüllung in Abhängigkeit des Abstandes vom Zentrum des Bauteils beschrieben werden können. Dabei werden sowohl kreisförmige Trägerschichten als auch typische rechteckige LIGA –Formate berücksichtigt
- Um Details einer Kavitätenbefüllung zu untersuchen wird neben der FEM Simulation eine analytische Abschätzung auf der Basis des Modells der repräsentativen Viskosität (Abschnitt 3.3.4) durchgeführt.

3.1.3 Materialdaten

Für die Simulation des Prägevorgangs wurde auf die integrierte Datenbank des Simulationsprogramms MOLDFLOW zurückgegriffen. Für die Simulation wurde der amorphe Kunststoff PMMA BASF Lucryl G77Q11 ausgewählt. Die Beschreibung des strukturviskosen Verhaltens erfolgte durch die im Simulationsprogramm MOLDFLOW integrierten Modelle:

- Cross WLF Modell zur Beschreibung strukturviskosen Verhaltens
- PVT-Daten auf der Basis einer modifizierten Tait-Gleichung zur Beschreibung der Schwindung

Die temperaturabhängigen und schergeschwindigkeitsabhängigen Viskositätsdaten sind in Form eines Diagramms in Anhang A abgebildet, das PVT-Diagramm ist bereits in Abbildung 2.11a dargestellt.

3.2 Aufheizvorgang

3.2.1 Einflußgrößen des Aufheizvorgangs

Die Aufheizung des Polymers erfolgt durch Kontakterwärmung über Werkzeug und Substrat. Die Energiezufuhr wird durch symmetrisch angeordnete elektrische Heizpatronen gewährleistet. Bedingt durch die hohen thermischen Massen bestimmen Werkzeug und Substrat bzw. die damit verbundenen spezifischen Maschinenkomponenten die Aufheizgeschwindigkeit. Basis des Aufheizvorgangs bildet eine instationäre Wärmeleitung in Verbindung mit zahlreichen maschinenspezifischen Wärmeübergängen. Beeinflussbar ist die Aufheizgeschwindigkeit durch die Wärmeleitung des verwendeten Materials und die spezifischen Wärmeübergänge. Die Wärmeübergänge zwischen einzelnen Platten, z.B. Werkzeug und Heiz- Kühlplatte, werden durch die Ebenheit der Kontaktflächen und durch den Anpreßdruck bestimmt. Für zwei ebene Stahlplatten liegt der Wärmeübergang ohne Anpreßdruck bei ca. $2500 \text{ W/m}^2\text{K}$, bei einem Druck von 7 MPa steigert sich der Wert auf $21000 \text{ W/m}^2\text{K}$, bei einem Druck von 15 MPa liegt bereits ein Wert von $38000 \text{ W/m}^2\text{K}$ vor. Dagegen reduziert ein Spalt von $500 \mu\text{m}$ den Wärmeübergang auf $50 \text{ W/m}^2\text{K}$ [Mold02]. Aus den Zahlen wird deutlich, daß der Aufheizphase, die ohne nennenswerten Anpreßdruck erfolgt, schlechtere Wärmeübergänge zu Grunde liegen als der unter Nachdruckkraft stehenden Abkühlphase.

3.2.2 Temperaturverteilung in Werkzeug und Substrat

Für die Simulation des Heißprägeprozesses ist es entscheidend, ob sich über der Prägefläche während des Umformvorgangs eine konstante Temperatur aufbaut. Zu diesem Zweck wurde eine Meßanordnung konstruiert, die die Temperaturverteilung innerhalb der Prägefläche von Substrat und Werkzeug ermittelt. Aufgrund der geringen Wärmekapazität der Schmelze im Vergleich zur Wärmekapazität des Werkzeugs und des Substrats kann davon ausgegangen werden, daß eine konstante Temperaturverteilung in Werkzeug und Substrat auch eine konstante Temperaturverteilung innerhalb der Schmelze hervorruft.

Für die Bestimmung der Temperaturverteilung wurden symmetrisch je 7 NiCr-Ni Thermoelemente in Werkzeugplatte und Substratplatte in einer Tiefe von 1.5 mm integriert. Dabei wurden auch drei Fühler innerhalb des Formeinsatzes positioniert. Die Anordnung der Fühler ist in Abbildung 3.2 skizziert.

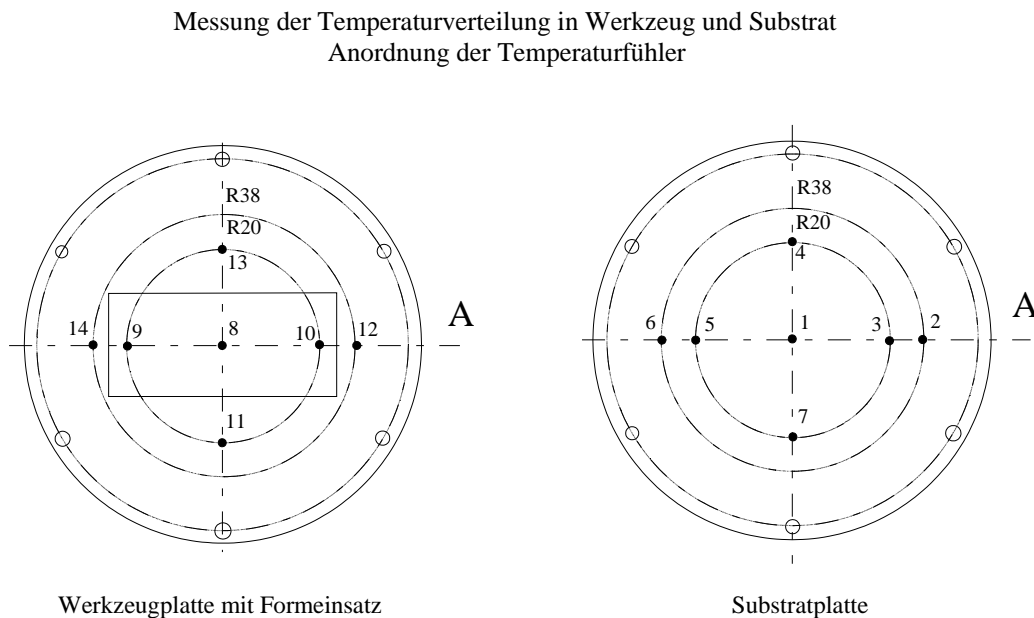


Abbildung 3.2 Anordnung der Temperaturmeßfühler zur Messung der Temperaturverteilung in der Werkzeugaufnahmeplatte, dem Formeinsatz und der Substratplatte. Die Punkte 1-14 definieren die Position der Meßfühler in 1.5 mm Tiefe.

In Abbildung 3.3 ist das Temperaturprofil im Schnitt A für Werkzeug und Substrat während der Aufheizphase von 145 °C - 195 °C dargestellt. Die Solltemperatur beträgt 195 °C. Während der Aufheizphase ist eine inhomogene Temperaturverteilung zu beobachten. Mit zunehmender Annäherung an den Sollwert stellt sich durch Wärmeleitungsprozesse eine homogene Temperaturverteilung in Werkzeug und Substrat ein. Daher ist es notwendig, eine kurze Haltezeit vor Prägebeginn bei konstanter Temperatur zu berücksichtigen.

Temperaturverteilung Werkzeugplatte - Aufheizvorgang

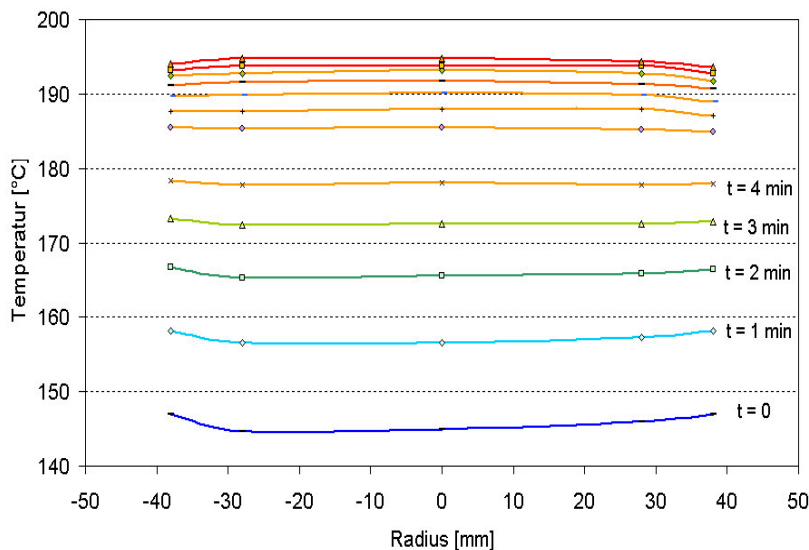


Abbildung 3.3a Gemessene Temperaturverteilung in einem zeitlichen Abstand von einer Minute in Werkzeug und Werkzeugplatte während der Aufheizphase. Die Kurven repräsentieren die Temperaturverteilung in einem durch den Mittelpunkt gehenden Querschnitt von Werkzeug und Werkzeugplatte (Schnittebene A in Abbildung 3.2). Innerhalb des Werkzeuges, Meßpunkte bei -30mm, 0mm und 30 mm, ist eine nahezu homogene Temperatur zu verzeichnen, während die Werkzeugplatte in den Randbereichen am Ende der Aufheizphase einen geringen Temperaturabfall aufweist.

Temperaturprofil Substratplatte - Aufheizvorgang

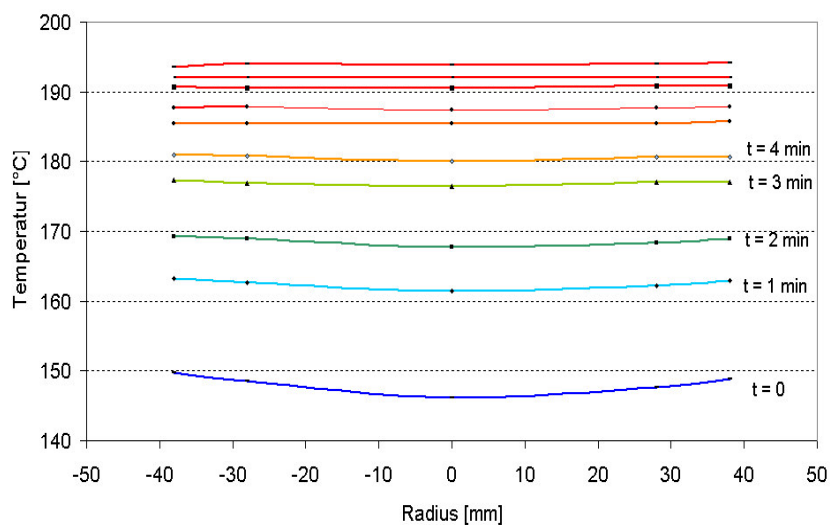


Abbildung 3.3b Gemessene Temperaturverteilung in der Substratplatte während der Aufheizphase. Aus Übersichtsründen ist für Werkzeug- und Substratplatte nur der Temperaturbereich zwischen 140 °C und der stationären Temperatur von 195 °C in einem zeitlichen Abstand von einer Minute dargestellt. Die Kurven repräsentieren die Temperaturverteilung in einem durch den Mittelpunkt gehenden Querschnitt der Substratplatte. Die Temperaturverteilung des Formteils über der Fläche kann nach den Messungen in guter Näherung im stationären Zustand als homogen angesehen werden.

Während des Prägevorgangs kann es jedoch durch unterschiedliche Temperierung in Werkzeug und Substrat zu Wärmeflüssen und inhomogener Temperaturverteilung in Form eines Temperaturgradienten in der Schmelze kommen. Für eine isotherme Umformung ist daher die Temperatur in Werkzeug und Substrat auf ein gleiches Niveau einzustellen. Geringe Temperaturdifferenzen zwischen Werkzeug und Substrat werden jedoch durch Wärmeleitung während des Prägevorgangs ausgeglichen.

3.3 Umformvorgang

3.3.1 Einfaches analytisches Modell zur Beschreibung des Prägeverhaltens

Die wichtigsten Zusammenhänge des Prägevorgangs lassen sich für ein Newton'sches Medium anhand eines einfachen Modells nach Abbildung 3.4 analytisch beschreiben [Müll62].

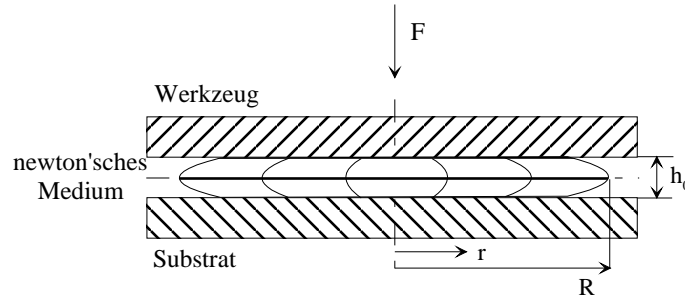


Abbildung 3.4 Vereinfachtes Modell zur Beschreibung des Prägevorgangs. Zwischen zwei kreisförmigen Platten befindet sich ein Newton'sches Medium. Die Platten werden mit der Kraft F belastet.

Die Normalkraft F übt einen Druck p_A auf die kreisförmige Platte aus. Die dadurch im Formstoff erzeugten Druckspannungen bewirken ein Fließen des Formstoffes zum Rand hin. Das Fließen kommt durch die vorhandene Druckdifferenz dp innerhalb der Schmelze zustande.

Unter Einwirkung einer Kraft dF verkleinert sich der Abstand der Platten um dh . Der vom Polymer eingenommene Raum verkleinert sich um $R^2 \pi dh$. Die Kraft F läßt die Schmelze von Kreisring $2r \pi dh$ zu Kreisring $2\pi(r+dr) dh$ strömen. Die dazu notwendige Kraft ist $2r \pi dh dp$. Dem gegenüber steht der Strömungswiderstand des fließenden Polymers – hier als Newton'sches Medium angenommen. Im Fall der laminaren Strömung herrscht Kräftegleichgewicht, so daß eine Differentialgleichung aufgestellt werden kann.

$$\eta \frac{d^2 u}{dh^2} \cdot 2\pi r \cdot dh \cdot dr + 2\pi r \cdot dh \cdot dp = 0 \quad \frac{d^2 u}{dh^2} = -\frac{1}{\eta} \cdot \frac{dp}{dr} \quad (3.1)$$

mit $\tau = du/dh =$ Tangentialspannung, $du/dh =$ Geschwindigkeitsgradient senkrecht zur Strömungsrichtung

Aus diesem Ansatz läßt sich die Prägekraft als Funktion der Prägefläche, der Prägegeschwindigkeit und der Restschichtdicke angeben.

$$\text{Preßdruck } p_{press} = -\frac{3}{2} \frac{\eta R^2}{h_0^3} \frac{dh_0}{dt} \quad \text{Prägekraft } F_{press} = -\frac{3}{2} \frac{\eta \pi R^4}{h_0^3} \frac{dh_0}{dt} \quad (3.2)$$

Die Druckverteilung innerhalb des Mediums ergibt sich zu

$$p = 3 \frac{\eta}{h_0^3} \frac{dh_0}{dt} (R^2 - r^2) = 2 \cdot p_{press} \cdot \left(1 - \frac{r^2}{R^2}\right) \quad (3.3)$$

Aus Gleichung 3.2 lassen sich elementare Eigenschaften des Prägevorgangs ableiten.

$$F \sim R^4 \quad F \sim 1/h^3 \quad F \sim dh/dt \quad F \sim \eta$$

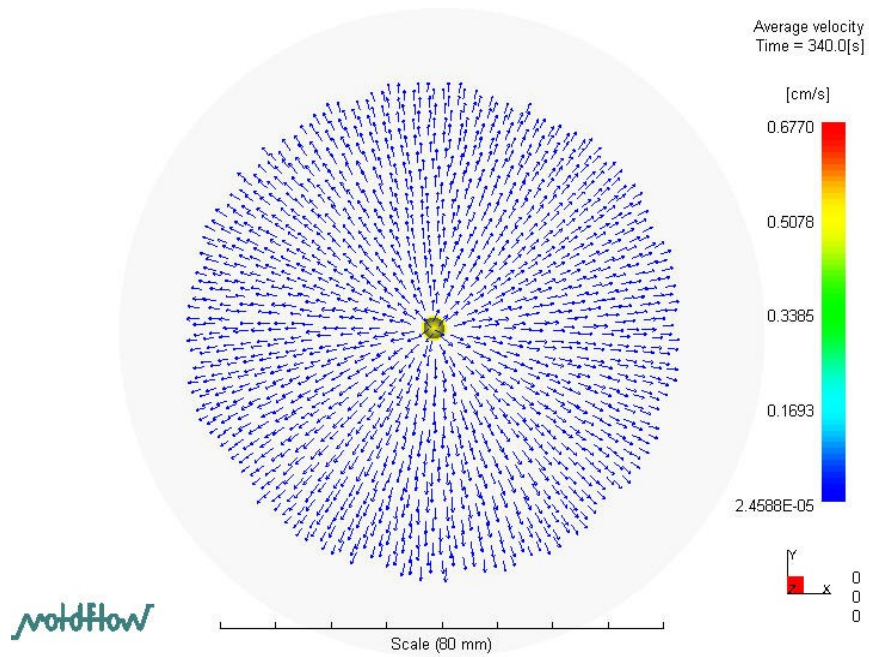
Die Prägekraft ist im wesentlichen charakterisiert durch die Prägefläche und die Restschichtdicke. Wird z.B. der Durchmesser verdoppelt (z.B. 4' auf 8'), so ist für die gleiche Restschichtdicke die 16-fache Kraft aufzubringen. Wird die Restschichtdicke bei gleichem Radius halbiert, so ist dafür die 8-fache Kraft notwendig. Die Viskosität und die Prägegeschwindigkeit gehen nur linear ein. Aus Gleichung 3.3 lassen sich Aussagen zur Druckverteilung innerhalb des Polymers ableiten. Die Druckverteilung hat eine parabolische Form. Im Zentrum für $r = 0$ ist der Druck doppelt so groß wie der Preßdruck, am Rand ($r = R$) wird der Druck null, was hier dem Umgebungsdruck entspricht.

Dieses Modell geht von einem Newton'schen Medium aus und berücksichtigt nicht das strukturviskose Verhalten, wie es für Polymere charakteristisch ist. Da sich im Bereich kleiner Schergeschwindigkeiten die Viskosität ähnlich wie die eines Newton'schen Mediums verhält, kann das Modell dazu herangezogen werden, die Einflußgrößen auf die Dicke der Restschicht zu spezifizieren.

3.3.2 Ausbreitung der Schmelze

Die Ausbreitung der Schmelze während des Prägeprozesses läßt sich anhand zweier Beispiele verdeutlichen, einer kreisförmigen Scheibe mit einem Durchmesser von ca. 80 mm und einem rechteckigen Profil im typischen LIGA-Format. Die Schmelze wurde bei dem kreisförmigen Bauteil durch einen zentralen Einspritzpunkt injiziert. Sie entspricht in der Menge genau dem in Versuchen verwendeten kreisförmigen Halbzeug. Entsprechend wurde für das rechteckige LIGA-Format eine Einspritzlinie definiert.

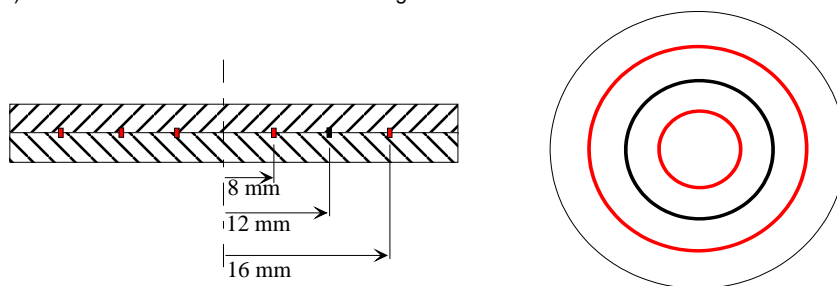
Kennzeichnend für den Prägeprozeß ist die radiale Ausbreitung der Schmelze, wie in Abbildung 3.5 gezeigt. Die Darstellung bezieht sich auf das Ende des kraftgesteuerten Prägevorgangs, beschreibt daher das Kriechen des Materials unter Last. Daher bewegen sich die Geschwindigkeitsvektoren in der Größenordnung von $2 \cdot 10^{-5} \text{ cm/s}$. Die höchste Geschwindigkeit ist dagegen am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs (Prägegeschwindigkeit 1 mm/min) zu verzeichnen, unmittelbar vor dem Übergang zur kraftgesteuerten Prägephase. Zum Vergleich ist das simulierte Geschwindigkeitsfeld am Ende des Prägevorgangs einer visuellen Kontrolle der Ausbreitung der Schmelze durch Farbmarkierungen innerhalb des Halbzeuges gegenübergestellt. Dabei wurden zwischen zwei Halbzeugen Farbmarkierungen angebracht (Abbildung 3.5c). Nach dem Prägevorgang kann an Hand der Farbverläufe auf die Ausbreitung der Schmelze geschlossen werden.



a) Simulation



b) Visuelle Kontrolle durch Farbmarkierungen



c) Farblich markiertes Halbzeug

Abbildung 3.5 Ausbreitung der Schmelze in einem kreisförmigen Bauteil am Ende der kraftgesteuerten Prägephase. Kennzeichnend ist eine radiale Ausbreitung der Schmelze. Zur experimentellen Ermittlung des Fließverhaltens wurden farblich markierte Halbzeuge verarbeitet. Zwischen zwei kreisförmigen Halbzeugen wurden Farbmarkierungen in Form konzentrischer Kreise eingearbeitet. Nach dem Prägevorgang läßt sich visuell die Ausbreitung der Schmelze nachvollziehen. Die geringfügig asymmetrische Ausbreitung resultiert in einem geringen Keilfehler von Werkzeugplatte und Substratplatte.

Die höchste Geschwindigkeit der Schmelze wird am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs erreicht. In diesem Punkt hat das Formteil bis dahin den größten Durchmesser. Bei konstanter Prägeschwindigkeit wird daher das größte Volumen pro Zeiteinheit verdrängt und durch den bis dahin kleinsten Spalt zwischen Werkzeug und Substrat bewegt. Die Geschwindigkeit nimmt ab, sobald die kraftgesteuerte Prägephase beginnt. Entsprechend der höchsten Geschwindigkeit der Schmelze werden am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs auch die höchsten Schergeschwindigkeiten erreicht. Bei einer Prägeschwindigkeit von 1 mm/min liegen sie im vorliegenden Fall bei ca. $40/\text{s}$ und betreffen die Randzonen des Bauteils (Abbildung 3.6a).

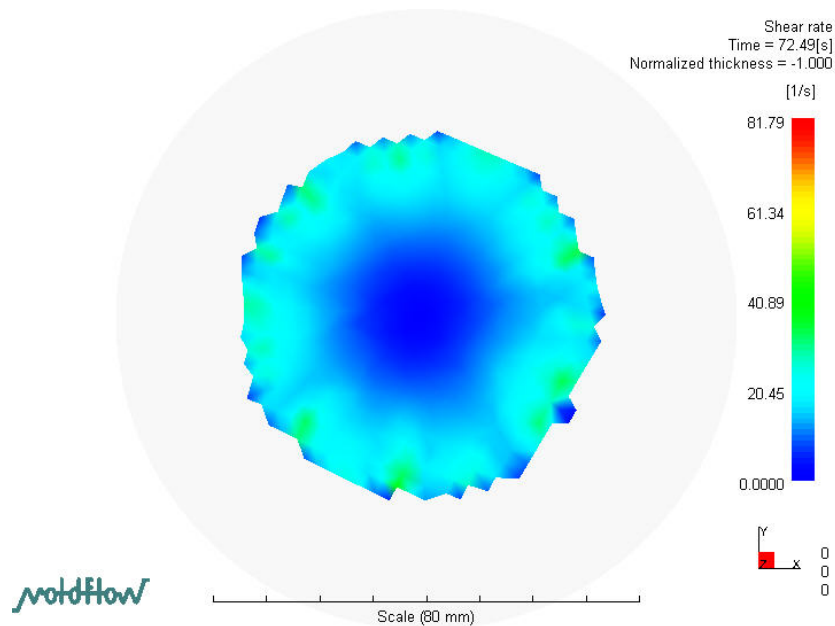


Abbildung 3.6a Schergeschwindigkeitsverteilung in der Restschicht während des Prägevorgangs. Die maximale Schergeschwindigkeit tritt am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs in den Randzonen des Bauteils auf. Für eine Prägeschwindigkeit von 1 mm/min liegt sie bei $40/\text{s}$.

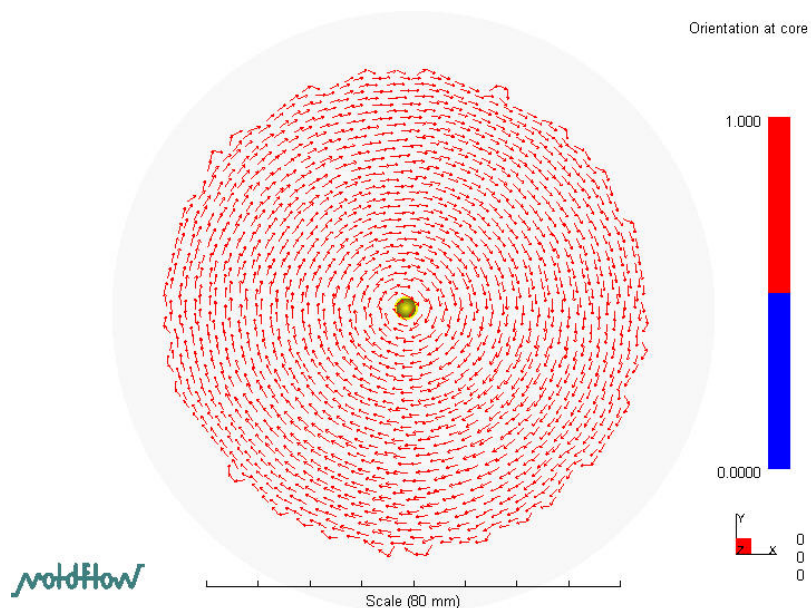


Abbildung 3.6b Orientierung der Moleküle in der Mittelebene der Restschicht am Ende des Prägevorgangs. Die Orientierungen verlaufen im Inneren der Restschicht tangential zur Ausbreitungsrichtung der Schmelze während des Prägens.

Abbildung 3.6b verdeutlicht die simulierte Molekülorientierung in der Mitte des Bauteils. Im Gegensatz zu den Molekülen an den Grenzflächen des Bauteils, die sich in Ausbreitungsrichtung der Schmelze anordnen, verlaufen die Orientierungen im Inneren des Bauteils tangential zur Ausbreitungsrichtung. Welcher Einfluß für die Schwindung hauptsächlich verantwortlich ist, geht nicht eindeutig aus der Simulation hervor. Im allgemeinen zeigen unverstärkte Polymere eine höhere Schwindung in Orientierungsrichtung. Übertragen auf die Simulationsergebnisse bedeutet dies, daß die Formteile auf der Ober- und Unterseite radial stärker schwinden als in der Mittelebene, in der eine tangentielle Schwindung überwiegt. Die Verhältnisse kehren sich um, wenn faserorientierte Materialien Verwendung finden [Mold02]. Entsprechend den Randbedingungen wie für das kreisförmige Bauteil ist in Abbildung 3.7 das simulierte Geschwindigkeitsfeld für das rechteckige LIGA-Format dargestellt. Zum Vergleich sind typische Ergebnisse der Studien mit farblich markierten Halbzeugen gegenübergestellt. Das charakteristische radiale Strömungsprofil ist dabei auch bei einem rechteckigen LIGA-Format zu erkennen.

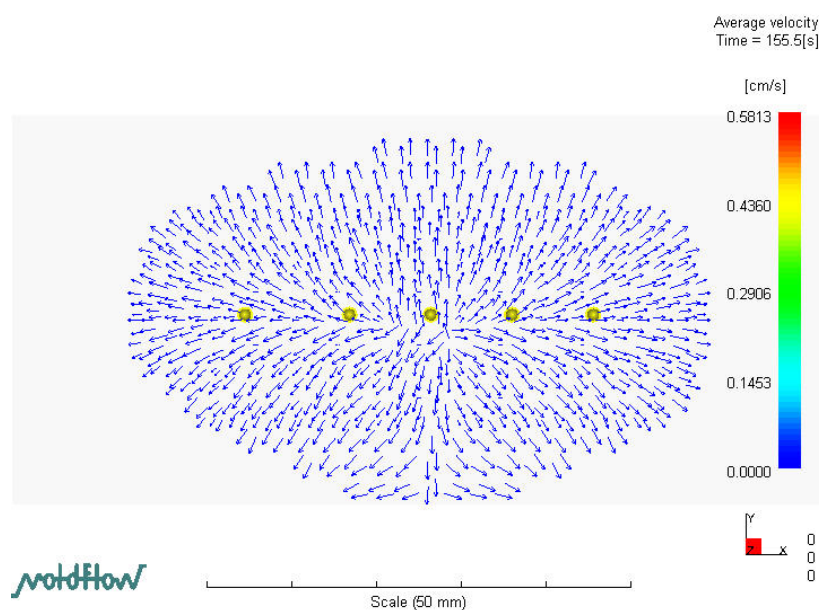


Abbildung 3.7a Simulierte Ausbreitung der Schmelze in einem rechteckigen Bauteil am Ende der kraftgesteuerten Prägephase. Die typische, nach außen gerichtete Ausbreitung der Schmelze bleibt erhalten.

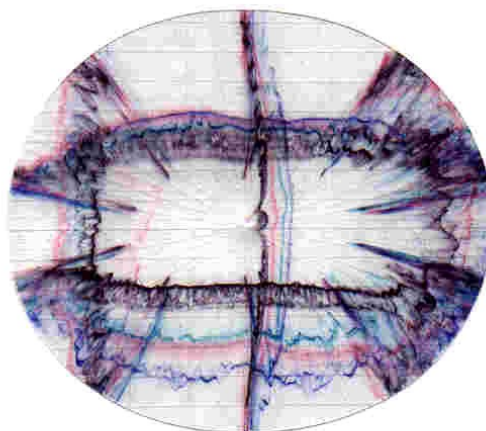


Abbildung 3.7b Geprägtes Formteil mit Farbmärkungen. Die Farben erlauben eine Rückverfolgbarkeit der Ausbreitung der Schmelze. Ausgehend von einem rechteckigen Halbzeug wird die Schmelze von innen nach außen verdrängt. Es entsteht, wie bei der Simulation gezeigt, ein ovales Formteil. Die Fließwege variieren dabei über der Restschichtdicke, wie durch die Verteilung der Farbmärkungen im unteren Bereich des Formteils deutlich wird.

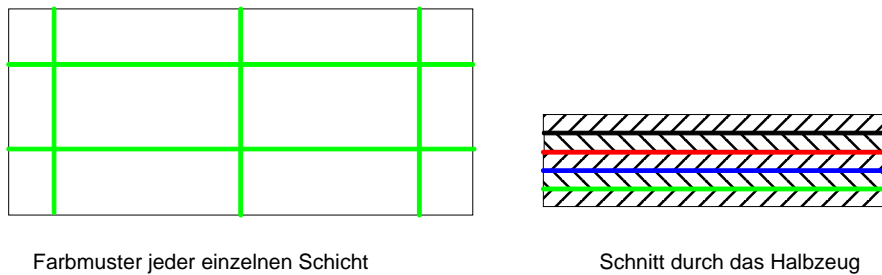


Abbildung 3.7c Farbliche Markierung des Halbzeugs zur visuellen Kontrolle der Ausbreitung der Schmelze. Das Halbzeug bestand aus fünf übereinandergeschichteten Polymerfolien, jede Folie war durch das abgebildete Muster farblich gekennzeichnet.

Die Darstellung der visuellen Kontrolle in Abbildung 3.8 beinhaltet die Abformung mit einem strukturierten Formeinsatz. Trotz der vorhandenen Mikrostrukturen bleibt das charakteristische Ausbreitungsprofil erhalten. Die sichtbare Wölbung des rechteckigen Rahmens ist auf die vorhandenen Eigenspannungen im Halbzeug zurückzuführen. Experimente zeigen, daß die Eigenspannungen der verwendeten Halbzeuge bei Erreichen der Glasübergangstemperatur das Halbzeug in eine gebogene Form zwingen.

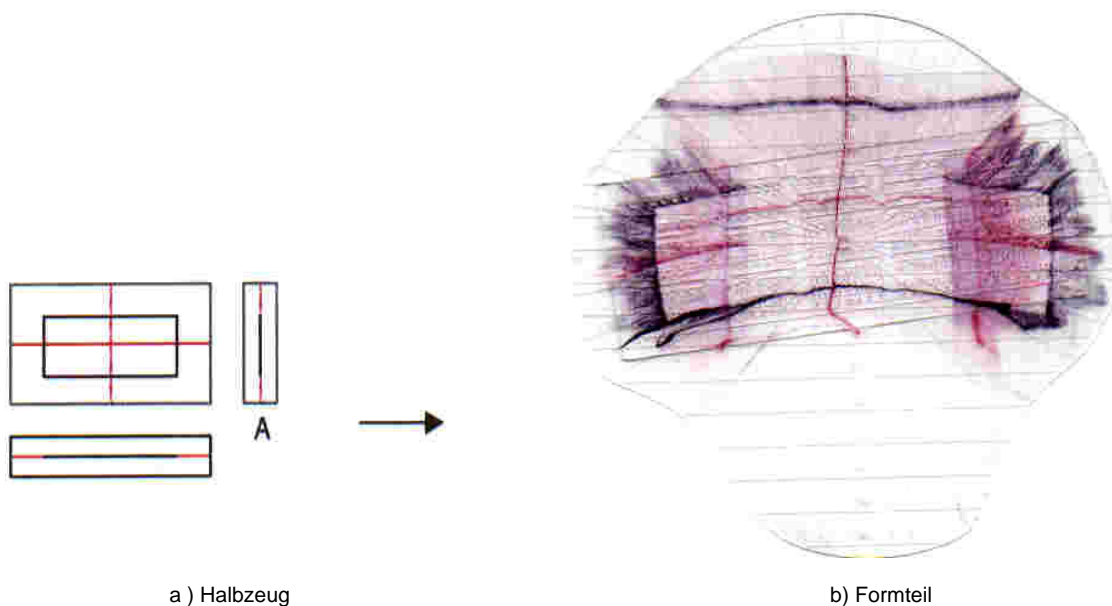


Abbildung 3.8 Charakteristische Ausbreitung der Schmelze eines mikrostrukturierten Formteils. Für die visuelle Kontrolle wurde ebenfalls ein farblich markiertes Halbzeug verwendet. Das Halbzeug bestand aus zwei dünnen Polymerfolien. Auf der unteren Folie wurde eine Farbmarkierung aufgetragen. Das geprägte Formteil zeigte trotz Strukturierung die charakteristische radiale Ausbreitung der Schmelze. Die gebogene Form resultiert aus den Eigenspannungen des Halbzeuges, die während des Schmelzens das Halbzeug verformen.

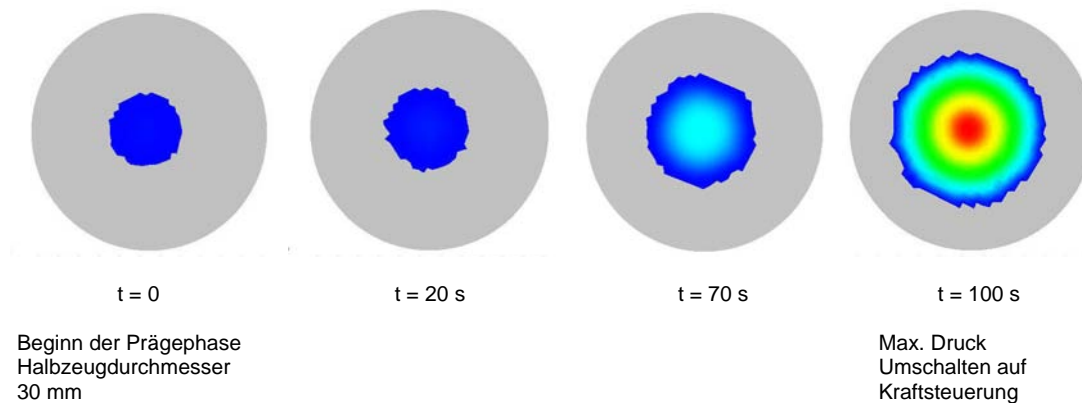
3.3.3 Beeinflussung der Restschichtdicke

Durch die aufgebrachte Prägekraft F wird während des weg- und kraftgesteuerten Prägens eine Druckdifferenz aufgebaut, die die Schmelze zum Rand hin verdrängt. Aufgrund der Strukturviskosität einer Polymerschmelze lässt sich die Restschichtdicke neben dem weggesteuerten Prägen auch durch das kraftgesteuerte Prägen verringern, indem das Material durch einen Kriechvorgang weiter verdrängt wird. Dabei ändert sich die Geometrie des Formteils, die Fläche vergrößert sich, die Prägekraft bleibt jedoch konstant. Damit ändert sich der Druck innerhalb des Formteils.

3.3.3.1 Zeitlicher Verlauf der Druckverteilung innerhalb eines Formteils

Der Druckverlauf während eines isothermen Prägevorgangs ist exemplarisch für ein kreisförmiges Bauteil von 90 mm Durchmesser ohne Strukturen in Abbildung 3.9 dargestellt (Prägeschwindigkeit 0.5 mm/min , Prägekraft 100 kN , Umformtemperatur 180°C , Haltezeit 300 s).

Druckverteilung während der weggesteuerten Prägephase



Druckverteilung während der kraftgesteuerten Prägephase

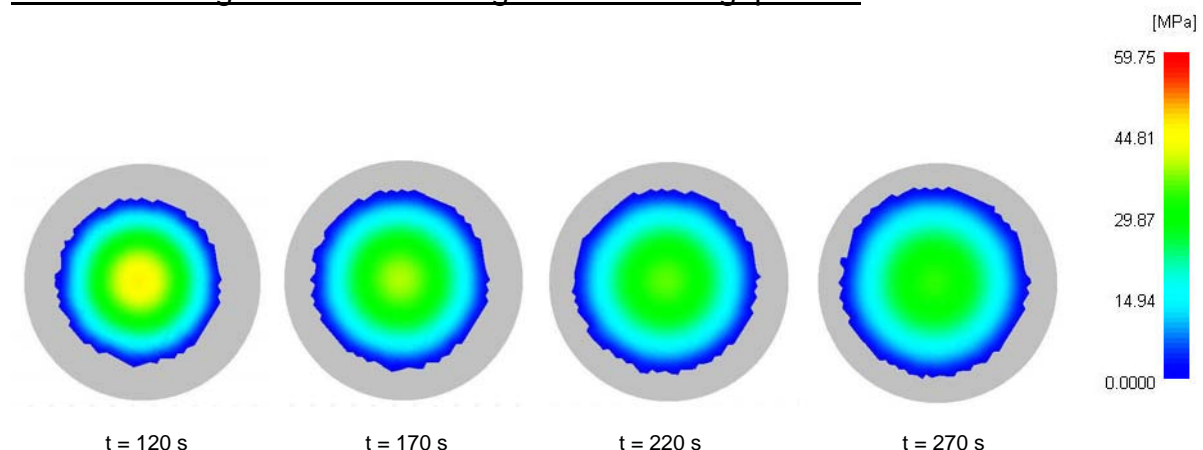


Abbildung 3.9 Zeitlicher Verlauf der Druckverteilung für ein kreisförmiges Bauteil während eines Prägevorgangs. Die graue Fläche repräsentiert die Substratplatte mit 116 mm Durchmesser. Am Ende der weggesteuerten Prägephase tritt die höchste Druckspitze im Zentrum des Formteils auf. Während der Haltezeit wird die Druckspitze auf Grund von Kriechvorgängen des Polymers wieder abgebaut.

Aus Abbildung 3.9 geht hervor, daß der höchste Druck im Zentrum des Bauteils unmittelbar am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs auftritt. Während des kraftgesteuerten Prägevorgangs wird die Druckspitze dagegen auf Grund von Kriechvorgängen wieder abgebaut. Für eine detailliertere Aussage zum zeitlichen Druckverlauf ist in Abbildung 3.10a und Abbildung 3.10b die Druckverteilung für ein kreisförmiges Formteil über dem Bauteilradius aufgetragen (Umformtemperatur 180°C, Prägekraft 51 kN, Prägegeschwindigkeit 1 mm/min und 10 mm/min).

Druckverteilung eines kreisförmigen Bauteils während der Haltezeit

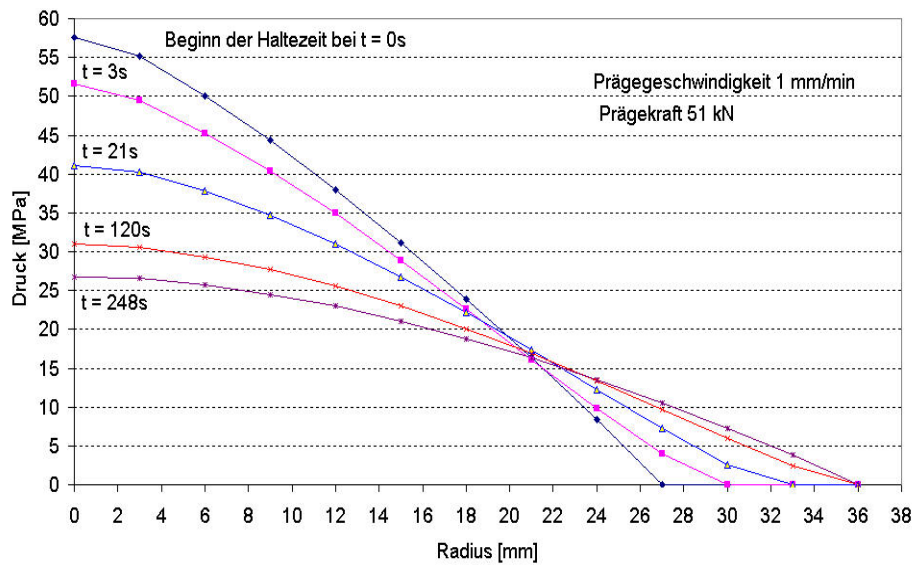


Abbildung 3.10a Zeitlicher Verlauf der Druckverteilung über dem Bauteilradius für ein kreisförmiges Bauteil. Aus Symmetriegründen ist nur die Hälfte des Profils dargestellt. Die Druckverteilung innerhalb des Formteils nimmt einen parabolischen Verlauf an. Die am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs aufgebaute Druckspitze wird innerhalb eines kurzen Zeitraums durch Kriechprozesse abgebaut.

Druckverteilung in Abhängigkeit der Prägegeschwindigkeit

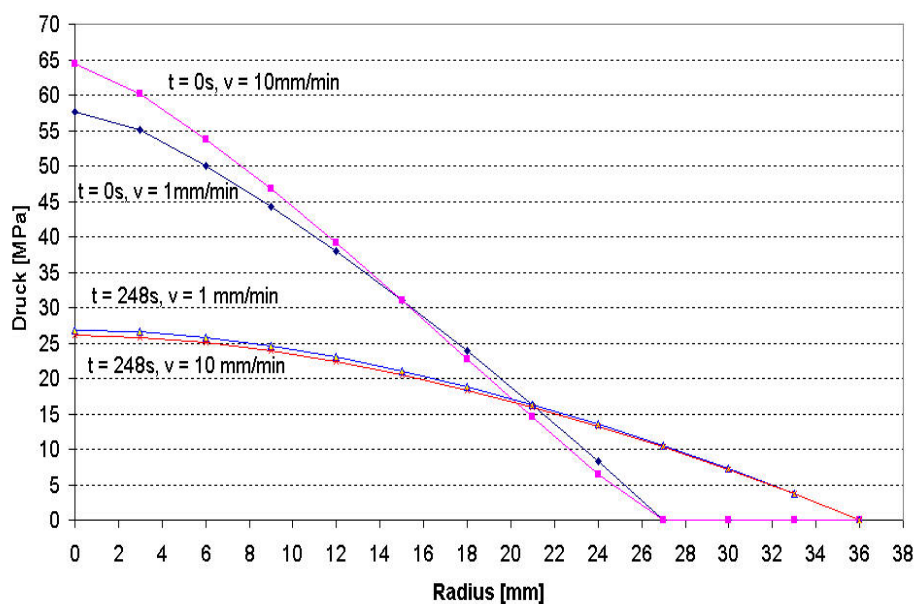


Abbildung 3.10b Zeitlicher Verlauf der Druckverteilung über dem Bauteilquerschnitt für ein kreisförmiges Bauteil in Abhängigkeit der Prägegeschwindigkeit. Nur am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs ist bei erhöhter Prägegeschwindigkeit von 10 mm/min gegenüber 1 mm/min eine Druckerhöhung von ca. 7 MPa festzustellen. Am Ende der kraftgesteuerten Prägephase nach 248 s ist dagegen eine Angleichung der Druckprofile zu beobachten.

Der Druckverlauf zeigt für ein ideales kreisförmiges Formteil einen parabolischen Verlauf über der Querschnittsfläche. Der Scheitelpunkt der Parabel liegt im Zentrum des Formeinsatzes und weist am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs den höchsten Druck auf. Nach Umschalten auf Kraftsteuerung werden die Druckspitzen durch den einsetzenden Kriechvorgang abgebaut, die Parabel weitet sich. Bereits nach drei Sekunden ist am Scheitelpunkt ein Druckabfall von 10 % zu verzeichnen. Am Ende der Haltezeit ist eine Abflachung des Druckverlaufes eingetreten, die parabelförmige Druckverteilung bleibt jedoch erhalten. Der Druck reduziert sich im vorliegenden Fall von 58 MPa auf ca. 25 MPa innerhalb von 280 s. Das entspricht einem Druckabfall von 57 % .

Der Einfluß der Prägegeschwindigkeit zeigt sich nur in dem Maximaldruck am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs, wie in Abbildung 3.10b im Vergleich für die Prägegeschwindigkeiten 1 mm/min und 10 mm/min dargestellt ist. Nach einer Haltezeit von 248 s sind die Druckdifferenzen ausgeglichen, der Druck am Ende der Haltezeit ist daher von der Prägegeschwindigkeit unabhängig. Eine Änderung der Restschichtdicke oder des Formteildurchmessers kann daher durch eine Erhöhung der Prägegeschwindigkeit nicht erreicht werden.

3.3.3.2 Einfluß von Prägekraft, Prägegeschwindigkeit und Nachdruckzeit auf die Restschichtdicke

Bereits aus Abbildung 3.10 wird deutlich, daß sich während des kraftgesteuerten Prägens die Restschichtdicke vermindert, da sich der Radius des Bauteils vergrößert. Der Einfluß der Prozeßparameter Prägekraft, Prägegeschwindigkeit und Nachdruckzeit auf die Restschichtdicke ist in Abbildung 3.11 exemplarisch für ein kreisförmiges Bauteil dargestellt. Aufgetragen sind der Prägehub der Prägenmaschine über der Nachdruckzeit für die Prägegeschwindigkeiten 1 und 10 mm/min sowie der Prägekraft 51 kN und 100 kN bei einer Umformtemperatur von 180°C. Der Prägehub korrespondiert dabei mit der Reduzierung der Restschichtdicke. Die Zunahme des Prägehubes entspricht der Abnahme der Restschichtdicke. Die dargestellte Kurven beziehen sich aus Übersichtsgründen nur auf die Nachdruckphase unmittelbar nach dem Umschalten von Wegsteuerung auf Kraftsteuerung.

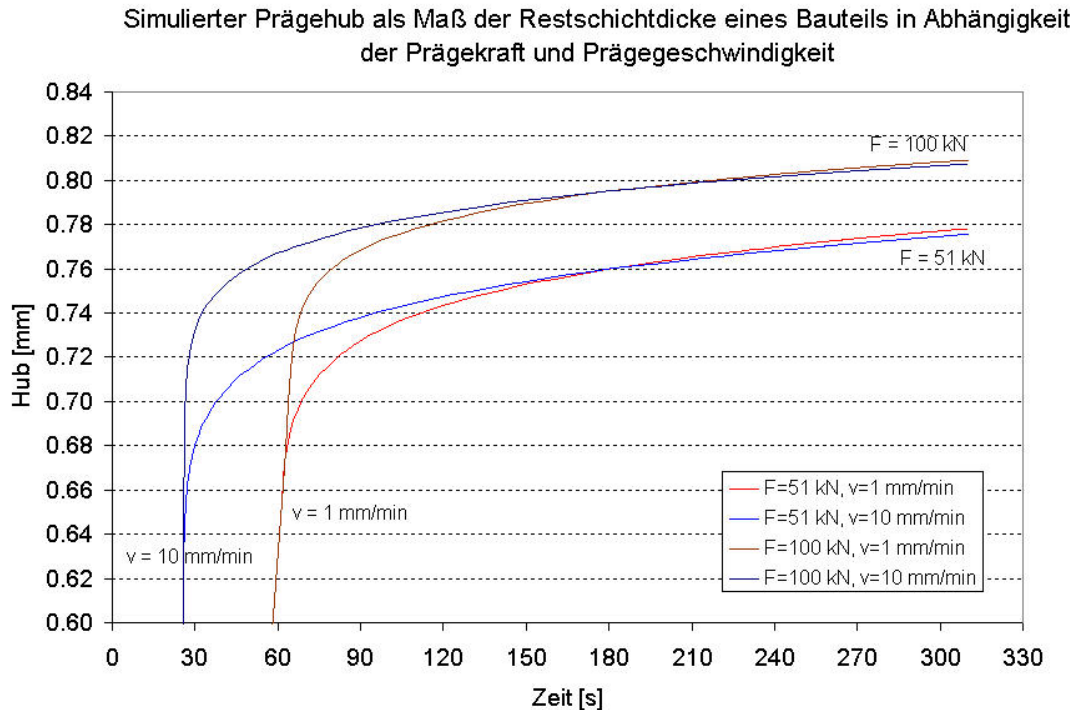


Abbildung 3.11 Simulierter Prägehub während der kraftgesteuerten Prägevorgangs in Abhängigkeit der Prozessparameter Prägegeschwindigkeit, Prägekraft und Nachdruckzeit. Der Prägehub kann als Maß für die Reduzierung der Restschichtdicke über der Nachdruckzeit herangezogen werden. Entscheidend für dünne Restschichten sind hohe Temperaturen, hohe Prägekräfte und angepasste Nachdruckzeiten.

Die Restschichtdicken streben unabhängig von der Prägegeschwindigkeit 1 mm/min oder 10 mm/min asymptotisch einem Grenzwert entgegen. Dabei ist die Reduzierung der Restschichtdicke zu Beginn der Haltezeit am effektivsten. Mit zunehmender Haltezeit verringert sich die Abnahme der Restschicht auf Grund des enger werden Spaltes und des sich erhöhenden Fließwiderstandes. Für die Restschichtdicke sind bei konstanter Temperatur nur Prägekraft und Nachdruckzeit verantwortlich. Die Prägegeschwindigkeit spielt nur in einem engen Zeitfenster von ca. 120 s nach Ende des weggesteuerten Prägevorgangs eine Rolle. Wird vor Ende dieses Zeitfensters bereits eine Kühlung der Schmelze eingeleitet, so läßt sich durch eine höhere Prägegeschwindigkeit eine geringfügig dünnere Restschicht erzeugen. Die Restschichtdicke ist außerdem eine Funktion der Viskosität und damit der Temperatur. Eine Temperaturerhöhung um bereits $10 \text{ }^\circ\text{C}$ reduziert die Viskosität bereits um bis zu 50 % (Beispiel G77Q11, Abschnitt 5.) Dünne Restschichten lassen sich daher nur in Verbindung mit hohen Temperaturen, hoher Prägekraft und entsprechend angepaßten Nachdruckzeiten realisieren.

Messungen bestätigen die Ergebnisse der Simulation (Abbildung 3.12). In Abhängigkeit von der Prägegeschwindigkeit wurde bei einer konstanter Kraft von 51 kN und einer Temperatur von $180 \text{ }^\circ\text{C}$ der Prägehub der Maschine gemessen. Dabei wurde davon ausgegangen, daß sich die Restschichtdicke in Abhängigkeit des Prägehubs reduziert. Im Rahmen der Meßgenauigkeit konnten keine signifikanten Abhängigkeiten der Restschichtdicke von der Prägegeschwindigkeit nachgewiesen werden. Wie in der Simulation ist für die Prägegeschwindigkeiten von $1\text{--}40 \text{ mm/min}$ in der Anfangsphase der Nachdruckzeit die stärkste Reduzierung der Restschicht zu verzeichnen. In den ersten 120 s wurde in dem Beispiel die Restschichtdicke um ca. $100 \text{ }\mu\text{m}$ reduziert. Nach der Zeitspanne geht die Reduzierung langsamer jedoch stetig voran. Ein asymptotischer Grenzwert war jedoch nicht sichtbar. Möglicherweise spielen Effekte wie kraft- und temperaturbedingte Dehnungen der Maschine sowie die Durchbiegung von Werkzeug und Substrat unter Last eine Rolle.

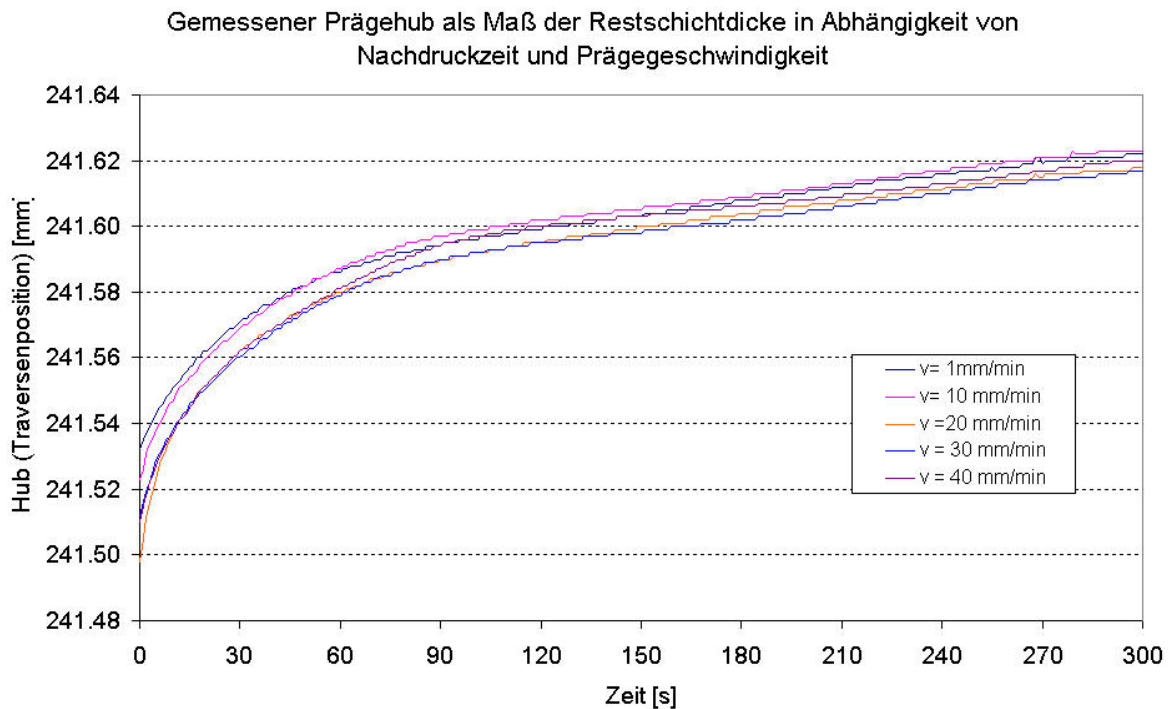


Abbildung 3.12 Gemessener Prägehub während der kraftgesteuerten Prägephase in Abhängigkeit der Prägegeschwindigkeit und Nachdruckzeit. Dabei wurde davon ausgegangen, daß sich die Restschicht in dem Maß verringert, in dem sich der Prägehub vergrößert. Die signifikanteste Reduzierung der Restschicht erfolgt zu Beginn der Nachdruckphase und nimmt mit fortschreitender Zeit ab. Die Prägegeschwindigkeit hat im Rahmen der Meßgenauigkeit keinen Einfluß auf die Restschichtdicke.

3.3.4 Befüllen von Kavitäten

Die Befüllung der Mikrokavitäten ist neben der Erzielung dünner Restschichten ein zentraler Aspekt des Prägevorgangs. Stellvertretend für die Vielzahl von Bauteilgeometrien wurden säulenförmige und rechteckige Strukturen mit unterschiedlichen Aspektverhältnissen als Basis für die Simulation ausgewählt. Unter der Voraussetzung, daß die Kavitäten mit konstantem Volumenstrom befüllt und Anlaufeffekte vernachlässigt werden, kann eine analytische Abschätzung des notwendigen Druckes zum Befüllen von Kavitäten angegeben werden.

3.3.4.1 Analytisches Modell

Durch das strukturviskose Verhalten sind die bekannten Gleichungen für den Druckverlust in Rohren mit Newtonschen Medien nur bedingt einzusetzen. Das Konzept der repräsentativen Viskosität [Meng02] beschreibt einen Weg zur Berechnung des Druckverlustes in einem Rohr als Maß für den notwendigen Druck, eine Kavität zu befüllen. Dabei wird exemplarisch der Weg für eine kreisförmige Kavität aufgezeigt. Das Prinzip ist jedoch auch auf rechteckige Kavitäten oder Ringspalte anwendbar.

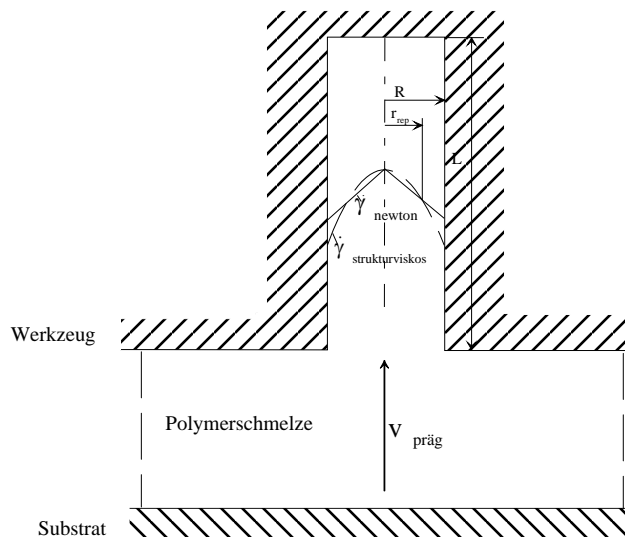


Abbildung 3.13 Beschreibung der Kavitätenbefüllung auf der Basis des Modells der repräsentativen Viskosität. An der repräsentativen Stelle sind die Schergeschwindigkeiten von Newtonschem Medium und strukturviskosem Medium gleich groß.

Voraussetzungen sind eine laminare Strömung, keine Anlaufeffekte sowie thermisch und mechanisch homogene Schmelzen. Newtonsche und strukturviskose Fluide unterscheiden sich in ihrem Schergeschwindigkeitsprofil. Bei gleichem Druckverlust und gleichem Volumenstrom gibt es trotz unterschiedlicher Profile eine Stelle, an der beide Schergeschwindigkeiten gleich groß sein müssen, die repräsentative Stelle. Praktisch für alle Polymere bleibt die Lage dieser Stelle gleich [Meng02].

Die repräsentative Stelle für eine kreisförmigen Querschnitt wurde ermittelt zu $e_0 = \frac{r_{rep}}{R} \approx \frac{\pi}{4}$ [Meng02].

Damit ist die Berechnung der Schergeschwindigkeit des strukturviskosen Fluids an der repräsentativen Stelle möglich.

$$\dot{\gamma}_{rep} = \dot{\gamma}_{newt}(r_{rep}) = \frac{4 \cdot \dot{V}}{\pi R^3} \cdot e_0 = \frac{4 \cdot v_{präg}}{R} \cdot e_0 \quad (3.4)$$

Damit ergibt sich für den Druckverlust in einem Rohr

$$\Delta p = \frac{8 \dot{V} L \eta(\dot{\gamma}_{rep})}{\pi R^4} = \frac{8 v_{präg} L \eta(\dot{\gamma}_{rep})}{R^2} \quad (3.5)$$

Die Viskosität läßt sich für die Schergeschwindigkeit entsprechend aus dem Viskositätsdiagramm entnehmen (Cross-WLF Modell, beschrieben durch Gleichung 2.8, Viskositäts-Diagramm von G77Q11 in Anhang A). Unter der Annahme, daß die Dicke des Halbzeuges mindestens der Höhe der Kavität entspricht, kann bei konstanter Prägeschwindigkeit von einem konstanten Volumenstrom über dem Kavitätsquerschnitt ausgegangen werden. Damit läßt sich der Volumenstrom als Funktion der Prägeschwindigkeit beschreiben:

$$\dot{V} = v_{präg} \cdot A_{Kav} = v_{präg} \cdot \pi R^2 \quad (3.6)$$

Mit Gleichung 3.4 lässt sich die Größe der Schergeschwindigkeit bei der Befüllung der Kavitäten in Abhängigkeit des Querschnittes und der Prägegeschwindigkeit berechnen (Abbildung 3.14).

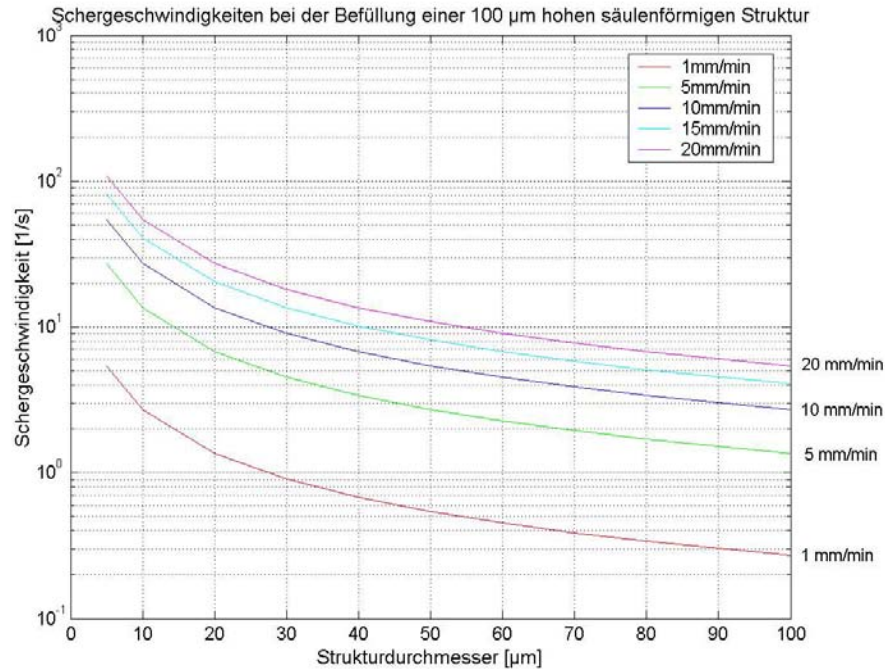


Abbildung 3.14 Schergeschwindigkeit an der repräsentativen Stelle in der Schmelze während eines Füllvorgangs. In Abhängigkeit typischer Strukturdurchmesser und Prägegeschwindigkeiten ergeben sich bei konstanter Temperatur Schergeschwindigkeiten von bis zu 100 1/s.

Die Schergeschwindigkeiten während des Füllvorgangs liegen weit unter dem maximal zulässigen Grenzbereich von 40000 1/s für PMMA G77Q11 [Mold02]. Erst bei Kavitätsquerschnitten unter 10 μm liegt bei einer Prägegeschwindigkeit von 20 mm/min die Schergeschwindigkeit in der Größenordnung von 100 1/s. Für eine Prägegeschwindigkeit von 1 mm/min liegt die Schergeschwindigkeit bei Querschnittsbreiten unter 10 μm in der Größenordnung von 5 1/s. Aus Gleichung 3.5 lässt sich eine Aussage über den notwendigen Prägedruck zur Befüllung von kreisförmigen Kavitäten in Abhängigkeit der Prägegeschwindigkeit und der Temperatur treffen. In Abbildung 3.15a und 3.15b sind die Ergebnisse für 100 μm hohe Strukturen für ein Aspektverhältnis von 1 bis 20 dargestellt.

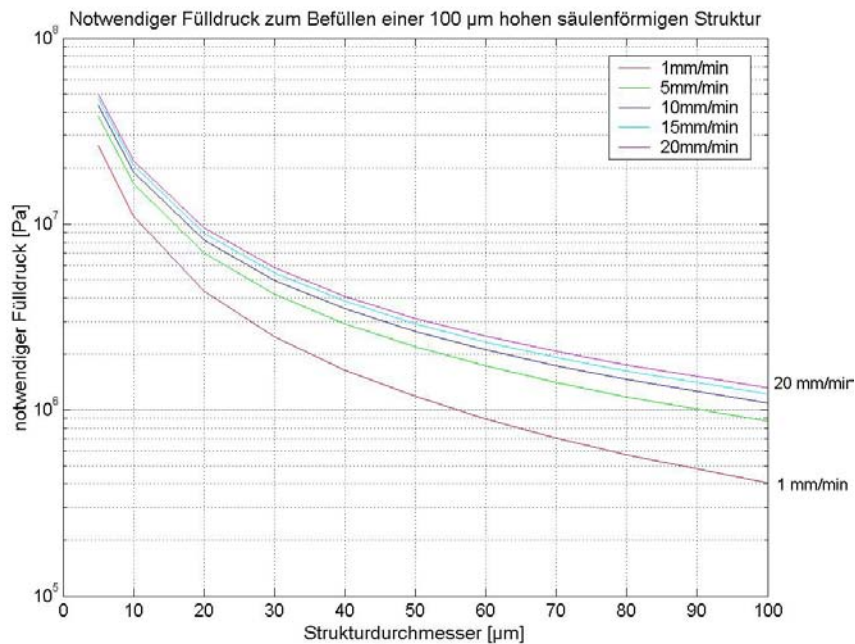


Abbildung 3.15a Notwendiger Druck zur Befüllung von Mikrokavitäten in Abhängigkeit der Prägegeschwindigkeit bei einer Umformtemperatur von $T=180^\circ\text{C}$. Unterhalb eines Strukturdurchmessers von 10 μm steigt der notwendige Druck zum Befüllen der Kavitäten stark an. Auf Grund des strukturviskosen Verhaltens der Schmelze reduziert sich mit steigender Prägegeschwindigkeit die Zunahme des Fülldruckes.

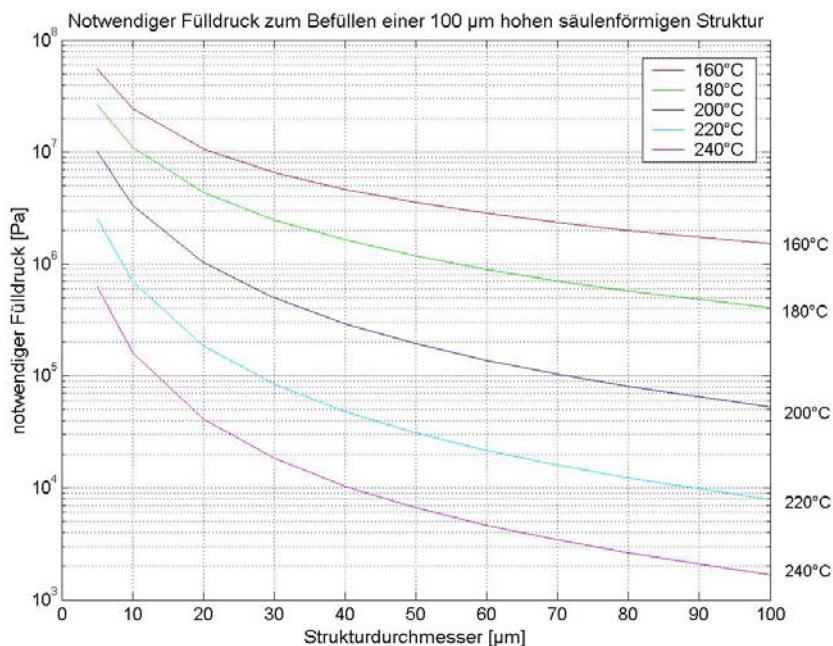


Abbildung 3.15b Notwendiger Druck zur Befüllung von Mikrokavitäten in Abhängigkeit der Temperatur bei einer konstanten Prägegeschwindigkeit von 1 mm/min. Die Temperatur beeinflusst den notwendigen Fülldruck in höherem Maße als die Prägegeschwindigkeit. In erster Näherung halbiert sich der notwendige Fülldruck wenn sich die Temperatur um 20 $^\circ\text{C}$ erhöht.

Der notwendige Fülldruck steigt exponentiell mit zunehmendem Aspektverhältnis. Ab einem Aspektverhältnis von 5 (Strukturdurchmesser 20 μm) ist in Abbildung 3.15a und Abb. 3.15b eine deutliche Steigerung des Druckes zu verzeichnen. Mit höherer Prägegeschwindigkeit steigt auch der notwendige Fülldruck, jedoch nimmt der Einfluß der Prägegeschwindigkeit auf den Fülldruck aufgrund des

strukturviskosen Verhaltens mit zunehmender Geschwindigkeit ab. Damit unterstützen zwei Effekte die Füllung von Mikrokavitäten durch eine höhere Prägegeschwindigkeit:

- Hohe Prägegeschwindigkeiten erzeugen einen höheren Druckgradienten am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs (Abb. 3.9 und 3.10). Damit steht ein höherer Fülldruck zur Verfügung.
- Hohe Prägegeschwindigkeiten bewirken in Kavitäten höhere Schergeschwindigkeiten und damit auf Grund der Strukturviskosität eine Reduzierung der Viskosität des Polymers während des Füllvorgangs. Der Effekt spielt bei typischen Strukturen jedoch erst bei hohen Prägegeschwindigkeiten von deutlich über 20 mm/min eine Rolle.

Die beiden Effekte kompensieren im vorliegenden Prägegeschwindigkeitsbereich von 1 mm/min bis 20 mm/min jedoch nicht den Druckverlust, der sich aufgrund der Prägegeschwindigkeit einstellt, sondern vermindern nur die Zunahme. Da der Fülldruck für die in Abbildung 3.15a und 3.15b berücksichtigten Strukturdurchmesser unter den typischen Preßdrücken am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs liegt, ist es möglich, bei 180 °C mit höheren Prägegeschwindigkeiten als 1 mm/min zu prägen. Dabei spielt die Temperatur und damit die Viskosität eine entscheidende Rolle. Für die Prägegeschwindigkeit von 1 mm/min ist die Temperaturabhängigkeit des Fülldruckes in Abbildung 3.15b dargestellt. In erster Näherung halbiert sich der notwendige Fülldruck wenn sich die Temperatur um 20 °C erhöht. Mit der Verringerung des Fülldruckes durch eine Temperaturerhöhung ist gleichzeitig eine höhere Prägegeschwindigkeit möglich.

Der angegebene Druck stellt lediglich das absolute Minimum des Preßdruckes dar, um die Kavität zu befüllen. Der Druck ist jedoch zu gering, um Schwindungseffekte auszugleichen.

3.3.4.2 FEM-Simulation

Um eine Aussage über die Befüllung von Kavitäten auf einem Formeinsatz zu erhalten wurden zwei Modelle gewählt.

- Um einen Vergleich zu der Modellierung der kreisförmigen Restschichten (Abschnitt 3.3.3) zu erhalten, wurde ein kreisförmiges Bauteil in einer Ebene vom Zentrum bis zum Rand mit rechteckigen Strukturen (500 μm x 100 μm) versehen. Um zusätzlich eine Aussage über die Füllhöhen – als Maß für den Fülldruck - zu erhalten, wurde die Höhe der Strukturen mit 5 mm extrem hoch gewählt.
- Ein typischer Formeinsatz im LIGA-Format wurde exemplarisch mit rechteckigen Strukturen gleicher Dimension versehen. Aus diesem Modell lassen sich Druckverteilung und Füllverhalten für einen mikrostrukturierten Formeinsatz ableiten.

Abbildung 3.16 verdeutlicht den Formfüllvorgang. Entsprechend des Druckgefälles während des weggesteuerten Prägevorganges werden die Kavitäten von innen nach außen gefüllt. Innerhalb der Strukturen bildet sich ein Druckgefälle aus, beginnend am Fuß der Strukturen mit dem Druck der Restschicht. Das Druckgefälle in der Trägerschicht wurde in diesem Beispiel durch die Strukturen auf einer

Seite nicht verändert. Aus den Ergebnissen dieser Simulation kann gefolgert werden, daß zur Füllung der Kavitäten der in der Restschicht im Abstand r vom Zentrum stehende Druck als Fülldruck zur Verfügung steht. Die Füllung der Kavitäten erfolgt bereits während der weggesteuerten Prägephase, die kraftgesteuerte Prägephase dient überwiegend dazu, die noch vorhandene Restschicht zu reduzieren.

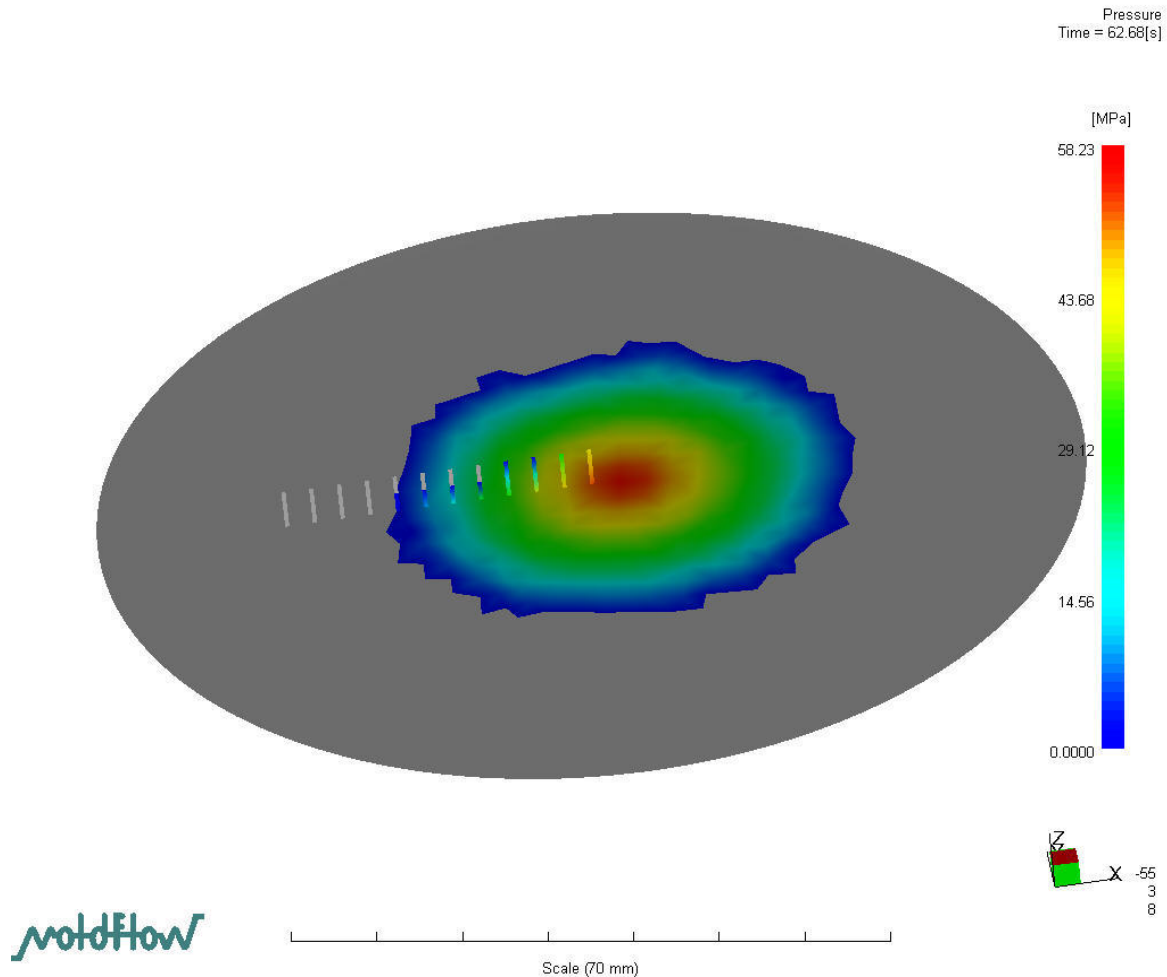


Abbildung 3.16 Darstellung der Druckverteilung während des Formfüllvorgangs am Beispiel eines kreisförmigen Bauteils mit Mikrostrukturen. Der parabolische Verlauf der Druckverteilung am Ende der weggesteuerten Prägephase bleibt trotz Mikrostrukturen erhalten. Der Druck in der Restschicht steht der Kavität als Fülldruck zur Verfügung.

In Analogie zu Abbildung 3.16 läßt sich die Formfüllvorgang für ein rechteckiges Bauteil im LIGA Format mit symmetrisch angeordneten rechteckigen Strukturen simulieren (Abbildung 3.17). Die Druckspitze am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs entsteht entlang der Mittellinie des Bauteils. Die Befüllung des Formeinsatzes erfolgt ebenso symmetrisch von innen nach außen entsprechend der Druckverteilung und den Druckwiderständen der einzelnen Kavitäten.

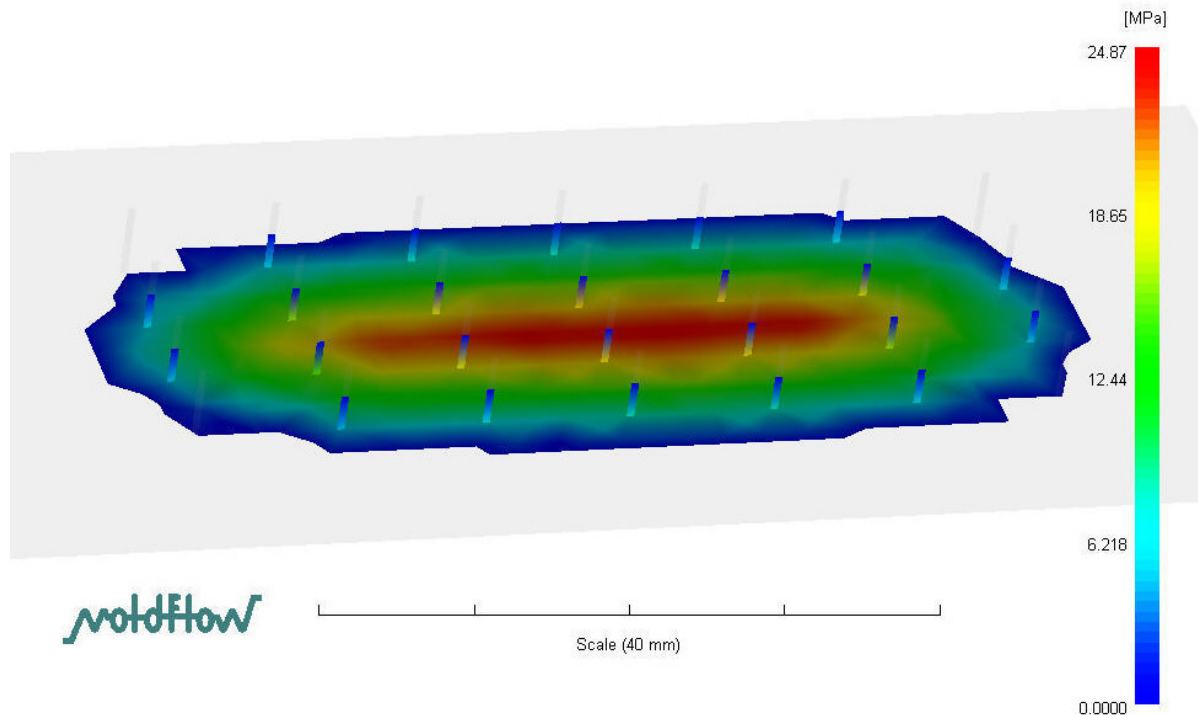


Abbildung 3.17 Darstellung der Druckverteilung während des Formfüllvorgangs am Beispiel eines rechteckigen Bauteils im LIGA Format. Auf dem Bauteil sind systematisch freistehende Mikrostrukturen angeordnet. Dargestellt ist die Druckverteilung am Ende der weggesteuerten Prägephase. Entsprechend der Druckverteilung innerhalb der Restschicht werden die Kavitäten von innen nach außen befüllt.

3.4 Kühlen

3.4.1 Einflußgrößen des Kühlvorgangs

Im Gegensatz zum Aufheizen durch Heizpatronen wird bei der Heißprägemaschine JENOPTIK HEX03 die Kühlung der Werkzeug- und Substratplatte mittels Öl realisiert [Jeno98]. Neben der Wärmeleitung ist der konvektive Wärmeübergang zwischen Wärmeträgerfluid und Werkzeug bzw. Kühlblock zu berücksichtigen. Für die Wärmeabfuhr befinden sich spiralförmig angeordnete öldurchflossene Kühlschlangen in Kontakt mit Werkzeugplatte und Substratplatte. Der Öldurchfluß wurde mit 8.57 *l/min* für beide Kreisläufe gemessen, so daß in Annahme einer symmetrischen Aufteilung der Volumenströme mit einem Durchfluß von 4.28 *l/min* je Kreislauf gerechnet werden kann. Der Querschnitt der rechteckigen Kühlgeometrie liegt bei 5x12 *mm*², so daß sich mit dem Wärmeträgeröl (BP Olex WF 0801) bei einer mittleren Temperatur von 20°C eine Reynoldszahl von 210 ergibt. Damit liegt die Strömung eindeutig im laminaren Bereich, die Nusseltzahl wird somit zu 3.66 und es ergibt sich ein Wärmeübergang von 67 *W/m*²*K*. Eine deutliche Steigerung des Wärmeübergangs wird durch eine turbulente Rohrströmung erreicht, d.h. $Re > 2300$. Empfohlen wird eine Reynoldszahl von 10000, mindestens jedoch 4000 [Mold02]. Dabei sollte der Temperaturunterschied des Wärmeträgerfluids zwischen Einlauf und Auslauf 4°K nicht überschreiten. Legt man eine Reynoldszahl von 4000 zu Grunde, so wäre ein Durchfluß von 82 *l/min* pro Kreislauf bei 20°C oder 30.6 *l/min* bei 40°C notwendig. Die Wärmeübertragung stiege um den Faktor 37 auf 2480 *W/m*²*K*. Da die notwendige Pumpleistung proportional zur dritten Potenz der Strömungsgeschwindigkeit ist ($P \sim v^3$), wären extreme Pumpleistungen notwendig, die sich in der Praxis jedoch nicht realisieren lassen. Wasser als Wärmeträger bietet dagegen die Vorteile der höheren Wärmekapazität und der geringeren Viskosität, so daß sich

der Bereich der turbulenten Rohrströmung einfacher realisieren läßt. Jedoch sind die konstruktiven Maßnahmen entsprechend höher, da die gegenüber Öl niedrigere Siedetemperatur zu berücksichtigen ist.

3.4.2 Temperaturverteilung während der Abkühlphase

Wie auch bei dem Aufheizvorgang bestimmen die thermischen Massen des Werkzeuges und Substrats sowie die spezifischen Wärmeübergänge die Abkühlgeschwindigkeit der Schmelze. Eine homogene Temperaturverteilung während des Kühlprozesses ist besonders für teilkristalline Polymere von entscheidender Bedeutung, um Verzügen durch uneinheitliche Schwindung vorzubeugen. Die Überprüfung der Temperaturverteilung in Werkzeug und Substrat erfolgte in Analogie zum Aufheizvorgang. Die Ergebnisse der Messungen in Abbildung 3.18a zeigen während der Abkühlphase innerhalb des Werkzeuges eine nahezu homogene Temperatur. Außerhalb des Werkzeuges sind liegen die Temperaturen um bis zu 5°K niedriger. Ein ähnliches Verhalten ist auch in der Substratplatte zu beobachten, die höchsten Temperaturen sind in der Mitte zu verzeichnen, zum Rand hin nehmen die Temperaturen um bis zu 10°K ab (Abbildung 3.18b). Um Verzügen durch Schwindungsanisotropien vorzubeugen ist es notwendig, möglichst über die gesamte Bauteilfläche eine gleichmäßige Erstarrung der Schmelze zu erreichen. Daher sollte die Glasübergangstemperatur mit reduzierter Kühlleistung erreicht werden, damit über Wärmeleitung eine möglichst homogene Temperaturverteilung im Bereich des Glasübergangspunktes vorliegt. In der Praxis wird dies durch die Temperaturregelung fast immer gewährleistet. Die mittlere Abkühlrate für Werkzeug und Substratplatte wurde aus Messungen zu ca. 0.35 °K/s bestimmt.

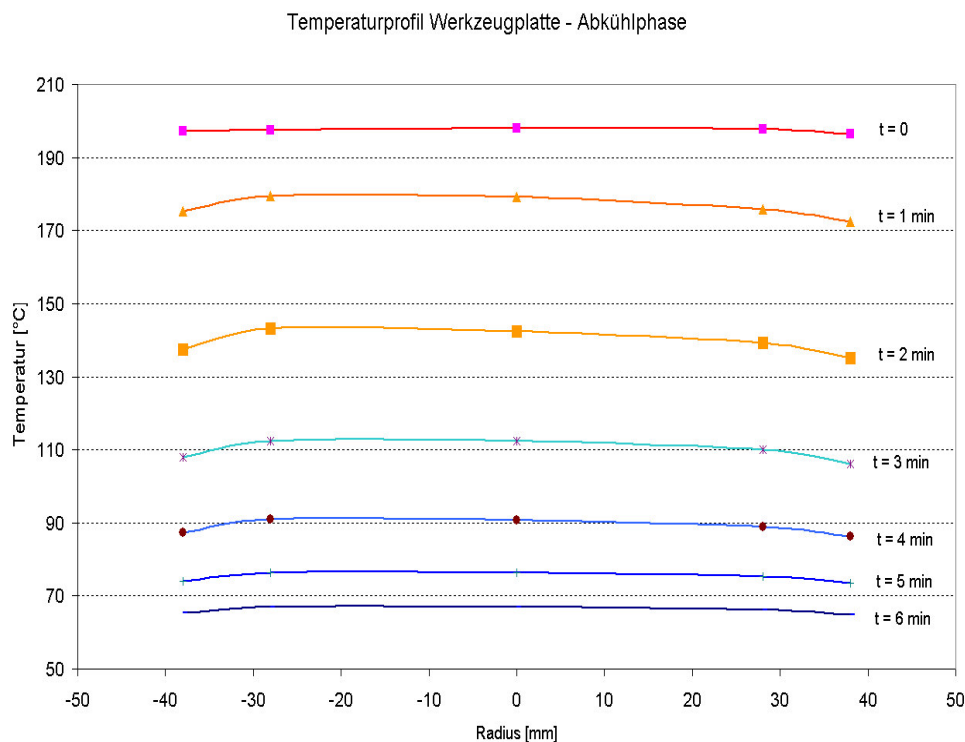


Abbildung 3.18a Gemessene Temperaturverteilung in Werkzeug und Werkzeugplatte während der Abkühlphase. Innerhalb des Werkzeuges, Meßpunkte bei -30 mm, 0 mm und 30 mm, ist eine nahezu homogene Temperatur zu verzeichnen, während die Werkzeugplatte einen Temperaturabfall am Rand aufweist.

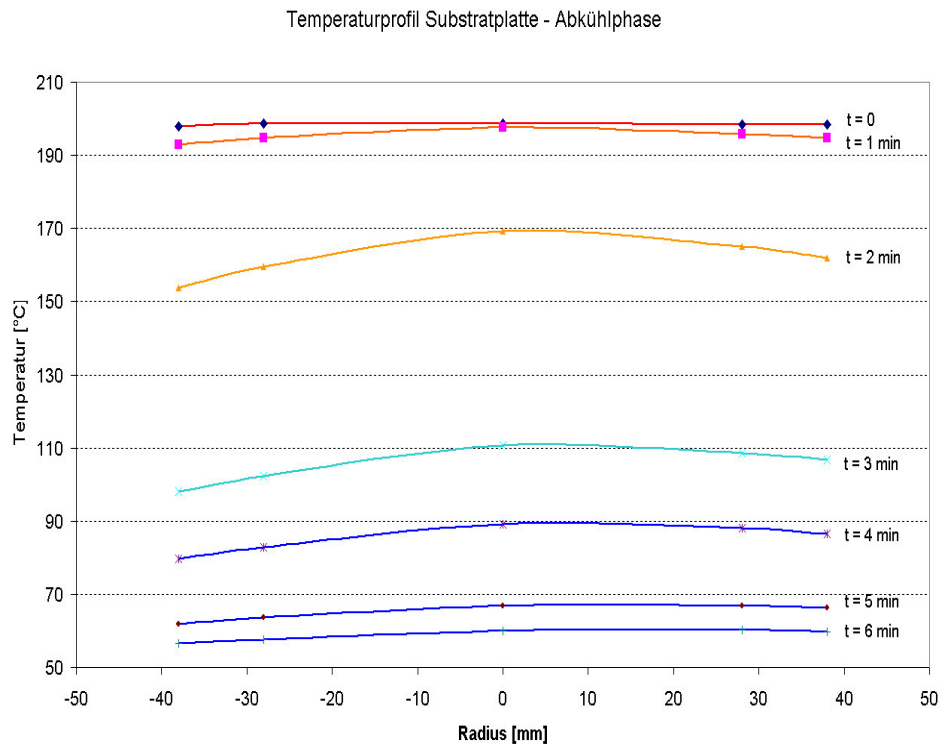


Abbildung 3.18b Gemessene Temperaturverteilung in der Substratplatte während der Abkühlphase. Innerhalb der Substratplatte ein Temperaturabfall zum Rand hin festzustellen. Die Unterschiede bewegen sich in der Größe von 10 °K. Daher ist es sinnvoll, eine kurze Haltezeit vor dem Glasübergangspunkt zu berücksichtigen, um durch Wärmeleitungsprozesse einen Temperatureausgleich zu gewährleisten.

Die Simulation des Abkühlvorgangs basiert auf der Modellierung der Geometrie des Kühlsystems. Dazu wurde die spiralförmige Kühlgeometrie der Heißprägemaschine Jenoptic HEX03 zu Grunde gelegt (Abbildung 3.19a). Jedoch konnten die maschinenspezifischen Randbedingungen wie die Wärmeübergänge an den Kontaktflächen sowohl von Werkzeug zu Adapterplatte als auch von Adapterplatte zu Kühlplatte nicht modelliert werden. Als Kühlmedium wurde Öl bei einer mittleren Temperatur von 30°C angenommen, der Durchfluß wurde auf Grund von Messungen mit 4.28 l/min pro Kreislauf definiert. Die Simulation bestätigt eine laminare Strömung innerhalb des Kühlsystems. Allerdings ist die Reynoldszahl ca. um den Faktor 10 kleiner als die analytisch ermittelte Zahl in Abschnitt 3.4.1. Ursache dafür könnten die nicht exakt übereinstimmenden Stoffdaten sein. Jedoch zeigt die Simulation eine nahezu homogene Temperaturverteilung über der Bauteilfläche, wie sie bereits auf Grund der Messung der Temperaturen in Werkzeug, Werkzeugplatte und Substratplatte angenommen werden konnte. Die größten durch die Simulation errechneten Temperaturdifferenzen liegen innerhalb einer Spanne von ca. 0.4 °C wie in Abbildung 3.19b für einen Kühlvorgang auf das Temperaturniveau von 80 °C dargestellt. In der Mitte des Bauteils liegt am Ende des Kühlvorgangs eine um ca. 0.4 °K höhere Durchschnittstemperatur vor als in den Randzonen.

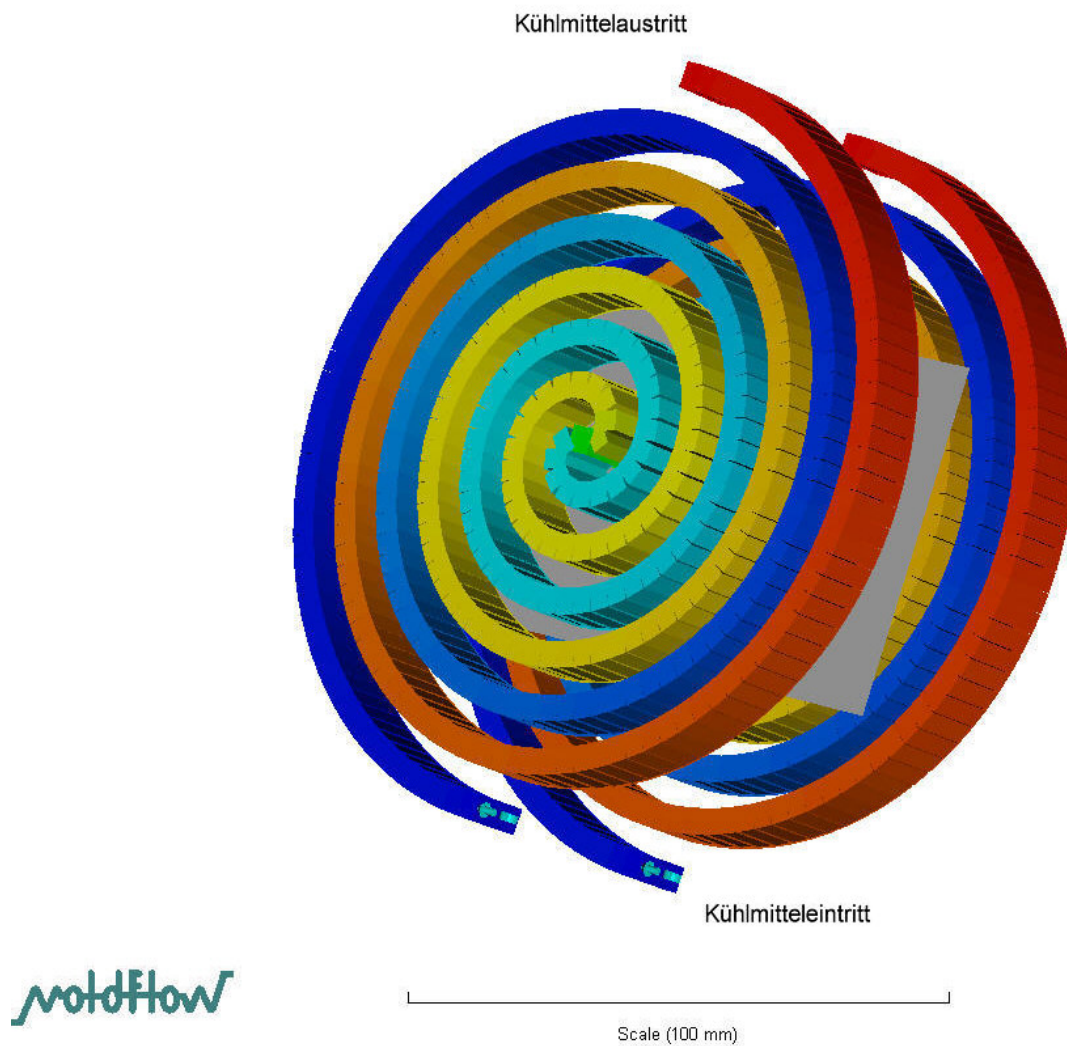


Abbildung 3.19a Modell des spiralförmigen Kühlsystems der Heißprägemaschine JENOPTIC HEX03. Dargestellt ist der qualitative Verlauf der Temperatur des Kühlmediums, beginnend vom Kühlmitteleintritt bis zum Kühlmittelaustritt. Zwischen den Kühlschlangen ist das mikrostrukturierte Bauteil (grau) dargestellt. Die Kühlkanäle liegen nach einer Adapterplatte in einer dritten Platte unterhalb der Werkzeug- bzw. Substratplatte. Der Durchfluß je Kühlkreislauf beträgt 4.28 l/min, der rechteckige Querschnitt liegt bei 5mm x 12mm. Die Simulation lieferte qualitative Ergebnisse, jedoch zeigte sich gegenüber einer analytischen Betrachtung eine Abweichung in der berechneten Reynoldszahl. Ursache dafür könnten nicht übereinstimmende Stoffwerte des Kühlmittels sein.

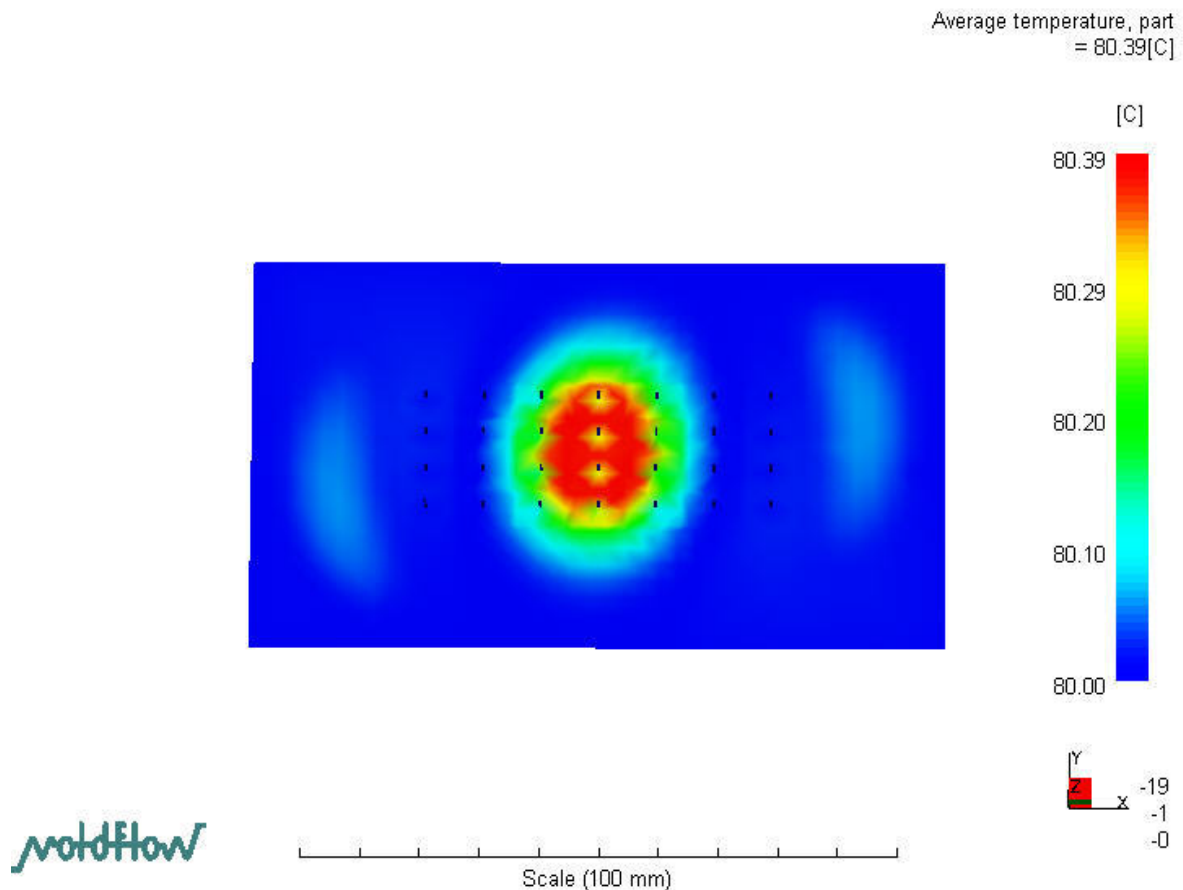


Abbildung 3.19b Temperaturverteilung eines strukturierten Formteils am Ende der Abkühlphase auf 80°C. Am Ende des Kühlvorgangs liegt auf Grund der spiralförmigen Kühlgeometrie in der Mitte des Formteils eine geringfügig höhere Temperatur von ca. 0.4 °K vor.

Unter Berücksichtigung der homogenen Temperaturverteilung und der druckabhängigen Verschiebung des Glasübergangspunktes zu höheren Temperaturen, kann unter Beibehaltung des Druckprofils davon ausgegangen werden, daß die Schmelze von der Mitte aus zum Rand hin erstarrt. Es kann von innen kann kein weiteres Material nach außen verdrängt werden. Die simulierten Werte beziehen sich auf einen Formeinsatz, dessen Restschicht und Strukturen eine gleichmäßige Dicke von 100 μm aufweisen. In der Realität variieren Dicke von Restschicht und Strukturen, so daß Abweichungen von der simulierten Abkühlung zu erwarten sind.

3.5 Schwindung und Verzug

3.5.1 Schwindung eines einfachen Formteils

Auf Grund der freien Fließfronten ist die Schwindung nicht homogen über die gesamte Bauteilfläche verteilt. Bedingt durch den Druckabfall vom Zentrum zu Rand weisen die Randzonen eine höhere Schwindung auf als das Zentrum des Bauteils. Abbildung 3.20 stellt für das Beispiel des kreisförmigen Formteils mit einseitig angeordneten Strukturen die simulierte volumetrische Schwindung dar (Prägekraft 100 kN, Umformtemperatur 180 °C, Prägeschwindigkeit 1 mm/min).

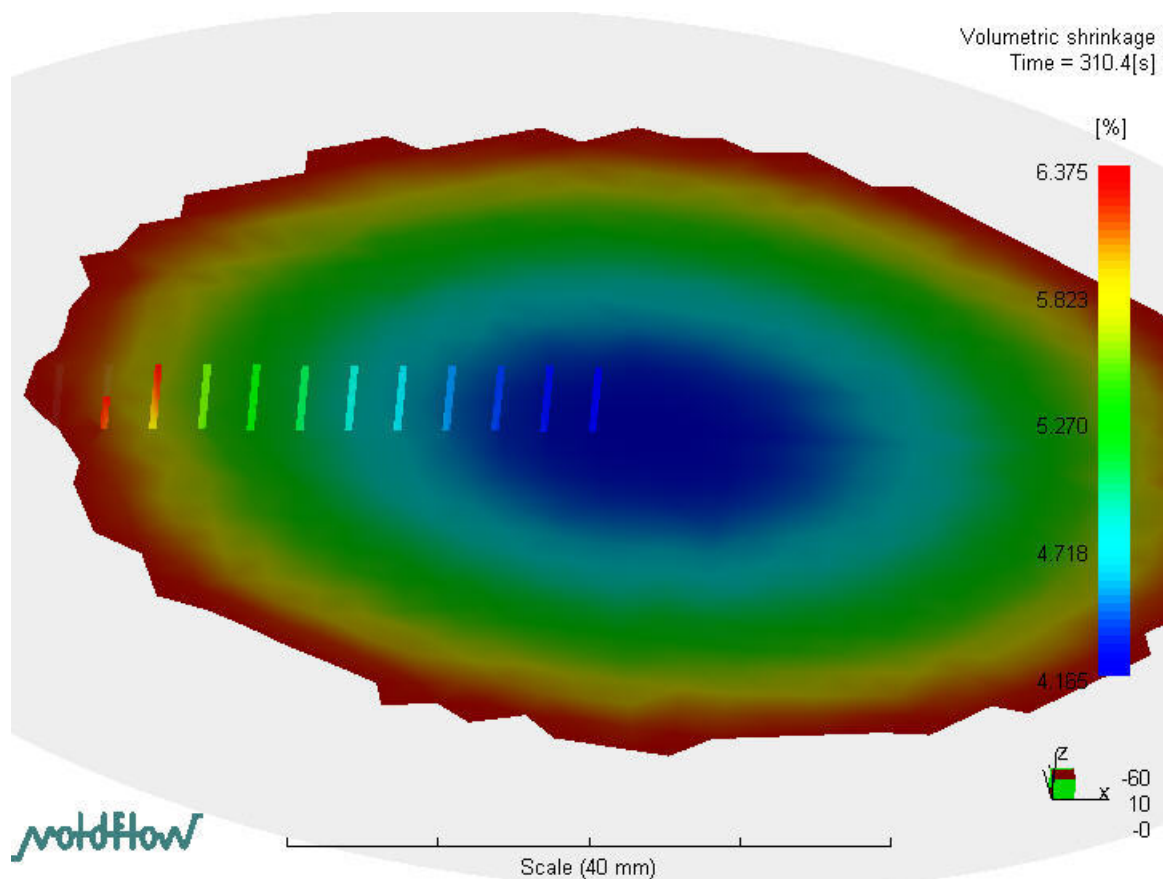


Abbildung 3.20 Simulierte volumetrische Schwindung für ein kreisförmiges Bauteil mit Mikrostrukturen. Die Schwindung korrespondiert mit dem Druckprofil und weist im Zentrum eine geringere Schwindung auf als am Rand. Entsprechend der Druckverteilung sind die am Rand angeordneten Mikrostrukturen einer höheren Schwindung ausgesetzt, als diejenigen Strukturen, die sich im Zentrum des Bauteils befinden.

Die Ergebnisse der Simulation zeigen eine Schwindungsanisotropie über dem Bauteilradius, wobei die Differenz der Volumenschwindung zwischen Zentrum und Rand ca. 2.2 % beträgt. Die Volumenschwindung ist jedoch zur Kontrolle meßtechnisch nicht zu ermitteln [Meng99]. Eine Abschätzung zur Ermittlung der Längen- und Dickenschwindung ist in [Meng99] aufgeführt. Danach beträgt die Dickenschwindung 90-95 % der Volumenschwindung und die Längenschwindung 5-10% der Volumenschwindung. Für das Ergebnis der Simulation bedeutet dies einen Längenschwindungsbereich in der Größenordnung von 0.2 % bis 0.3 % bei 5 % Volumenschwindung und 0.4 % bis 0.6 % bei 10 % Volumenschwindung. [Müll99] konnte für eine Trägerfolie aus PMMA eine Schwindung von 0.27 % meßtechnisch ermitteln. Die Vektoren der Verzüge waren ebenfalls zum Mittelpunkt des Bauteils gerichtet. Mit der Größe der Volumenschwindung korrespondiert die Wahrscheinlichkeit, Einfallstellen zu erhalten. Die auf dem Bauteil angeordneten Mikrostrukturen zeigen die gleichen Schwindungswerte wie die Schwindung der Restschicht im Abstand vom Zentrum. Innerhalb der Strukturen ist nur am Rand eine mit der Höhe der Struktur zunehmende Schwindung zu erkennen. Die Möglichkeiten, die Schwindungsanisotropie einzugrenzen, sind in Abschnitt 5 dargestellt.

3.5.2 Verzug eines Formteils

Die Schwindungsverteilung resultiert in einem Verzug des Bauteils, der im vorliegenden Fall – außen höhere Schwindung als innen – eine tellerförmige Form annimmt [Mold02]. Abbildung 3.21 zeigt den simulierten Verzug des geprägten Formteils. Gegenüber dem Zentrum des Bauteils weisen die Ränder einen Verzug von $160\ \mu\text{m}$ auf. Die Verzüge können als eine der Ursachen angesehen werden, weshalb sich Bauteile nach dem Entformen selbsttätig vorzugsweise am Rand vom Substrat abheben.

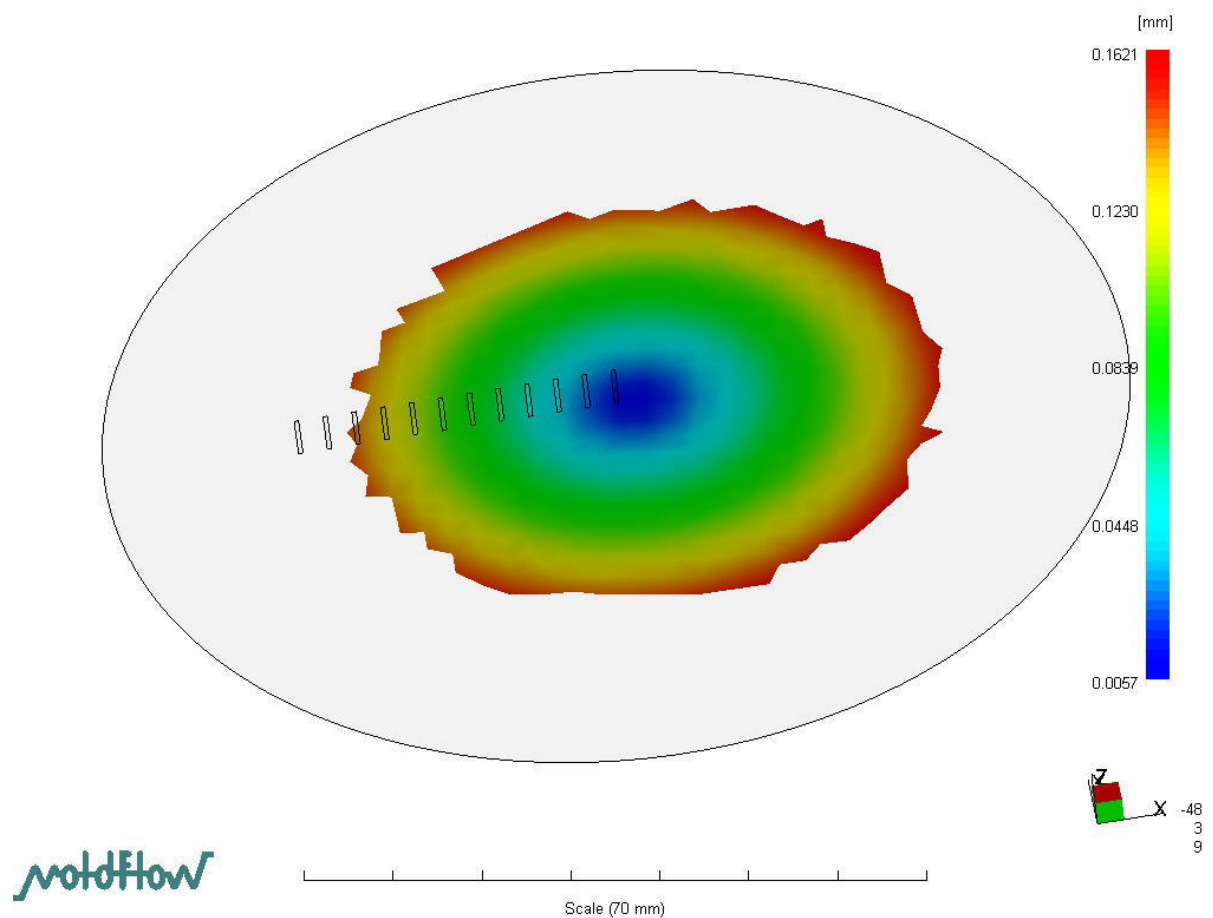


Abbildung 3.21 Simulierter tellerförmiger Verzug eines Bauteils. Auf Grund der Schwindungsdifferenzen innerhalb des Formteils verzieht sich das Bauteil tellerförmig. Der Verzug ist eine der Ursachen, weshalb sich geprägte Formteile nach dem Entformen selbsttätig am Rand vom Substrat lösen.

4 Prozeßspezifische Simulation - Entformvorgang

Abschnitt 4 der vorliegenden Arbeit analysiert das Entformen von Mikrostrukturen. Dazu werden vorab kurz die Randbedingungen der Simulation erläutert und das verwendete viskoelastische Materialmodell auf den Grundlagen in Abschnitt 2 vorgestellt. Anschließend wird die Abkühlphase, die Entstehung von Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil und die dadurch entstehenden Belastungen der Mikrostrukturen betrachtet. Aufbauend auf den Kontaktspannungen wird detailliert das Entformen von Mikrostrukturen analysiert. Dabei werden Prozeßparameter und Werkzeuggeometrie verändert, um den Einfluß einzelner Parameter zu bestimmen. Aufbauend auf den systematisch durchgeführten Parameterstudien werden die Prozeßparameter und Einflußgrößen hinsichtlich der Reduzierung von Entformkräften bewertet.

4.1 Aspekte einer prozeßspezifischen Simulation

Konnte bisher das Fließverhalten und die Füllung von Kavitäten mit der Simulationssoftware MOLD-FLOW untersucht werden, so sind kommerzielle Simulationsprogramme bisher nicht in der Lage, den Schritt des Entformens zu simulieren. Wie bereits in Abschnitt 2 gezeigt, kommt jedoch der Entformung im Heißprägeprozeß eine große Bedeutung zu, da während dieser Prozeßphase das höchste Zerstörungspotential besteht. Um die Auswirkungen von Prozeßparametern und Einflußgrößen auf das Entformverhalten von Mikrostrukturen dennoch abschätzen zu können, wurde unter ANSYS der Entformvorgang ergänzend zu der vorangegangenen Simulation modelliert. Dabei wurden die prozeßspezifischen Eigenschaften des Entformvorgangs berücksichtigt:

- Höhere Haftung (Reibung) des Polymers auf dem Substrat als im Werkzeug, um eine Entformung zu gewährleisten,
- Schwindungsdifferenzen zwischen Werkzeug / Substrat und Polymer wurden als maßgebliche Ursache von Entformkräften angesehen.

Durch das entwickelte Modell lassen sich Aussagen zu folgenden Punkten gewinnen:

- Belastungen und Deformationen von Mikrostrukturen durch den Entformprozeß,
- Einfluß von Werkzeugfehlern (z.B. Hinterschnitte) auf die Entformbarkeit von Strukturen, Angabe der notwendigen Werkzeuggenauigkeit, unter denen Mikrostrukturen noch entformt werden können,
- Parameterstudien zur Bestimmung der Abhängigkeit einzelner Prozeßparameter und Einflußgrößen auf die Entformkräfte.

4.1.1 Prozeßmodellierung

Eine 3D-Modellierung eines vollständigen Formeinsatzes mit einer Vielzahl an Strukturen ist derzeit mit PC-orientierten FEM Programmen noch nicht möglich (Abschnitt 3.1.2). Die oben aufgeführten prozeßspezifischen Einflußgrößen lassen sich jedoch mit einfachen 2D-Modellen beschreiben.

4.1.1.1 Geometrische Modelle

Die Basis der Modellierung bildet der Verbund Werkzeug, Polymer und Substrat. Dabei werden Werkzeug und Substrat zum einen als zweidimensionale Bauteile und zum anderen als biegesteife Targetelemente einer Kontaktpaarung modelliert. Drei Modelle wurden für die Simulationen ausgewählt:

- Restschicht ohne Mikrostrukturen - Um den Einfluß der Haftung der Restschicht auf Substrat und Werkzeug zu analysieren, wurde in einem ersten Schritt nur die Restschicht ohne Strukturen modelliert.
- Restschicht mit Mikrostrukturen - Die Restschicht wurde anschließend mit 40 einfachen Strukturen versehen. Die Strukturen wurden gleichmäßig auf der Restschicht angeordnet.
- Entformungsverhalten am Modell einer einzelnen Struktur – Für die Analyse des Entformverhaltens wurde exemplarisch eine der 40 Strukturen einer genauen Betrachtung unterzogen. Dabei wurden die Entformschrägen und dehnungsbedingten Seitenwandneigungen variiert, um die maximal zulässigen Hinterschnitte zu bestimmen, die ein Entformen noch zulassen.

Ein entscheidendes Kriterium für die Modellierung sind die Wechselwirkungen zwischen Werkzeug bzw. Substrat und Polymer, die über Kontaktpaarungen beschrieben werden. Diese Kontaktpaarungen bestehen aus nicht deformierbaren Targetelementen (ANSYS Nomenklatur TARGE169) und deformierbaren Kontaktelementen (ANSYS Nomenklatur CONTA172). Dabei werden dem Werkzeug bzw. dem Substrat die Targetelemente, dem Polymer (ANSYS Nomenklatur VISCO88 Elemente) an der Kontaktfläche die Kontaktelemente zugeordnet. Jeder Kontaktpaarung werden Eigenschaften zugeordnet. Eine dieser Eigenschaften ist durch die Form der Bewegung beider Kontaktpartner zueinander charakterisiert. Für die Simulation wurde zwischen zwei Varianten unterschieden, einer freien, durch Reibung charakterisierten Kontaktpaarung und einer fixierten Kontaktpaarung, innerhalb der keine Bewegung möglich ist.

4.1.1.2 Modellierung der Prozeßschritte

Eine Schnittstelle zwischen ANSYS und MOLDFLOW ist nicht vorhanden, so daß die aus der Umformsimulation ermittelten Schwindungsdaten nicht weiterverwertet werden können. In ANSYS ist eine Umformsimulation aufgrund der zu großen Netzdeformation jedoch nicht zu realisieren. Daher wurde die Prozeßmodellierung zu dem Zeitpunkt angesetzt, an der die Kavitäten befüllt sind und der Abkühlvorgang unter Beibehaltung der Prägekraft einsetzt. Damit werden die infolge der externen Schwindungsbehinderung durch das Werkzeug entstehenden inneren Spannungen am Bauteil simuliert. Ne-

ben Hinterschnitten im Werkzeug werden diese Spannungen als Ursache der Entformkräfte angesehen.

Die Simulation des Entformvorgangs gliedert sich in 7 Last-Schritte:

1. Aufbringen einer gleichmäßigen Temperaturbelastung zum Zeitpunkt t_1
2. Aufbringen einer gleichmäßigen Kraft auf Werkzeug in t_2 Sekunden
3. Halten der Kraft über einen definierten Zeitraum t_3 (Kriechen des Materials)
4. Abkühlen auf Entformtemperatur in der Zeit t_4
5. Halten bei noch konstanter Kraft über eine definierte Zeit t_5
6. Umschalten von Kraftsteuerung auf Verschiebungssteuerung in einem Substep t_6
7. Weggesteuertes Entformen durch Vorgabe der Geschwindigkeit, die Zeit t_7 errechnet sich aus dem Verschiebeweg

Die Zeiten t_1 , t_2 und t_6 sind programmtechnisch notwendig, um den unter der Prägekraft stattfindenden Kühlvorgang und die anschließende weggesteuerte Entformung zu simulieren. Die Messungen in Abschnitt 3.4.2 zeigten, daß die Temperaturdifferenzen innerhalb des Bauteils während der Abkühlphase gering sind. Daher kann in erster Näherung der Einfluß von Wärmeleitungs- und Wärmeübergangseffekten vernachlässigt werden und mit einer homogenen Temperatur von Werkzeug, Polymer und Substrat gerechnet werden.

4.1.2 Materialdaten für das viskoelastische Materialmodell

Die Beschreibung des Entformverhaltens wie auch die MOLDFLOW-Simulation wurden exemplarisch mit dem Material PMMA Lucryl G77Q11 der Firma BASF durchgeführt. Die Materialdaten von MOLDFLOW können jedoch nicht direkt in ANSYS übertragen werden. Das viskoelastische Verhalten des Materials wurde daher in ANSYS durch ein verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Elementen beschrieben. Die dafür notwendigen Materialparameter wurden durch Messungen bestimmt.

Mittels der DMA-Meßmethode wurde der E-Modul in Abhängigkeit der Zeit und der Temperatur gemessen. Für eine Referenztemperatur von $T=110$ °C wurde die Zeit-Temperatur-Verschiebung ermittelt und die Konstanten C_1 und C_2 für die WLF Verschiebungsfunktion berechnet. In Abbildung 4.1 ist der zeit- und temperaturabhängige E-Modul dargestellt. Dabei wurde die Verschiebungsfunktion für $T < 100$ °C interpoliert, um den Temperaturbereich der Entformung in der Simulation zu berücksichtigen.

Zeit- und Temperaturabhängigkeit des E-Moduls von PMMA Lucryl G77Q11

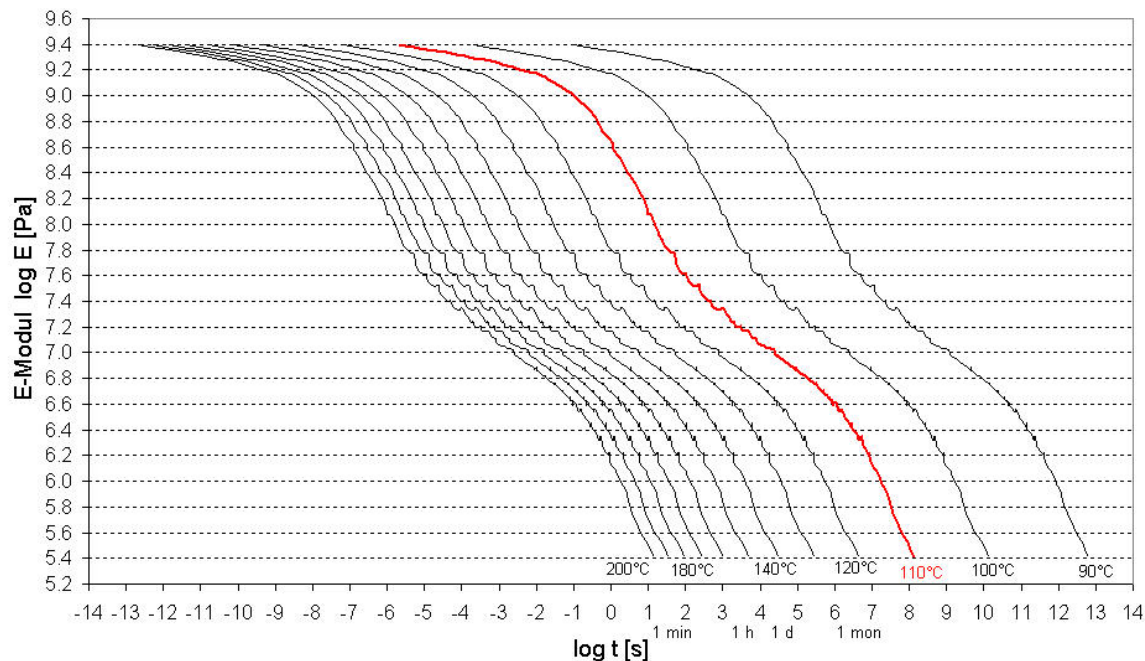


Abbildung 4.1 Gemessener zeit- und temperaturabhängiger E-Modul für PMMA Lucryl G77Q11. Die Abnahme des E-Moduls ist auf Relaxationsvorgänge zurückzuführen. Ab einer Temperatur von ca. 170 °C bewegen sich die Relaxationszeiten im Bereich typischer Prozeßzeiten. Oberhalb dieser Temperatur ist daher in geprägten Bauteilen mit einer Spannungsreduzierung durch Relaxationsvorgänge zu rechnen. Unterhalb der Temperatur von 170°C liegen die Relaxationszeiten dagegen über denen typischer Prozeßzeiten. Spannungen im Formteil werden daher nur in einem weit geringeren Maße abgebaut.

Abbildung 4.1 gestattet eine Abschätzung des Relaxationsverhaltens von PMMA G77Q11 im Vergleich zu typischen Prozeßzeiten des Heißprägevorgangs. Eine nennenswerte Relaxation ist ab einer Temperatur von ca. 170 °C zu verzeichnen, innerhalb von ca. 300 s relaxiert der E-Modul dabei über eine Größenordnung von 10^4 Pa. Mit steigender Temperatur nehmen die Relaxationszeiten weiter ab. Für 180°C sind nur noch 100 s notwendig, für 200 °C nur noch 10 s, dagegen nimmt die Relaxationszeit mit kleineren Temperaturen extrem zu. Für 160 °C sind schon 1000 s notwendig, für 150°C ca. 2,8 h. Aus Abbildung 4.1 wird deutlich, daß unterhalb einer Temperatur von ca. 170°C die Relaxationszeiten zu groß werden, als daß durch Umformen erzeugte Spannungen im Bauteil wieder in hohem Maße abgebaut werden können. Die Umformtemperaturen sollten daher mindestens 170°C betragen, tendenziell jedoch noch höher liegen.

Aus Abbildung 4.1 wird auch deutlich, daß die Verschiebung der Masterkurve nicht linear zur Temperatur erfolgt. Mit abnehmender Temperatur vergrößert sich die Verschiebung, der Grund liegt im exponentiellen Verlauf der Verschiebungsfunktion (Abbildung 4.2a). Dadurch nehmen auch die Relaxationszeiten mit kleineren Temperaturen nicht linear zu.

Der gemessene Zeit-Temperaturverlauf des E-Moduls wurde durch ein verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Parametern nach Gleichung 2.5 angenähert. Abbildung 4.2b zeigt die gemessene Masterkurve bei 110°C und die Näherungslösung durch das Maxwell-Modell. Die Beschreibung der Meßkurve mit einem 10 Elemente Modell zeigt über 12 Größenordnungen eine gute Übereinstimmung. Die Werte des 10 Elemente Maxwell Modells sind tabellarisch im Anhang A aufgelistet.

WLF-Verschiebungsfunktion für Lucryl G77Q11

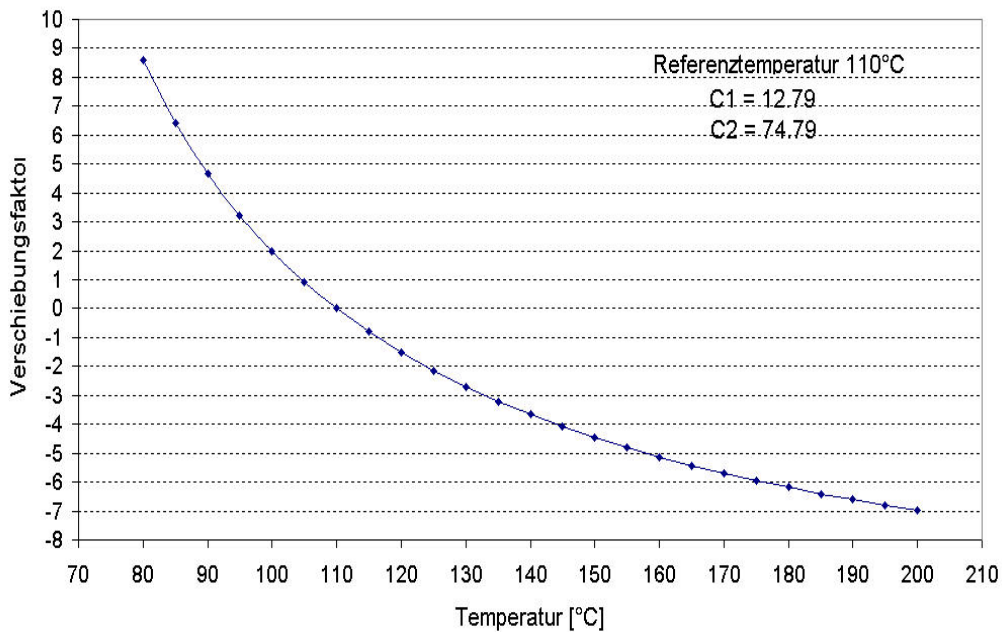


Abbildung 4.2a Temperaturabhängige WLF-Verschiebungsfunktion. Der exponentielle Verlauf der Kurve sorgt bei niedrigeren Temperaturen für einen nichtlinearen Anstieg der Relaxationszeiten.

Verallgemeinertes Maxwell-Modell für PMMA G77 Q11

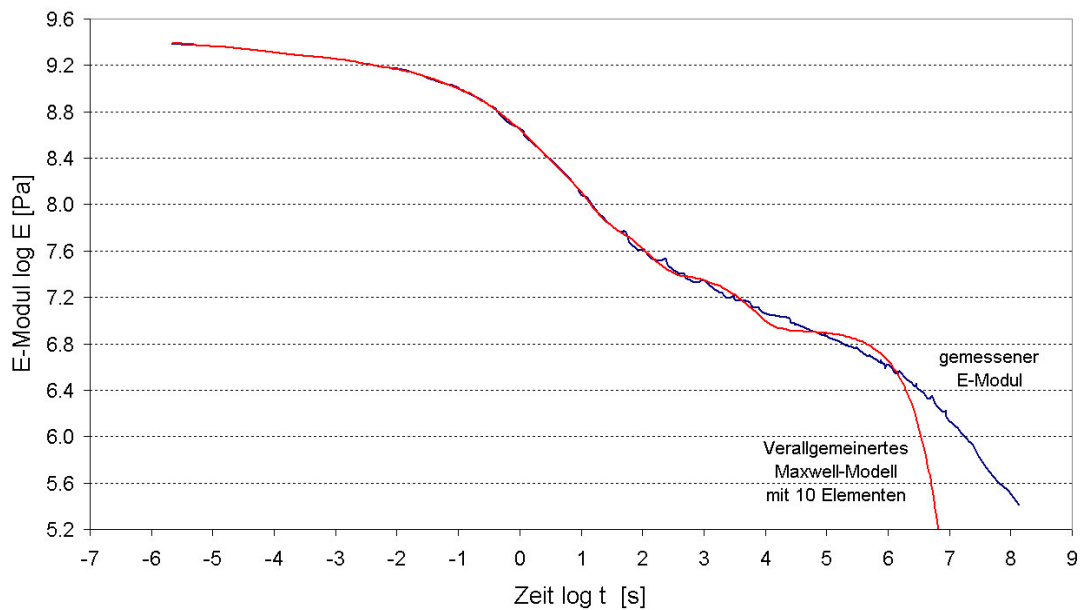


Abbildung 4.2b Annäherung des Zeit-Temperatur-Verlaufes des E-Moduls durch ein verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Elementen. Über einen Zeitbereich von 12 Größenordnungen konnte eine gute Übereinstimmung zwischen Messung und Modell erzielt werden.

Auf der Basis des gemessenen Relaxationsverhaltens des E-Moduls wurde das Relaxationsverhalten des Schermoduls G und des Kompressionsmoduls K definiert. Dabei wurde davon ausgegangen, daß das Relaxationsverhalten des Schermoduls und des Kompressionsmoduls auf der gleichen Zeit-Temperatur-Verschiebung beruhen. Der Berechnung des Schubmoduls und des Kompressionsmoduls lagen Gleichungen 4.1 und 4.2 zu Grunde.

$$G(t,T) = \frac{E(t,T)}{2(1 + \mu)} \quad (4.1)$$

$$K(t,T) = \frac{E(t,T)}{3(1 - 2\mu)} \quad (4.2)$$

Die Querkontraktionszahl μ ist ebenfalls temperaturabhängig. Sie nähert sich oberhalb des Glasübergangspunktes dem Wert 0.5 [View75]. Die Querkontraktionszahl liegt für den Glaszustand für PMMA in der Größe von 0.38 [Mold02]. Der Übergang zwischen beiden Werten erfolgt nicht abrupt, sondern in einer stetigen Funktion wie in Abbildung 4.3 für die Simulation zu Grunde gelegt. Daraus ergibt sich für die Umrechnung der Materialwerte für die Referenztemperatur $T=110^\circ\text{C}$ der Wert $\mu=0.47$.

Temperaturabhängige Querkontraktionszahl PMMA

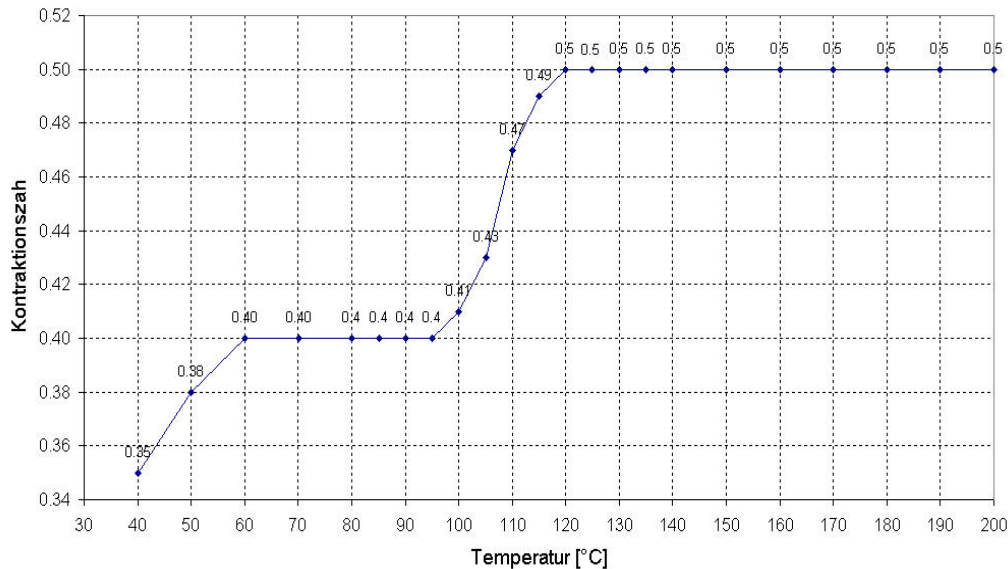


Abbildung 4.3 Temperaturabhängige Querkontraktionszahl von PMMA nach [View75]. Für die Umrechnung von E-Modul in Schermodul und Kompressionsmodul wurde für die Referenztemperatur $T=110^\circ\text{C}$ der Wert $\mu=0.47$ zu Grunde gelegt.

Für eine Aussage über die plastische Verformung von Strukturen, insbesondere durch den Entformprozeß, sind die temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kennlinien ermittelt worden. Dazu wurden Zugprüfstäbe nach DIN EN ISO 527-2 durch den Heißprägeprozeß hergestellt, um prozeßspezifische Materialeigenschaften des Zugprüfstabes zu erhalten. Die Zugexperimente wurden mit einer Universalprüfmaschine INSTRON 4505 in einem Temperaturbereich von 60°C bis 100°C mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 20 mm/min durchgeführt. Aus den gewonnenen Zugkurven wird die Streckspannung als der erste Spannungswert definiert, bei dem ein Zuwachs der Dehnung ohne Steigerung der Spannung auftritt. Die dazugehörige Streckdehnung liegt bei allen untersuchten Temperaturen im Bereich von ca. 4 %. Abbildung 4.4 stellt im Temperaturbereich von 60°C bis 100°C die gemessenen Kurven einander gegenüber.

Spannungs-Dehnungs-Diagramm PMMA Lucryl G77Q11

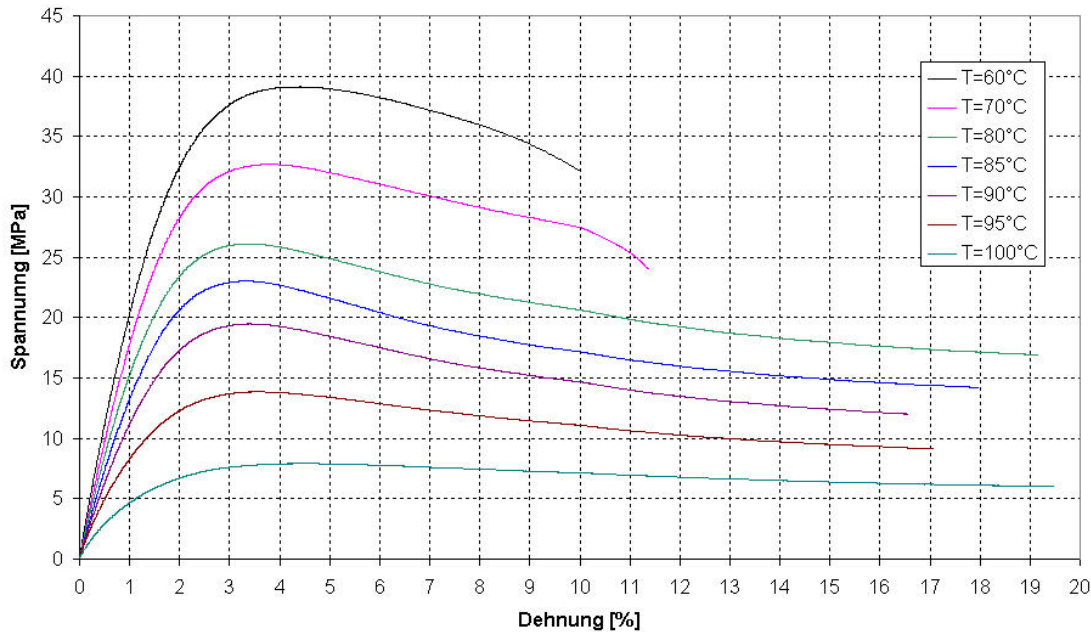


Abbildung 4.4 Temperaturabhängige Spannungs-Dehnungskurven für PMMA G77 Q11 für den Temperaturbereich von 60°C bis 100°C. Die Streckspannung wird als der erste Spannungswert definiert, bei dem ein Zuwachs der Dehnung ohne Steigerung der Spannung auftritt. Die dazugehörigen Streckdehnungen lagen bei den gemessenen Proben bei ca. 4%.

Aus Abbildung 4.4 wird deutlich, daß bei $T=100^{\circ}\text{C}$ nur noch geringe Kräfte auf das Material übertragen werden können, ohne daß plastische Verformung einsetzt. Bereits bei 90°C steigt die Streckgrenze von 7 MPa auf 20 MPa .

Die Schwindung des Kunststoffes wurde durch den temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizienten berücksichtigt. Dabei wurde ein isotropes Materialverhalten vorausgesetzt. Nach [Saech98] kann qualitativ für PMMA ein temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient, wie in Abbildung 4.5 dargestellt, angenommen werden. Der Ausdehnungskoeffizient weist bei der Glasübergangstemperatur einen Sprung auf, zeigt ansonsten einen linear mit der Temperatur ansteigenden Verlauf. Die Darstellung in Abbildung 4.5 zeigt den Wärmeausdehnungskoeffizient nach [Saech98], jedoch korrigiert um die Wärmeausdehnung des Werkzeugs ($\alpha_{\text{pmma}} - \alpha_{\text{werkz}}$). Die Korrektur war notwendig, da in der Simulation mit feststehenden Targetelementen gearbeitet wurde, die keine Wärmeausdehnung aufweisen. Für die Simulation unter ANSYS war es notwendig, den temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizient durch ein Polynom zu beschreiben. Eine relativ gute Näherung wurde durch ein Polynom 3. Ordnung erreicht.

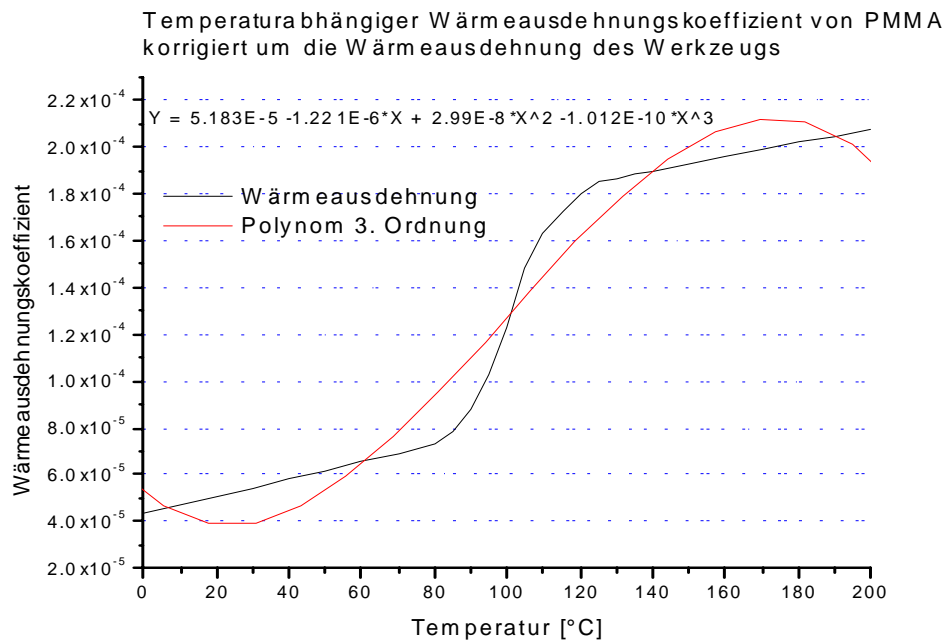


Abbildung 4.5 Temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient für PMMA, korrigiert um die Wärmeausdehnung des Werkzeugs. Für die Simulation in ANSYS wurde die Kurve durch ein Polynom 3. Ordnung angenähert.

Für die Simulation wurde für Werkzeug und Substrat Stahl als Material zu Grunde gelegt. Stahl ($\alpha = 13.3 \cdot 10^{-6}$) und Nickel ($\alpha = 12 \cdot 10^{-6}$) [Hütt88] besitzen einen näherungsweise ähnlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten. Die Differenz aus beiden Wärmeausdehnungskoeffizienten ist mit $1.3 \cdot 10^{-6}$ gegenüber dem Wärmeausdehnungskoeffizienten von PMMA gering, so daß für die Simulation die Korrektur der Wärmeausdehnungskoeffizienten von PMMA auf der Basis des Wärmeausdehnungskoeffizienten von Stahl erfolgte.

Die Modellierung der Haftung zwischen Polymer und Werkzeug bzw. Substrat basiert im Rahmen der Simulation auf Coulombscher Reibung. Der Übergang zwischen Haft- und Gleitreibung wird in ANSYS durch eine Übergangsfunktion (Gleichung 4.3) beschrieben. Der Übergang erfolgt nicht sprunghaft, sondern ist eine Funktion der Zeit (Abklingkoeffizient y) und der Relativgeschwindigkeit v_{rel} zwischen beiden Gleitpartnern.

$$\mu_{haft} = \mu_{gleit} \cdot \left(1 + (x - 1) e^{-y \cdot v_{rel}} \right) \quad (4.3)$$

Der Faktor x bestimmt das Verhältnis von Haft- zu Gleitreibung. Angaben aus der Literatur zu Gleitreibungskoeffizienten zwischen PMMA und Stahl streuen in einem weiten Bereich. Systematische Untersuchungen zur Bestimmung von Reibkoeffizienten bei Spritzgießwerkzeugen finden sich in [Musc01] und [Meng81]. Die ermittelten Haftreibungskräfte sind stark von der Oberflächenrauigkeit abhängig. Die Untersuchungen bezogen sich auf Rautiefen $> 1 \mu m$. Die Werkzeuge für das Heißprägen weisen jedoch eine wesentlich bessere Oberflächenqualität auf. Für galvanisch aufgebaute Werkzeuge liegt die Rauigkeit in der Größe von 50 nm [Koeh02], mechanisch bearbeitet Formeinsätze liegen je nach Bearbeitungsverfahren in der Größe von ca. 200 nm [Scha03]. Eine detaillierte Aussage über Rautiefen und Reibungskoeffizienten geläppter Substratflächen ist zum jetzigen Zeitpunkt nicht möglich. Sie liegen jedoch über denen eines galvanisch oder mechanisch gefertigten Formeinsatzes.

Sind für die Substrathaftung hohe Oberflächenrauigkeiten gefordert, so sind für Werkzeuge möglichst geringe Rauigkeiten wünschenswert. Für die Simulation wurde ein mittlerer Gleitreibungsfaktor von 0.4 für die Kontaktfläche Werkzeug Polymer und ein Faktor von 0.5 für die Haftung zwischen Polymer und Substrat angenommen. Die Faktor x zwischen Haft und Gleitreibung wurde mit dem Wert 2 angenommen. Dabei wurde davon ausgegangen, daß der Übergang zwischen Haft und Gleitreibung bei einer Entformgeschwindigkeit von 0.5 mm/min erreicht ist.

4.2 Beeinflussung des Formteils durch Werkzeug und Substrat

4.2.1 Verformung von Werkzeug und Substrat unter Last

Ein ideales Werkzeug besitzt hohe Steifigkeit. Die Realität zeigt jedoch, daß sich das Werkzeug unter Last verformt. Eine komplette Analyse der Verformung setzt eine Modellierung des Werkzeugs und der Maschine voraus. Eine vollständige FEM - Modellierung der verwendeten Heißprägemaschine ist jedoch nicht das Ziel der vorliegenden Arbeit. Um dennoch den Einfluß der Werkzeugverformung bewerten zu können, wurde für eine erste Abschätzung das Problem auf Werkzeug und Substrat (Stahl mit 9mm Stärke) reduziert und ein kreisförmiges unstrukturiertes Formteil unter einer typischen Prägelast untersucht (Abbildung 4.6a). Da das Formteil in der Regel kleiner ist, als der Durchmesser von Werkzeugplatte und Substratplatte, bildet sich in den Randbereichen ein Spalt, der die Verformung des Werkzeuges unter Last begünstigt. Modelliert wurde aus Symmetriegründen nur die Hälfte des Systems, die aufgebrachte Last variierte von 10 kN bis 100 kN . Der Durchmesser der Werkzeugplatte und der Substratplatte entspricht mit 116 mm den in Heißprägemaschinen verwendeten Aufnahmeplatten, das Formteil hatte einen Durchmesser von 80 mm und eine Dicke von $200 \mu\text{m}$. Aus Stabilitätsgründen wurde die Substratplatte fixiert und die Kraft über die Werkzeugplatte aufgebracht, so daß nur die Werkzeugplatte eine Durchbiegung aufweist. In der Realität kann von einer symmetrischen Durchbiegung ausgegangen werden.

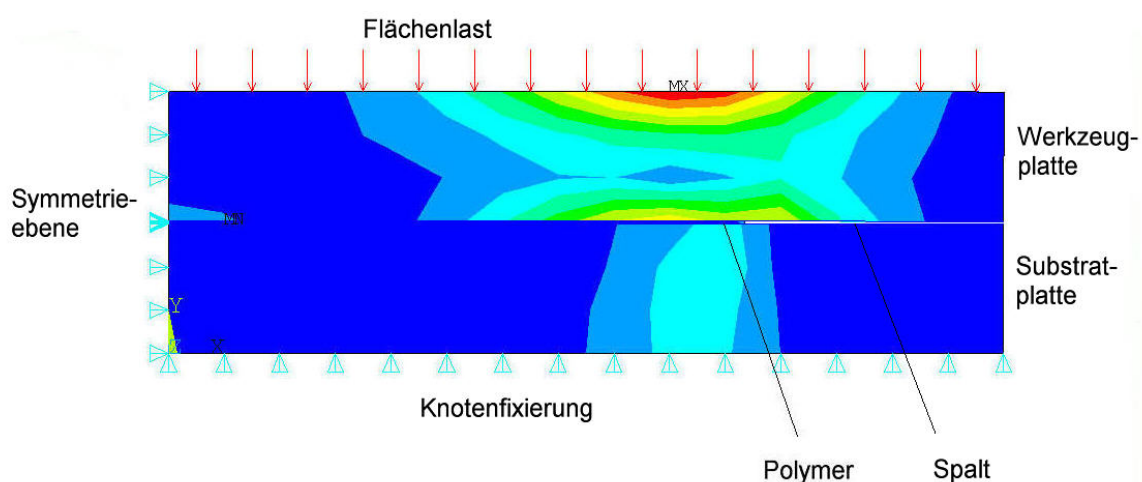


Abbildung 4.6a 2D-Modellierung der Durchbiegung von Werkzeugplatte und Substratplatte unter der Prägelast. Aus Symmetriegründen wurde für die Berechnungen das Modell halbiert. Die Substratplatte ist fixiert, auf die Werkzeugplatte wirkt der Preßdruck als Flächenlast. Zwischen Werkzeugplatte und Substratplatte befindet sich das Polymer. Da das Polymer den Raum zwischen Werkzeugplatte und Substratplatte nicht vollständig ausfüllt, verbleibt ein Spalt, der für die Durchbiegung der Werkzeugplatte verantwortlich ist. Die Durchbiegung der Werkzeugplatte äußert sich in einer Konzentration der Spannungen (dargestellt durch die Vergleichspannungen nach Mises) an der Oberseite des Werkzeuges.

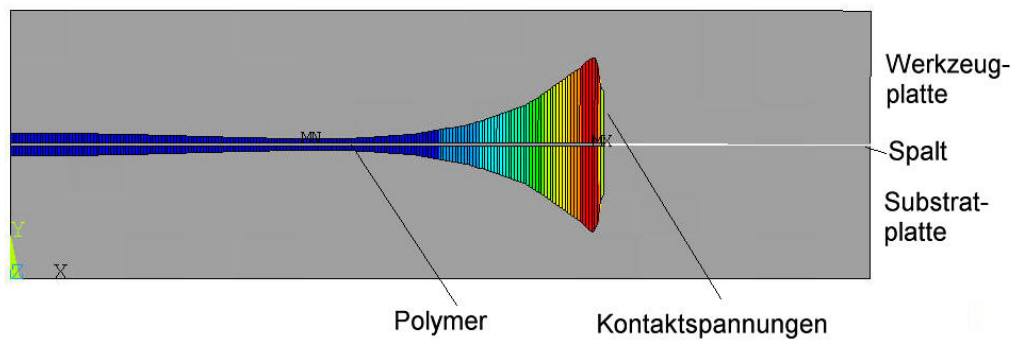


Abbildung 4.6b Kontaktspannungen in Größe und Richtung zwischen Polymer und Werkzeugplatte sowie zwischen Polymer und Substratplatte unter anliegender Prägelast. Die Verformung der Werkzeugplatte erzeugt am Rand des Polymers hohe Kontaktspannungen.

Abbildung 4.6a zeigt die Spannungsverteilung (Mises-Vergleichsspannung) unter der anliegenden Last. Die höchste Spannung ist an der Oberseite des Werkzeugs lokalisiert, hervorgerufen durch die Verformung der Werkzeugplatte, deren Ursache auf die nicht vollständige Ausfüllung des Spaltes zwischen Werkzeugplatte und Substratplatte zurückzuführen ist. Durch den Spalt und die daraus resultierende Verformung werden hohe Preßkräfte am Rand des Formteils erzeugt (Abb.4.6b) Eine Reduzierung des freien Spaltes auf ein Minimum, oder die Nutzung eines Anschlages zwischen Werkzeugplatte und Substratplatte, kann die Durchbiegung verringern.

Um die Größenordnung der Durchbiegung und den Einfluß auf die Ebenheit der Formteile abzuschätzen wurde systematisch die Kraft von 1 kN bis 100 kN variiert. Eine höhere Kraft war in der Simulation nicht möglich, da sich aufgrund des Materialmodells und der hohen Kraft das Netz zu sehr deformiert. Das Ergebnis der Simulation zeigt bei einer Kraft von 100 kN eine deutliche Verformung des Werkzeuges. Sie liegt gemessen vom Zentrum zum Rand bei 40 μm wie in Abbildung 4.7a gezeigt. Die Verformung des Werkzeuges bestimmt die Dickenverteilung des Formteils. Geht man von der gleichen Verformung von Werkzeug- und Substratplatte aus, so ist bei einer Prägekraft von 100 kN ein Dickenunterschied des Formteils von 80 μm zwischen Zentrum und Rand zu erwarten. Messungen eines kreisförmigen Formteils zeigen eine noch stärkeren Dickenunterschied von bis zu 150 μm über dem Querschnitt (Abbildung 4.7b). Dabei sind Durchbiegungen von Werkzeugplatte und Substratplatte mitberücksichtigt. Die Dickenunterschied kann jedoch zusätzlich auch auf eine konkave Form von Werkzeugplatte und Substratplatte zurückzuführen sein.

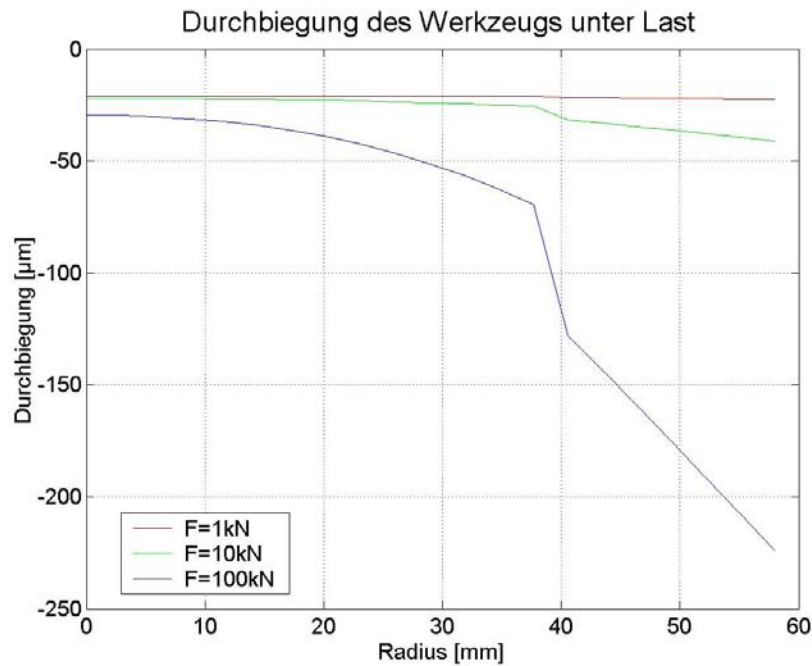


Abbildung 4.7a Simulierte Durchbiegung der 9 mm starken Werkzeugplatte unter der Prägelast von 1 kN, 10 kN und 100 kN. Zwischen Werkzeug- und Substratplatte befindet sich ein kreisförmiges Bauteil mit 66 mm Durchmesser. Aus Symmetriegründen ist nur eine Seite der Biegelinie dargestellt. Eine deutliche Durchbiegung ist ab einer Last von 100 kN zu erkennen. Das Formteil erstarrt analog der Biegelinie und weist damit ein Dickenunterschied zwischen Rand und Zentrum auf. Ab einem Radius von 33 mm wird in der Simulation ein Spalt zwischen Werkzeugplatte und Substratplatte berücksichtigt. Die Durchbiegung nimmt daher oberhalb eines Radius von 33 mm durch das Fehlen des Formteils sprunghaft zu. Im Bereich des Formteils liegt die simulierte Durchbiegung der Werkzeugplatte bei ca. 40 μm . Unter der Annahme, daß sich die Substratplatte in Analogie der Werkzeugplatte verformt, kann von einem Dickenunterschied von 80 μm zwischen Rand und Zentrum eines kreisförmigen Bauteils ausgegangen werden.

Schichtdicke eines geprägten kreisförmigen Bauteils

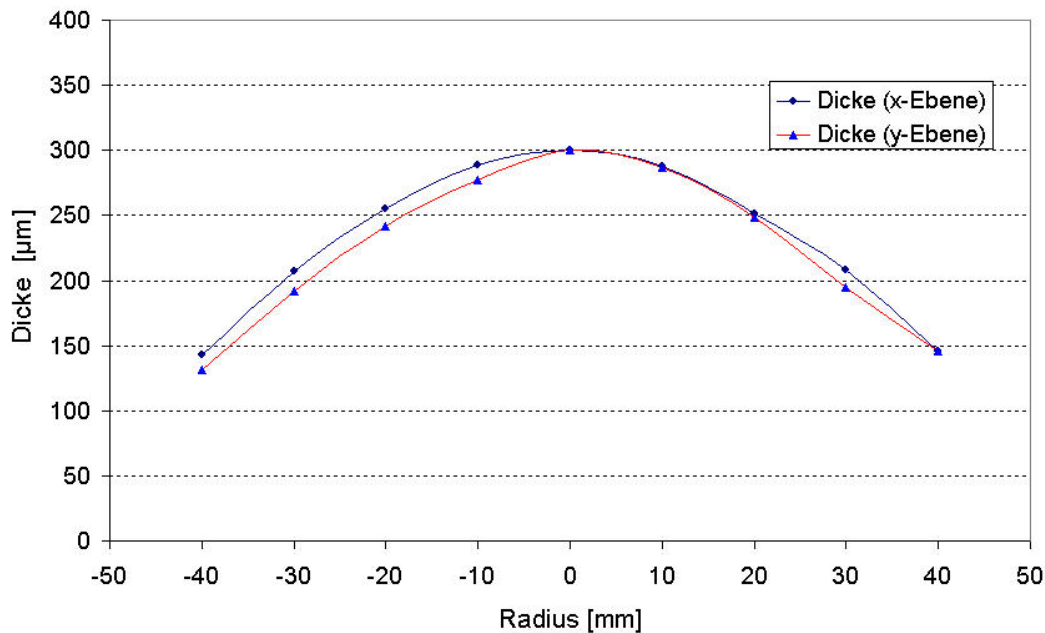


Abbildung 4.7b Gemessene Schichtdicke eines geprägten kreisförmigen Formteils mit 80 mm Durchmesser. Gemessen wurde entlang der senkrecht aufeinanderstehenden x- und y- Achse. Die Dickenunterschiede zwischen Bauteilmitte und Randzonen bewegen sich bei 150 μm . Zusätzlich zu der Durchbiegung von Werkzeugplatte und Substratplatte kann eine konkave Form von Werkzeugplatte und Substratplatte den Dickenunterschied verstärken.

4.2.2 Substrathaftung und Bauteilschwindung während des Kühlvorgangs

Der Substrathaftung kommt im Heißprägeprozeß eine entscheidende Bedeutung zu. Durch die Haftung werden zum einen die Entformkräfte übertragen, zum anderen verhindert das Substrat durch seine Haftung die Schwindung des Formteils während des Kühlvorgangs. Die Haftungsbedingungen im Werkzeug sind dabei immer durch reibungsbehaftetes Gleiten zu modellieren, während die Substrathaftung im Idealfall eine vollständige Haftung aufweist. In der Realität wird die Haftung auf dem Substrat zwischen beiden Extremen, freies Gleiten und ideale Haftung, liegen. Beide Extremfälle werden bei der Simulation der Substrathaftung berücksichtigt. Neben den Haftungsbedingungen ist die Schwindung ebenfalls von der aufgebrauchten Preßkraft abhängig.

Die Abhängigkeiten der linearen Schwindung von Preßkraft, Restschichtdicke sowie Haftungsbedingungen wurden in einer Simulationsstudie ermittelt. Werkzeug und Substrat wurden als biegesteif angenommen und mit biegesteifen Targetelementen modelliert. Da die „rigid target elements“ keine Wärmeausdehnung aufweisen, ist die lineare Wärmeausdehnung des Werkzeuges von der des Polymers zu subtrahieren. Die Simulation basiert auf einer typischen Länge des Polymeres von 80 mm, wobei aus Symmetriegründen nur eine Hälfte des Systems modelliert wurde. Die lineare Schwindung läßt sich aus der Knotenverschiebung entlang der Mittellinie des Formteils ermitteln.

Die Ergebnisse der Simulation zeigen, daß bei idealer Haftung („bonded contact“ – ANSYS Terminologie) nur eine geringfügige Schwindung am Rand des Formteils auftritt. Diese Schwindung während des Abkühlens ist in guter Näherung unabhängig von der aufgebrauchten Prägekraft. Im Gegensatz dazu ist bei reibungsbehaftetem Gleiten eine Abhängigkeit der Schwindung von der Kraft und der Restschichtdicke zu verzeichnen. Mit zunehmender Kraft wird die lineare Schwindung reduziert und tritt nur noch in den Randzonen des Formteils auf. Die Schwindung nimmt dagegen mit zunehmender Restschichtdicke zu. Je dünner die Restschicht, desto weniger Kraft ist notwendig, um die Schwindung auszugleichen. Exemplarisch wurden die Werte für eine Abkühlung von 200 °C auf 80 °C ermittelt (Abbildung 4.8a und 4.8b). Auf Grund der hohen Schwindungen in den Randzonen der Formteile, sollten Mikrostrukturen in ausreichender Entfernung (ca. 10 mm) vom Rand der Restschicht platziert werden.

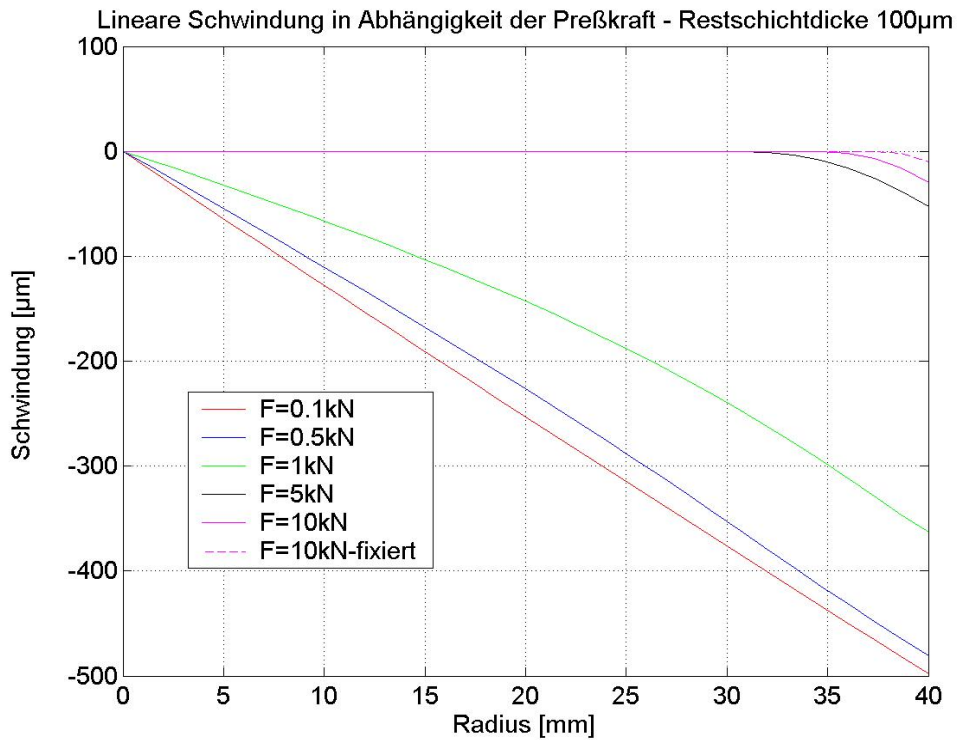


Abbildung 4.8a Lineare Schwindung der Restschicht in Abhängigkeit der Preßkraft. Ein kreisförmiges Bauteil mit 80 mm Durchmesser wurde unter der Wirkung der Nachdruckkraft von 200 °C auf 80 °C abgekühlt. Berücksichtigt wurden Nachdruckkräfte von 0.1 kN bis 10 kN. Zusätzlich wurde eine ideale Haftung in Form einer vollständigen Fixierung des Formteils auf der Substratplatte angenommen. Mit zunehmender Preßkraft wird die lineare Schwindung reduziert und beschränkt sich auf die Randzonen des Formteils. Bei idealer Substrathftung ist die Schwindung praktisch nicht vorhanden.

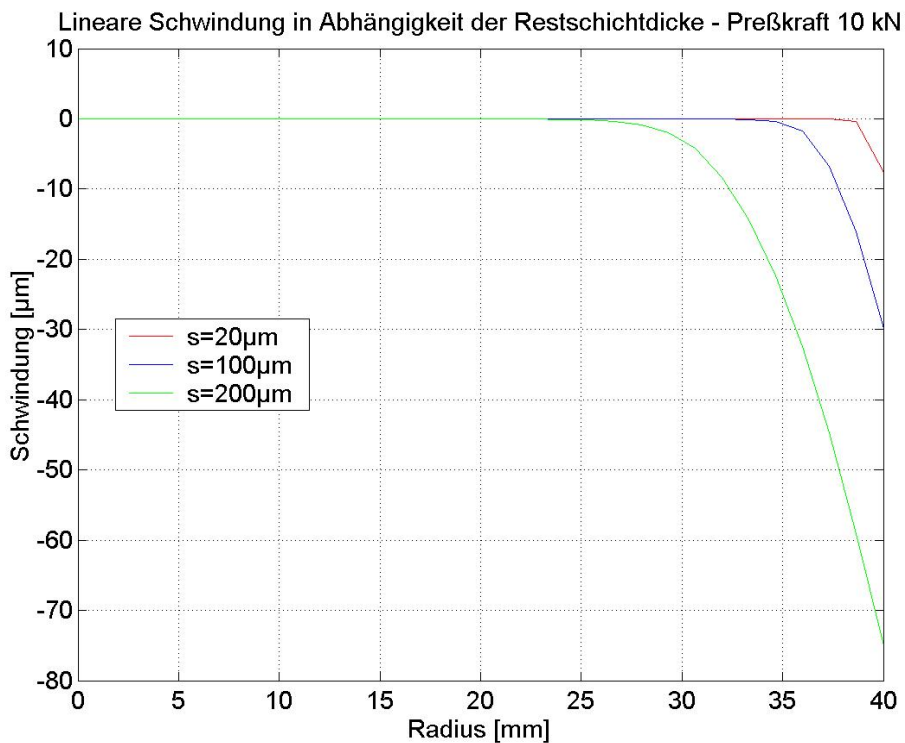


Abbildung 4.8b Lineare Schwindung der Restschicht in Abhängigkeit der Restschichtdicke bei konstanter Preßkraft. Mit abnehmender Restschichtdicke reduziert sich bei gleichbleibender Prägekraft die Schwindung. Mit dünnerer Restschicht wird die Schwindungsbewegung in die Randzonen des Formteils verlagert.

4.3 Entformen von Mikrostrukturen

Die in Abschnitt 4.2 modellierten Schwindungen bilden die Basis für die Simulation der Entformkräfte. Zwei Ursachen werden für die Entstehung der Entformkräfte berücksichtigt:

- Die Restschicht als Träger der Mikrostrukturen schwindet und erzeugt aufgrund der Schwindungsbehinderung durch das Werkzeug Spannungen innerhalb des Bauteils und Preßdrücke an der Kontaktfläche zwischen Werkzeug und Formteil.
- Werkzeuganomalien in Form von Seitenwandneigungen und Hinterschnitten führen zu erhöhten Entformkräften.

4.3.1 Einfluß von Adhäsion

Zwei konträre Anforderungen bestimmen die Prozeßvariante des einseitigen Prägevorgangs. Möglichst hohe Adhäsion auf dem Substrat, idealerweise in einer Größe, die oberhalb der Entformkräfte liegt und trotzdem noch die Möglichkeit bietet, das Formteil vom Substrat zu entfernen. Innerhalb des Werkzeuges ist dagegen keine Adhäsion gefordert, da ansonsten zusätzliche Entformkräfte entstehen. Um den Einfluß der Adhäsion auf die Entformkräfte abzuschätzen, wurden die Entformkräfte nach einem Prägevorgang sowohl mit einer unstrukturierten Werkzeugplatte aus Messing (geschliffen) als auch mit zwei geläpften Substratplatten durchgeführt. Die Kräfte wurden variiert zwischen 10 *kN*, 50 *kN* und 100 *kN*, die Umformtemperatur lag bei 180°C, die Entformtemperatur bei 90°C, die Entformgeschwindigkeit bei 1 *mm/min*. Für die Messung wurden quadratische Halbzeuge von 30 *mm* Kantenlänge verwendet. Die Ergebnisse der Messungen sind in Abbildung 4.9a und 4.9b dargestellt. Die Versuche, die mit der geschliffenen Messingplatte durchgeführt wurden, zeigten bei den verwendeten typischen Prozeßparametern unabhängig von der Prägekraft keine Adhäsionskräfte. Dagegen wies die Substratplatte deutlich die gewünschte Haftungseigenschaft auf. Mit abnehmender Preßkraft erhöhte sich trotz kleineren Bauteildurchmessers die Adhäsionskraft. Mit erhöhter Preßkraft sank die Adhäsionskraft. Eine mögliche Erklärung liegt in der in Abschnitt 4.2.2. dargestellten kraftabhängigen Schwindungsreduzierung. Betrachtet man die Substratplatten mit den mikroskopisch kleinen Hinterschnitten als nanostrukturierte Platten, so wirkt das gleiche Prinzip der Schwindungsreduzierung durch erhöhte Preßkräfte. Die aufgrund der Abkühlung erzeugte Schwindung nimmt ab, die Verzahnung zwischen Substratplatte und Polymer ist bei höheren Preßkräften weniger ausgeprägt. Höhere Preßkräfte reduzieren die Schwindung in Formeinsatz und Substrat und damit auch die Haftung.

Aufgrund der hohen Streuung der Meßergebnisse ist eine statistische Absicherung notwendig. Aufgrund der Messungen wurden für das Kontaktverhalten zwischen Polymer und Substrat in der Simulation eine vollständige Haftung in Entformungsrichtung angenommen (ANSYS „bonded contact“). Dagegen wurden zwischen Werkzeug und Polymer keine zusätzlichen Adhäsionskräfte berücksichtigt.

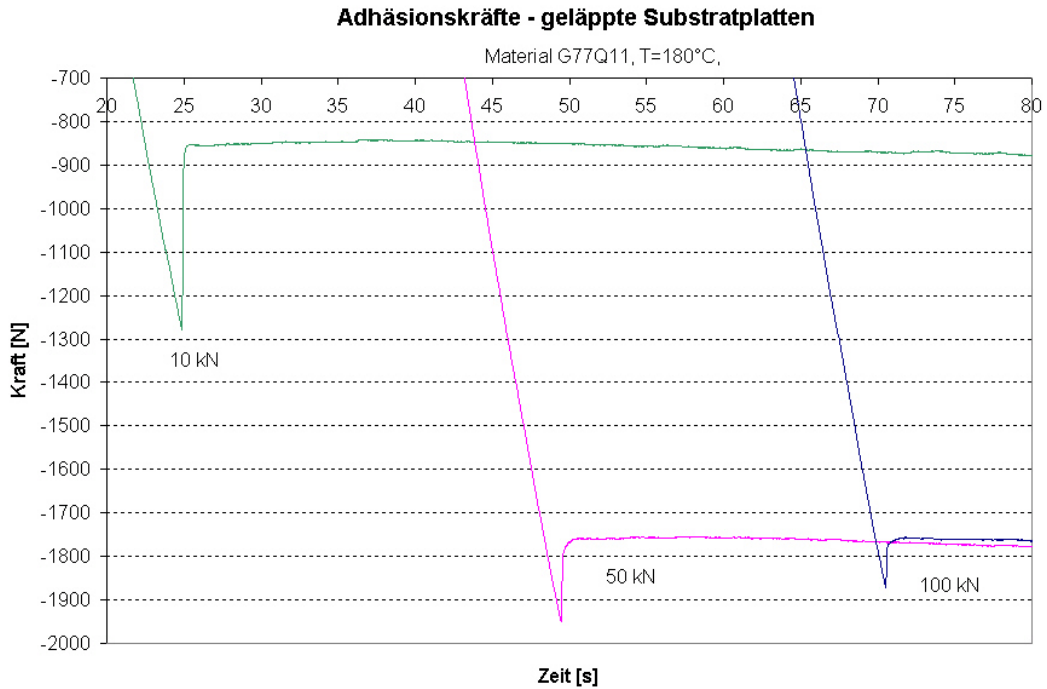


Abbildung 4.9a Nach einem Prägevorgang gemessene Entformkräfte zwischen Polymer und zwei geläpften Substratplatten. Die Entformkräfte sind ein Maß für die Adhäsionskräfte zwischen Polymer und Substrat. Als Entformkraft ist die Kraft zwischen Minimum und darauffolgendem Maximum des Kraftverlaufes definiert. Berücksichtigt wurden die Prägekräfte 10 kN, 50 kN und 100 kN. Mit höheren Prägekräften wurde trotz größeren Bauteildurchmessers des geprägten Bauteils eine reduzierte Haftung auf den geläpften Oberflächen festgestellt.

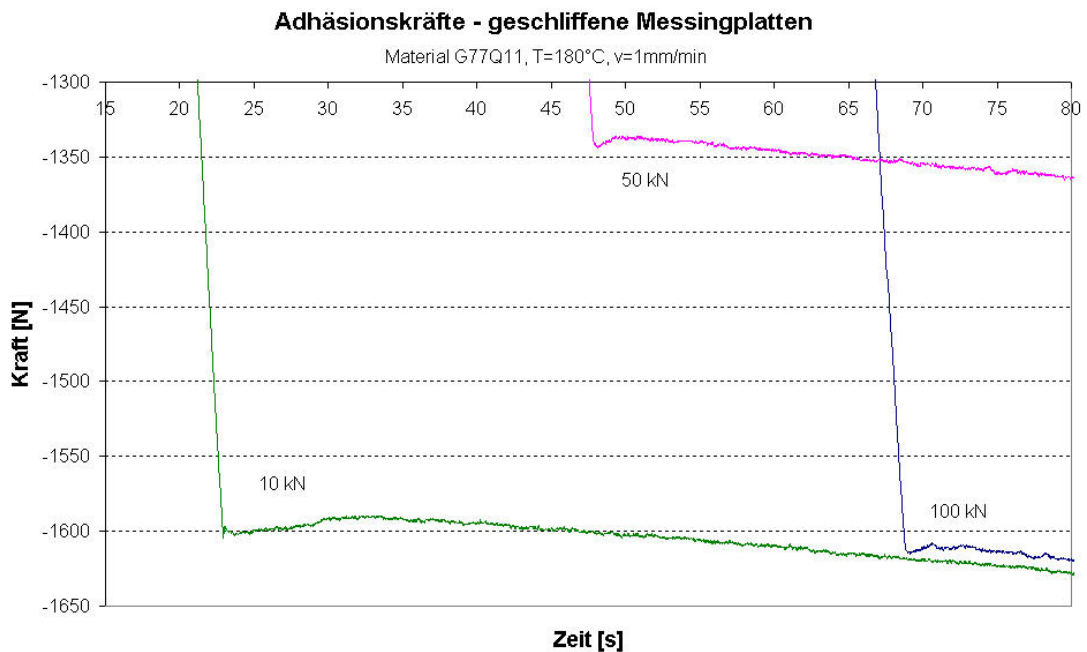


Abbildung 4.9b Gemessene Entformkräfte zwischen Polymer, einer geläpften Substratplatte und einer geschliffenen Messingplatte für die Prägekräfte 10 kN, 50 kN und 100 kN. Das Formteil haftete während des Entformvorgangs auf der geläpften Substratplatte. Die Entformkräfte spiegeln die Adhäsion zwischen Formteil und Messingplatte wider. Unter typischen Prozeßbedingungen konnten keine signifikanten Entformkräfte gemessen werden.

4.3.2 Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil nach dem Kühlvorgang

Die Entstehung der Kontaktspannungen beginnt bereits mit dem Abkühlen des Formteils unter dem anliegenden Nachdruck. Um einen Eindruck von der Größe der Spannungen und deren Verteilung auf einem Formteil zu erhalten, ist die Länge der Restschicht als eines der entscheidenden Kriterien anzusehen, da sie die Schwindung und damit die Kräfte auf die Strukturen im wesentlichen mitbeeinflusst. Als Ausgangsbasis für die Simulationen wird daher das LIGA-Format ($26 \times 66 \text{ mm}^2$) herangezogen. Um exemplarisch die Kontaktspannungen aufzuzeigen sind auf einer Restschicht von $200 \mu\text{m}$ Dicke 40 Mikrostrukturen rechteckigen Querschnittes mit einer Höhe von $300 \mu\text{m}$ und einer Breite von $100 \mu\text{m}$ in einem gleichmäßigen Abstand von 1.5 mm platziert. Aus Symmetriegründen ist es ausreichend, nur die Hälfte des Formteils zu modellieren (Abbildung 4.10). Die linke an der Symmetrieebene befindliche Mikrostruktur ist als Struktur Nr. 1 definiert, die rechte am Rand befindliche Mikrostruktur als Struktur Nr. 20.

Wie bereits in Abschnitt 4.2.2 für eine einfache Kreisscheibe gezeigt, wird durch die aufgebrachte Prägekräft oder durch eine effektive Substrathaftung die zum Zentrum gerichtete Schwindung während des Kühlvorgangs kompensiert. Dieses Verhalten ist auch bei strukturierten Formteilen zu beobachten. In Abbildung 4.10 ist für eine Preßkraft von 50 kN und einer Abkühlung von 180 °C auf 90 °C die lineare Schwindung und die Anpreßkräfte zwischen Werkzeug und Formteil dargestellt. Die Substrathaftung wurde in diesem Fall als reibungsbehaftetes Gleiten angenommen. Zu erkennen ist lediglich eine Bewegung der Restschicht am Rand des Formteils, die strukturierte Fläche zeigt nur eine sehr geringe Schwindung der Restschicht.

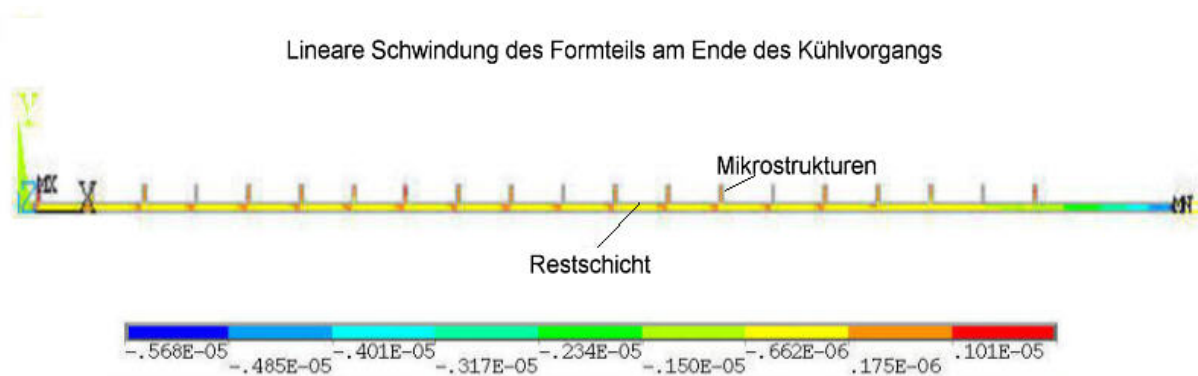


Abbildung 4.10 Darstellung der linearen Schwindung in horizontaler Richtung des modellierten Formteils am Ende der Abkühlphase. Aus Symmetriegründen ist nur eine Hälfte des Formteils mit 20 Strukturen dargestellt. Das Zentrum des Formteils liegt in der Darstellung auf der linken Seite und ist gleichzeitig die Symmetrieebene. Das Formteil befindet sich während des Kühlens im Werkzeug und die Prägekräft ist als Nachdruck wirksam. Die resultierende Schwindung des Formteils liegt in der Größe von ca. $0.6 \mu\text{m}$ in Richtung Koordinatenursprung (Formteilzentrum). Am unstrukturierten Rand des Formteils ist dagegen eine stärkere Schwindung in der Größe von ca. $5 \mu\text{m}$ zu verzeichnen. Die anliegende Nachdruckkräft kompensiert die sonst höhere Schwindungsbewegung der Restschicht.

Der anliegende Preßdruck bewirkt eine Spannungsverteilung in den Kavitäten wie in Bild 4.11 dargestellt. Über die Bauteilfläche werden am Ende der Kühlphase die Mikrostrukturen nahezu mit dem gleichen Druckprofil beaufschlagt. Am Fuß der Bauteile und in der Restschicht sind die höchsten Spannungen zu verzeichnen. Sie baut sich über der Höhe der Strukturen um die Hälfte ab. Bild 4.12a und Abbildung 4.12b zeigen die Anpreßdrücke als Kontaktspannungen der Kontaktelemente in den einzelnen Mikrokavitäten des Werkzeuges. Berücksichtigt werden dabei sowohl die zum Zentrum des

Werkzeugs gerichteten Seitenwände als auch die zum Rand des Werkzeugs gerichteten Seitenwände. Die Drücke sind nur am Fuß der Formteile wirksam, sie bauen sich innerhalb von ca. $60 \mu\text{m}$ wieder ab. Die Strukturen oberhalb dieser Grenze unterliegen somit keinem Preßdruck seitens des Werkzeuges. Auf Grund der geringen Schwindung werden alle Strukturen mit den gleichen Kontaktspannungen beaufschlagt. Die geringe Schwindung der Restschicht äußert sich auch in den symmetrisch verteilten Kontaktspannungen innerhalb einer Kavität.

Spannungen innerhalb des Formteils am Ende der Abkühlphase

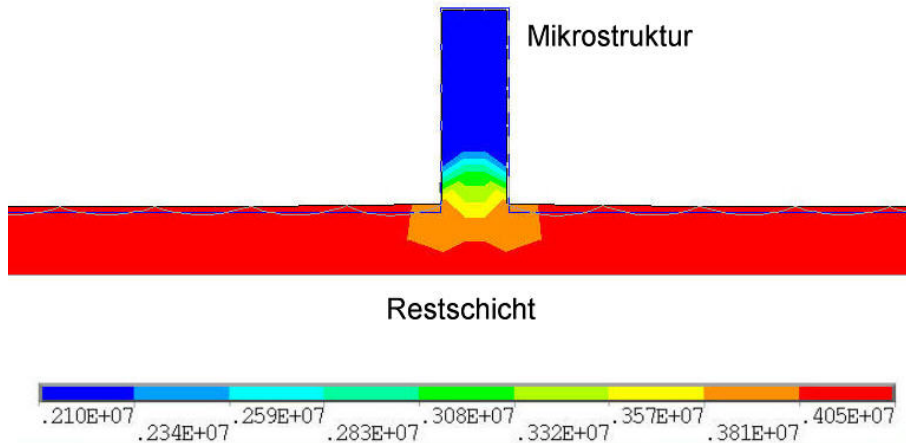


Abbildung 4.11 Spannungsverteilung (Mises Spannung) innerhalb einer Struktur am Ende der Abkühlphase. Die höchste Spannung ist in der Restschicht zu finden, innerhalb der Kavitäten reduziert sich die Spannung um ca. 50 %

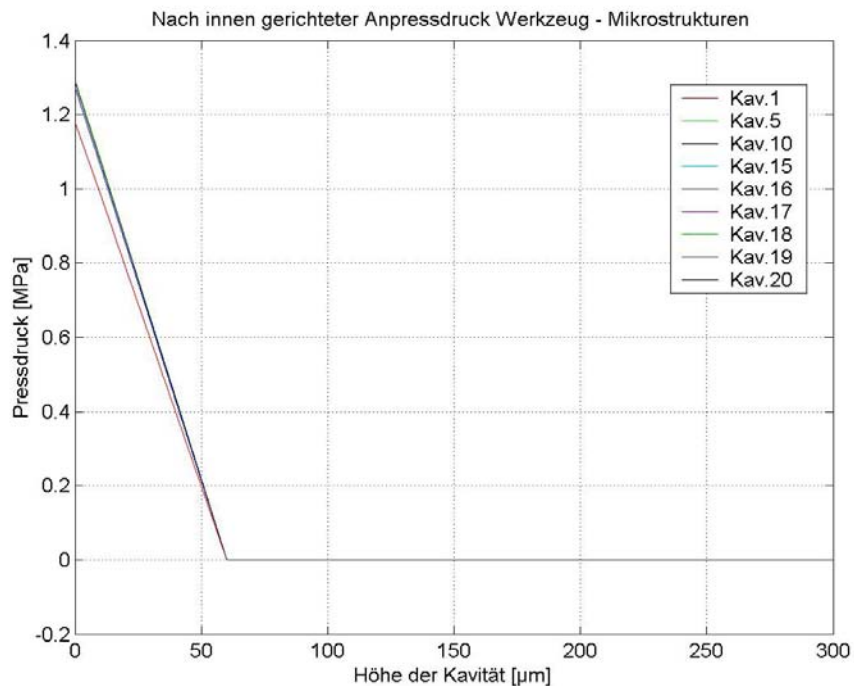


Abbildung 4.12a Anpreßdruck zwischen Werkzeug und Formteil auf die zum Zentrum des Werkzeuges gerichteten Seitenwände. Unabhängig von der Position der Kavität im Werkzeug wirkt ein Anpreßdruckprofil auf die Seitenwände. Ab einer Strukturhöhe von $60 \mu\text{m}$ wird Anpreßdruck wieder abgebaut. Das Maximum des Druckes ist am Übergang zur Restschicht lokalisiert.

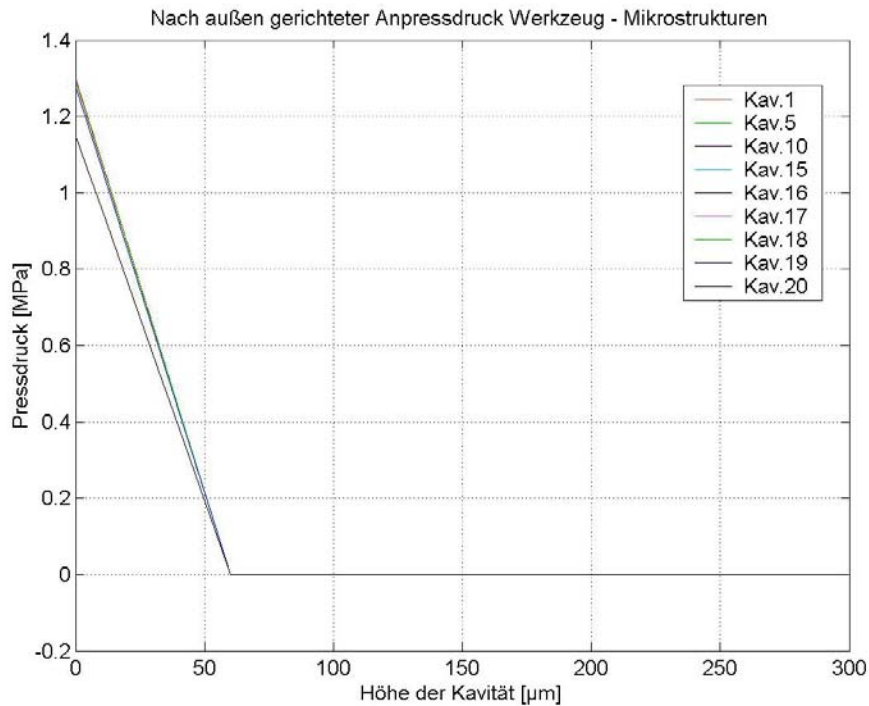


Abbildung 4.12a Anpreßdruck zwischen Werkzeug und Formteil auf entgegengesetzt zum Zentrum des Werkzeuges gerichteten Seitenwände. Unabhängig von der Position der Kavität im Werkzeug wirkt ein Anpreßdruckprofil auf die Seitenwände. Ab einer Strukturhöhe von 60 µm wird der Anpreßdruck ebenfalls wieder abgebaut. Damit wirkt ein symmetrisches Druckprofil auf die Strukturen.

Um die Beeinflussbarkeit der Druckverteilung zu beurteilen wurden Prägekraft, Restschichtdicke, Haftungsbedingungen und die Kühlzeit variiert. Die Homogenität der Druckverteilung innerhalb des Formteils bleibt mit der Variation der Parameter weitgehend erhalten. Stellvertretend für die 20 modellierten Strukturen (Abbildung 4.10) wurden die Kontaktspannungen auf die nach innen gerichtete Werkzeugwand der Struktur 15 (von links gezählt) analysiert. Abbildung 4.13 zeigt für die Struktur nur eine Abhängigkeit der Kontaktspannung von der Kraft. Variationen der Haftungsbedingungen, idealer Kontakt bzw. reibungsbehaftetes Gleiten sowie die Verlängerung der Kühlzeit von 240s auf 600s fallen bei einer Kraft von 50 kN nicht ins Gewicht. Lediglich die Restschichtdicke reduziert den Anpreßdruck um ca. 25 %. Entscheidende Parameter für die Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil am Ende der Abkühlphase sind damit die aufbrachte Nachdruckkraft und die Restschichtdicke.

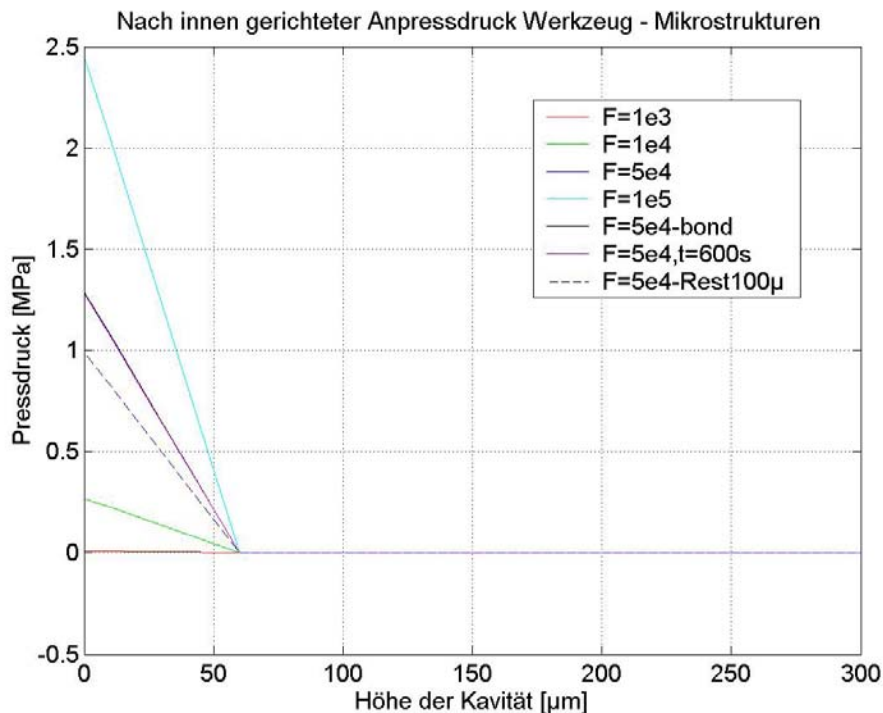


Abbildung 4.13 Kontaktspannungen zwischen der zum Zentrum des Werkzeugs gerichteten Seitenwand und Formteil in Abhängigkeit von Restschichthaftung, Restschichtdicke, Nachdruckkraft und Kühlzeit. Während des Kühlens ist die Nachdruckkraft wirksam. Die Simulation zeigt, daß die Kontaktspannungen nur von der Nachdruckkraft und der Restschichtdicke abhängig sind.

4.3.3 Der Entformvorgang

Im vorangegangenen Abschnitt wurde deutlich, daß am Ende der Kühlphase unter Nachdruck keine Deformation der Strukturen zu erkennen ist. Die hohe Belastung der Mikrostrukturen beginnt unmittelbar nach der Umschaltung auf das weggesteuerte Entformen. Sobald der Nachdruck aufgrund der Entformungsbewegung abgebaut ist, beginnt das Formteil zu schwinden und zieht sich in Richtung Formteilmittelpunkt zusammen. In diesem Moment zeigt sich der Einfluß der Substrathaftung. Bei idealer Haftung verbleibt das Formteil in der bisherigen Position, die Entformkräfte bleiben gering. Ist die Haftung nicht ausreichend, so schwindet das Formteil weiter in Richtung Formteilmittelpunkt, es entstehen zusätzliche Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil, die zu Entformkräften führen.

Der Modellierung des Entformverhaltens liegt das oben beschriebene Modell mit 20 Strukturen zu Grunde. Bei der Modellierung wurde insbesondere die Länge der Restschicht berücksichtigt, da durch die Schwindung der Restschicht die Anpreßdrücke zwischen Werkzeug und Formteil bestimmt werden. Um den Einfluß der Geometrie auf das Entformverhalten abzuschätzen, wurden die Strukturhöhen zwischen 100 µm und 300 µm, die Strukturbreite zwischen 100 µm und 20 µm variiert. Dabei wurden für PMMA typische Prozeßparameter zu Grunde gelegt:

- Umformtemperatur 180 °C, Entformtemperatur 90 °C, Kühlzeit 240 s, Nachdruckkraft 50 kN, Entformgeschwindigkeit 1 mm/min, Gleitreibungskoeffizient Werkzeug 0.4, Gleitreibungskoeffizient Substrat 0.5, der Faktor zwischen Haft und Gleitreibung wurde mit 2 angenommen.

Die Simulationen zeigten, daß im Rahmen der gewählten geometrischen Randbedingungen ein typisches Belastungsmuster während des Entformvorgangs auftritt. Stellvertretend für die durchgeführten Varianten wird die Entformsequenz für Strukturen von 20 µm Breite, 100 µm Höhe auf einer Restschicht von 50 µm für ein LIGA-Format dargestellt. Um die Grenzen der Entformbarkeit aufzuzeigen wurde zusätzlich eine 5 µm breite und 50 µm hohe Struktur entformt. Charakteristisch für den Entformvorgang ist, daß die am Rand angeordneten Strukturen den höchsten Kontaktkräften zwischen Werkzeug und Formeinsatz ausgesetzt sind. Bereits die nächste Struktur ist, wie auch die restlichen Strukturen, wesentlich geringeren Anpreßdrücken ausgesetzt (Abbildung 4.14).

Kontaktspannungen zwischen Formteil und Werkzeug zu Beginn des Entformvorgangs

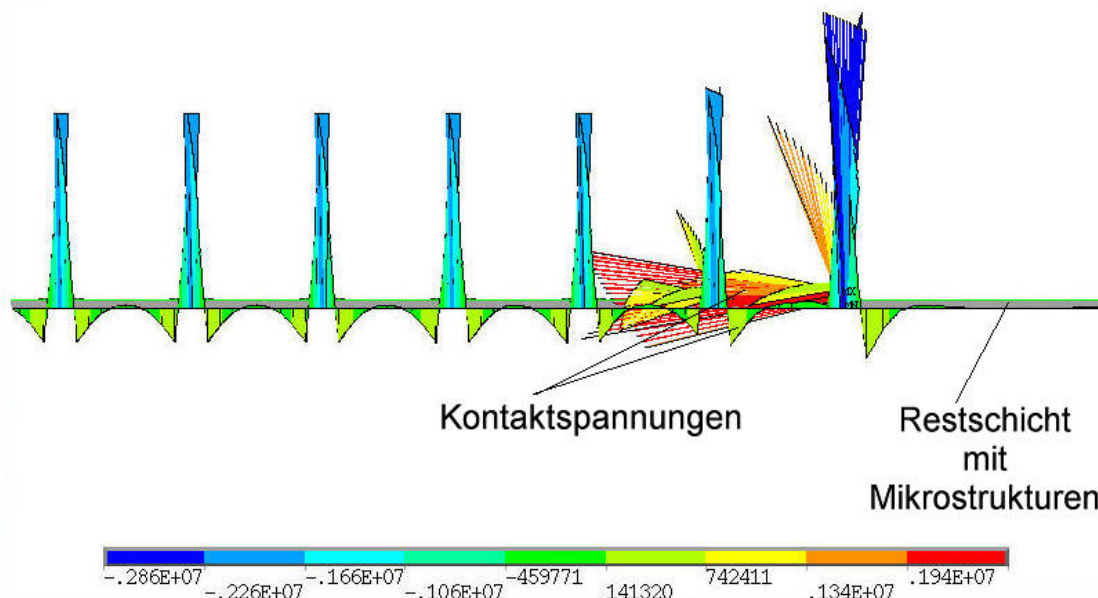
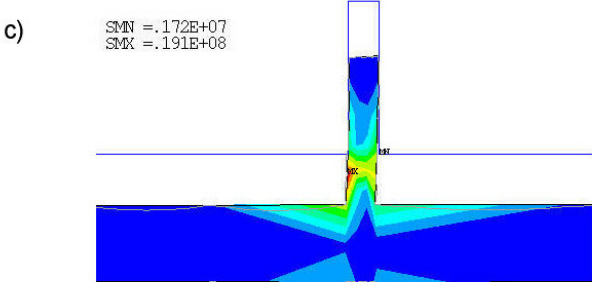
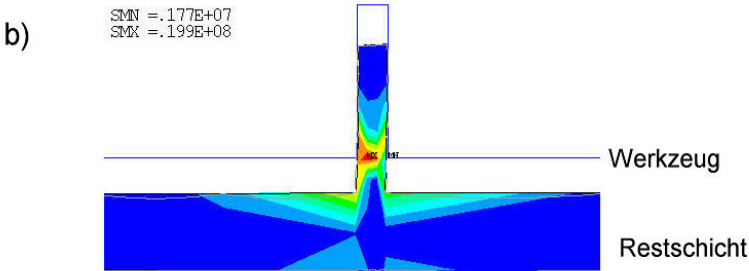
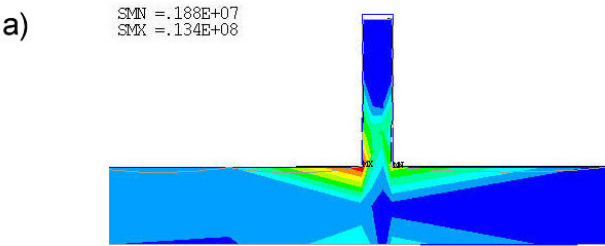


Abbildung 4.14, Kontaktspannungen [Pa] zwischen Werkzeug und Formteil unmittelbar nach dem Umschalten auf den weggesteuerten Entformprozeß. Dargestellt sind die äußeren 7 Strukturen des modellierten Formteils und die daran angreifenden Kontaktspannungen. Positive Werte charakterisieren definitionsgemäß Druckspannungen, negative Werte Zugspannungen. Die am weitesten vom Zentrum des Formteils entfernte Struktur ist auf Grund der Schwindung den höchsten Kontaktspannungen ausgesetzt. Am Fuß der Struktur, am Übergang zur Restschicht, sind hohe Druckspannungen zu beobachten. Die am weitesten vom Zentrum des Formteils entfernte Struktur ist während des Entformvorgangs auch den höchsten Zugspannungen (blau eingezeichnet) in y-Richtung ausgesetzt. Bereits die dritte vom Rand entfernte Struktur weist keine Druckspannungen mehr auf, es wirken nur die durch den Entformvorgang entstehenden Zugspannungen.

Aufgrund der Verteilung der Kontaktspannungen wurde stellvertretend die am Rand befindliche Mikrostruktur für die detaillierte Darstellung des Entformvorgangs herangezogen. Abbildung 4.15 verdeutlicht im folgenden in einer Sequenz die charakteristischen Schritte des Entformprozesses. Für die Beurteilung der Belastung der Mikrostruktur wurden die Mises-Spannungen herangezogen. Sie erlauben einen Vergleich mit den temperaturabhängigen Spannungs-Dehnungs-Kurven des Materials (Abschnitt 4.1.2).

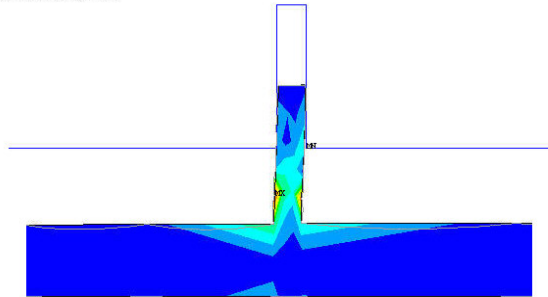
Entformung einer Mikrostruktur Mises - Vergleichsspannungen



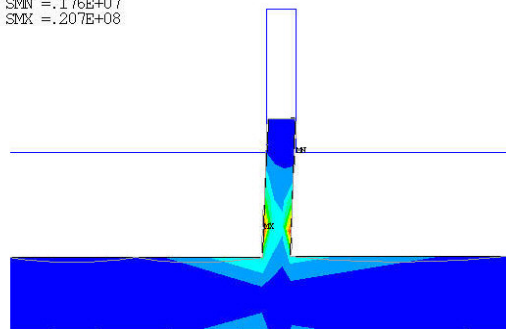
SMN = Minimale Spannung SMX = Maximale Spannung



d) SMN = .176E+07
SMX = .229E+08



e) SMN = .176E+07
SMX = .207E+08



f) SMN = .176E+07
SMX = .167E+08

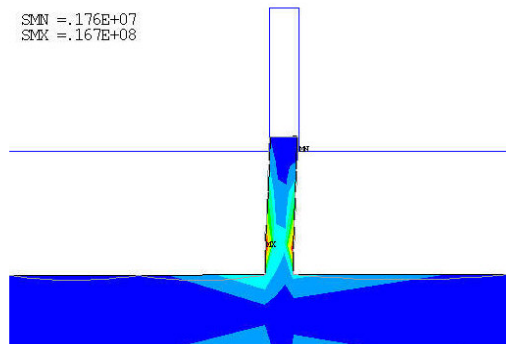
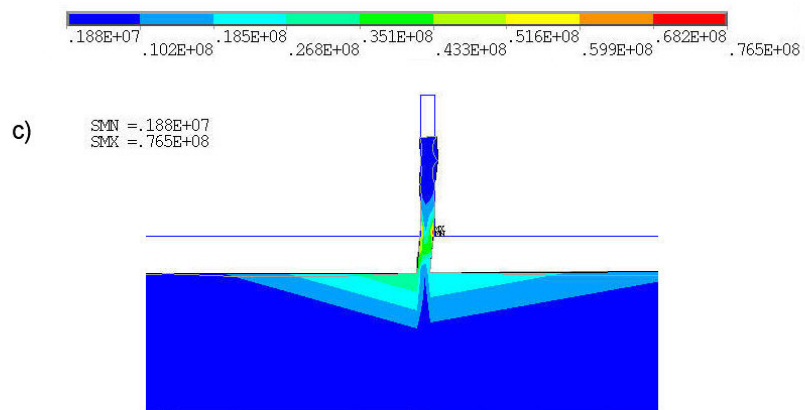
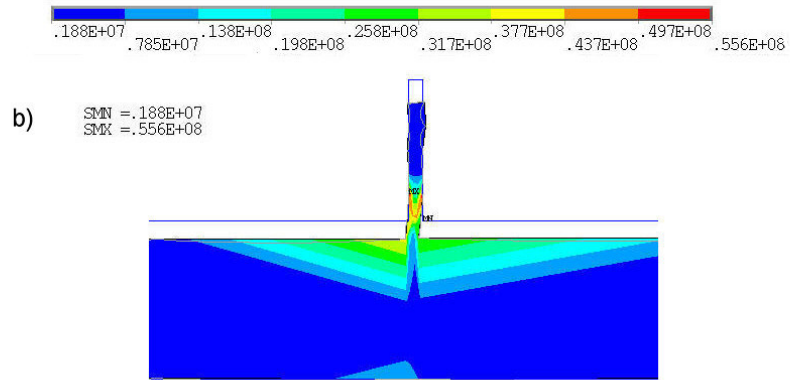
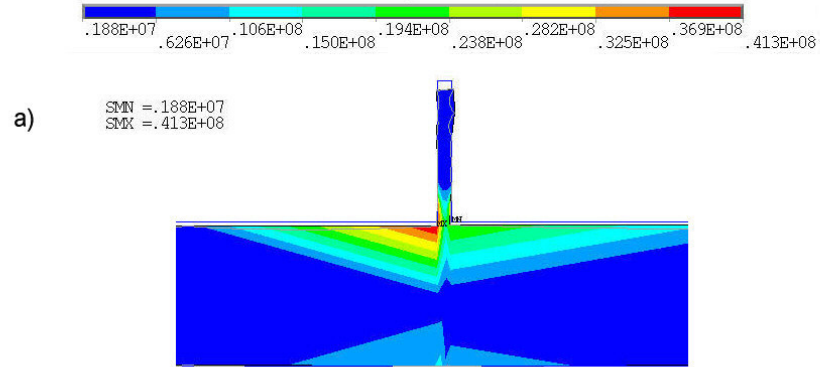


Abbildung 4.15 Entformung einer $20\ \mu\text{m}$ breiten und $100\ \mu\text{m}$ hohen Mikrostruktur. Dargestellt sind die Spannungen innerhalb des Bauteils (Mises Vergleichsspannungen), die mit den Spannungs-Dehnungskurven in Abbildung 4.4 verglichen werden können. Neben der Farbkennzeichnung der Spannungsverteilung stehen die Angaben SMX für den Maximalwert der Spannung und SMN für den Minimalwert. Die höchste Belastung einer typischen Struktur erfolgt zu Beginn des Entformvorgangs. Die maximalen Vergleichsspannungen von 20 MPa (Abbildung 4.15b) bewegen sich in der Größe der gemessenen Streckspannung des Materials. Bei der vorliegenden Entformtemperatur von $90\ ^\circ\text{C}$ besteht die Gefahr der plastischen Verformung.

Bevor der eigentliche Entformvorgang einsetzt wird die Druckbelastung des Formteils abgebaut. Auf Grund der Kompressibilität des Polymers entspannt sich das Formteil, die Dicke nimmt zu. Die am höchsten belastete Stelle befindet sich auf Grund der Schwindung der Restschicht unmittelbar am Fuß der Struktur in Richtung Formteilzentrum. Mit der einsetzenden Entformbewegung verlagert sich die höchste Bauteilbelastung in das untere Viertel der Struktur. Dabei wird die zum Formteilzentrum weisende Seite höher belastet. Mit zunehmendem Entformweg verlagert sich die höchste Belastung auf die Außenbereiche der Strukturen. Die Belastung der Struktur ist während der ersten Hälfte des Entformweges am höchsten. Die Gefahr einer plastischen Deformation an den Seitenwänden oder eines Abrisses ist in diesem Abschnitt am wahrscheinlichsten. Im vorliegenden Beispiel liegt die höchste Spannung in der Größenordnung von 20 MPa . Ein Vergleich mit den Grenzwerten aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt eine einsetzende plastische Verformung in der Größenordnung von ca. 4%. Aus der Simulation wird deutlich, daß eine $20 \mu\text{m}$ breite Struktur nur mit plastischer Verformung in Form einer Überdehnung zu entformen ist.

Um die Grenze der Entformbarkeit zu bestimmen, wurden unter den gleichen Randbedingungen auf einer $100 \mu\text{m}$ Restschicht $5 \mu\text{m}$ breite und $50 \mu\text{m}$ hohe Strukturen entformt. Dabei wird deutlich, daß auf Grund des kleineren Bauteilquerschnittes die Vergleichsspannungen innerhalb der Struktur im kritischen Bereich liegen (Entformungssequenz Abbildung 4.16).

Entformung einer Mikrostruktur
Mises - Vergleichsspannungen



SMN = Minimale Spannung SMX = Maximale Spannung

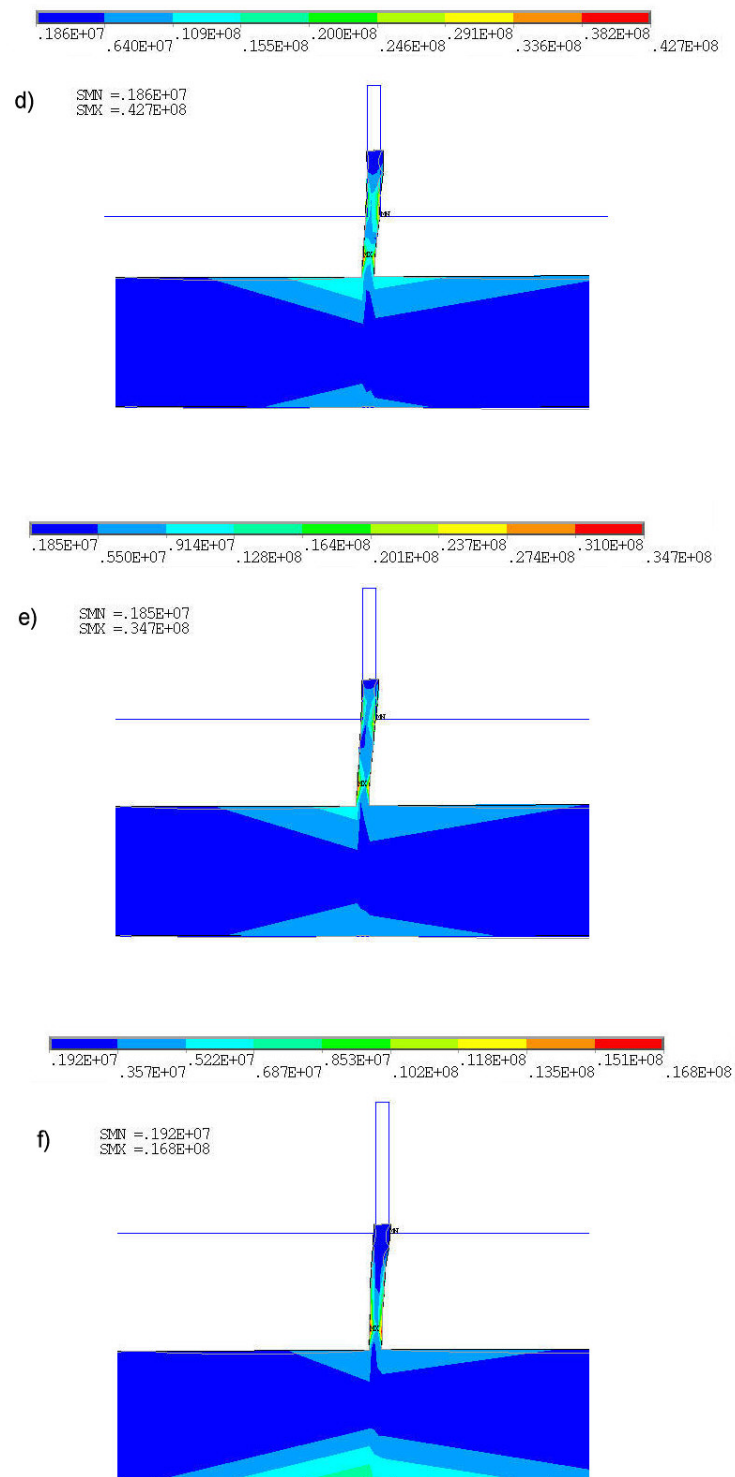


Abbildung 4.16 Entformung einer Mikrostruktur mit $5 \mu\text{m}$ Breite und $50 \mu\text{m}$ Höhe. Dargestellt sind die Spannungen innerhalb des Bauteils (Mises Vergleichsspannungen), die mit den Spannungs-Dehnungskurven in Abbildung 4.4 verglichen werden können. Die höchste Belastung einer typischen Struktur erfolgt ebenfalls, wie für die $20 \mu\text{m}$ breite Struktur in Abbildung 4.15 gezeigt, zu Beginn des Entformvorgangs. Auf Grund des geringeren Strukturquerschnittes treten höhere Spannungen auf. Der Maximalwert liegt in der Größe von 76 MPa , weit über der Streckgrenze des Materials von ca. 20 MPa bei 90°C . Ein Abriß der Strukturen ist daher wahrscheinlich.

Aus Abbildung 4.16 wird deutlich, daß bereits beim Beginn des Entformvorgangs Spannungen in der Größenordnung von 40 MPa, 100 % über der Streckgrenze, auftreten, so daß ein Abriß der Strukturen bereits zu Beginn des Entformvorgangs wahrscheinlich ist (Abbildung 4.16a). Im Laufe des Entformvorgangs treten Spannungsspitzen bis ca. 76 MPa auf, ca. 350 % über der Streckgrenze des Materials (Abbildung 4.16c). Eine Entformung ist daher unter den gegebenen Randbedingungen nicht möglich.

Überzogene Kanten an Strukturen entstehen am Ende des Entformvorgangs unmittelbar vor der vollständigen Entformung der Struktur aus dem Werkzeug. Aufgrund von zu geringer Substrathaftung und der damit verbundenen hohen Schwindung der Restschicht kann eine extreme Kraft auf die zum Formteilzentrum gerichtete Seite der Struktur auftreten. Jedoch ließen sich in der Simulation unter den gegebenen Randbedingungen keine überzogenen Kanten feststellen. Die Vergleichsspannungen an der Oberseite der Struktur bewegten sich während des gesamten Entformvorgangs unterhalb der Streckgrenze des Materials. Erst mit dem Vorhandensein von Hinterschnitten sind Deformationen in Form von überzogene Kanten zu beobachten (Abschnitt 4.3.4).

4.3.4 Der Einfluß von Hinterschnitten

Die in Abschnitt 4.3.3 gezeigten Simulationsergebnisse basieren auf exakt senkrechten Wänden des Werkzeuges. In der Praxis sind Abweichungen von den ideal senkrechten Werkzeugwänden jedoch nicht auszuschließen. Die Neigung der Seitenwände eines durch Lithographie und Galvanik hergestellten Formeinsatzes sind noch nicht exakt bestimmbar. Daher sind derzeit noch keine präzisen Angaben vorhanden, ob sich prozeßbedingt Hinterschnitte auf dem Formeinsatz befinden. Um eine Tendenz erkennen zu können, wurde die Seitenwandneigung eines LIGA-Formeinsatzes optisch vermessen (Meßmikroskop Fa. Werth. Die Meßergebnisse sind in Anhang A graphisch dargestellt). Im Rahmen der Meßgenauigkeit konnte jedoch nicht eindeutig geklärt werden, ob Hinterschnitte vorhanden sind. In der Praxis ist es trotzdem nicht auszuschließen, daß sich geringe Hinterschnitte in den Mikrokavitäten ausbilden. Aus diesem Grund wurde der Einfluß von Hinterschnitten in die Simulation mit einbezogen. Die Abweichung von der ideal senkrechten Werkzeugwand wird in den verwendeten Modellen durch Seitenwandneigungen $> 90^\circ$ beschreiben.

Zwei wesentliche Ursachen bewirken eine Abweichung der Seitenwandneigung, die lastabhängige Durchbiegung des Werkzeuges und herstellungsbedingte Werkzeugfehler. Letztere werden stellvertretend durch keilförmige Hinterschnitte berücksichtigt.

Die Durchbiegung des Werkzeuges unter Last konnte durch Messungen und Simulation bereits bestätigt werden (Abschnitt 4.2.1). Da die Last bis zum Erstarren des Formteils aufrecht erhalten wird, weisen die Bauteile in der Mitte eine dickere Restschicht auf als am Rand, es entsteht eine Restschichtdicke analog der Biegelinie des Werkzeuges. Wird nun vor dem Entformen die Kraft zurückgenommen, wird sich das Werkzeug wieder in die horizontale Ebene zurückverformen, die Strukturen auf der Restschicht behalten jedoch ihre Form. Dadurch entsteht ein Winkelfehler zwischen Struktur und Werkzeug während des Entformens, wodurch es zu erhöhten Anpreßdrücken und Deformationen der Strukturen kommt. In Abbildung 4.17 ist dieses Verhalten anschaulich skizziert.

Entstehung von Entformkräften durch Werkzeugverformung

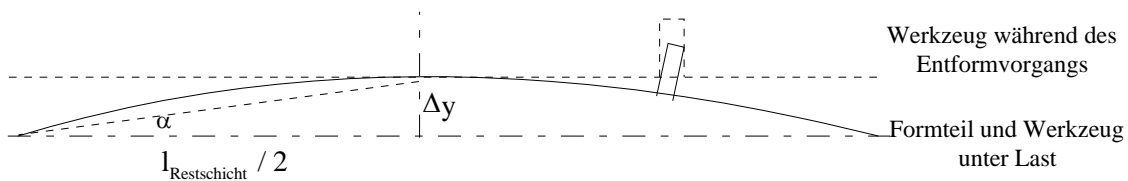


Abbildung 4.17 Prinzip der Entstehung von Entformkräften durch Werkzeugdurchbiegung. Durch die Abkühlung unter aufgebrachtener Prägekraft erstarrt das Formteil entlang der Beigelinie des Werkzeuges. Während des Entformvorgangs formt sich das Werkzeug in die Ausgangslage zurück, es entsteht ein Winkelfehler zwischen Werkzeug und Struktur. Dadurch entstehen zusätzliche Entformkräfte.

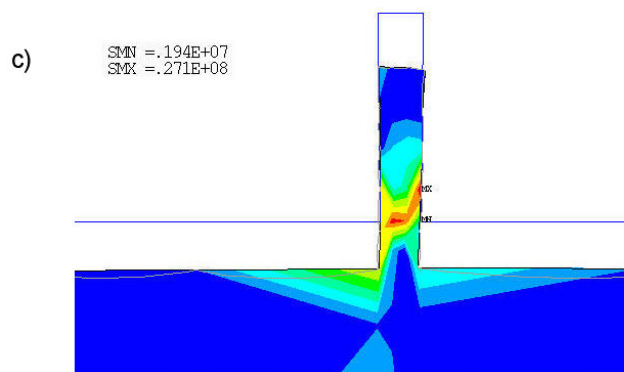
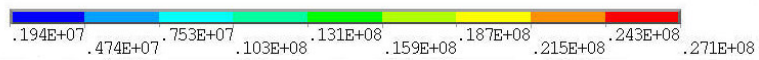
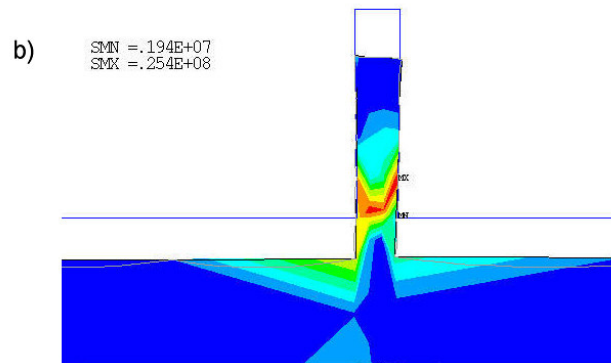
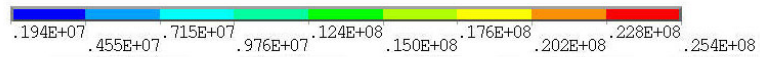
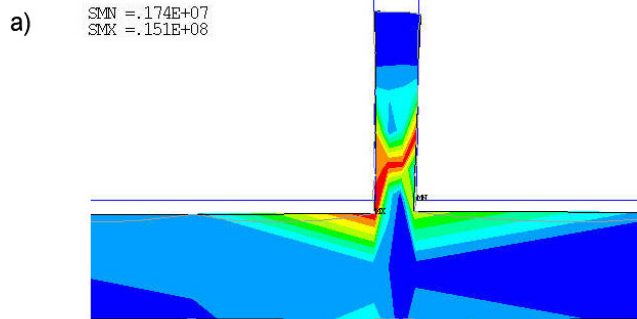
Für eine Abschätzung des Einflusses wird die Biegelinie durch eine Gerade angenähert. Der Winkel, um den die Gerade geneigt ist, läßt sich aus der Durchbiegung Δy im Zentrum des Formeinsatzes und der Länge $l_{rest}/2$ berechnen:

$$\tan \alpha = \frac{\Delta y}{l_{rest} / 2} \quad (4.1)$$

Auf der Basis eines LIGA-Formeinsatzes mit einer typischen strukturierten Fläche von $26 \times 66 \text{ mm}^2$ und einer nach der Simulation angenommenen Durchbiegung von $30 \text{ }\mu\text{m}$ ergibt sich ein Winkelfehler von 0.5° . Übertragen auf eine $100 \text{ }\mu\text{m}$ hohe Mikrostruktur ergibt sich ein Versatz von $0.91 \text{ }\mu\text{m}$ am Grund der Kavität, der die Struktur während des Entformens zusätzlich belastet.

Aus den beiden genannten Einflußfaktoren - Durchbiegung des Formeinsatzes unter Last und fertigungstechnische Werkzeugfehler – wurden zwei Arten von Entformungsbehinderung in der Simulation berücksichtigt, parallele Seitenwandneigung der Werkzeugkavitäten bei senkrechter Entformung des Formteils sowie Hinterschnitte in Form einer breiteren Kavität am Werkzeuggrund. Die Abweichungen der Hinterschnitte wurden zwischen $0.25 \text{ }\mu\text{m}$ und $1 \text{ }\mu\text{m}$, die der Seitenwandneigungen von 0.5° bis 1° variiert. In den Abbildungen 4.18 und 4.19 sind die wichtigsten Abschnitte eines Entformvorgangs exemplarisch für einen Hinterschnitt von $1 \text{ }\mu\text{m}$ bzw. eine Seitenwandneigung von 0.5° für die oben genannte Mikrostruktur beschrieben.

Entformung einer Mikrostruktur aus einem Werkzeug mit Hinterschnitt



SMN = Minimale Spannung SMX = Maximale Spannung

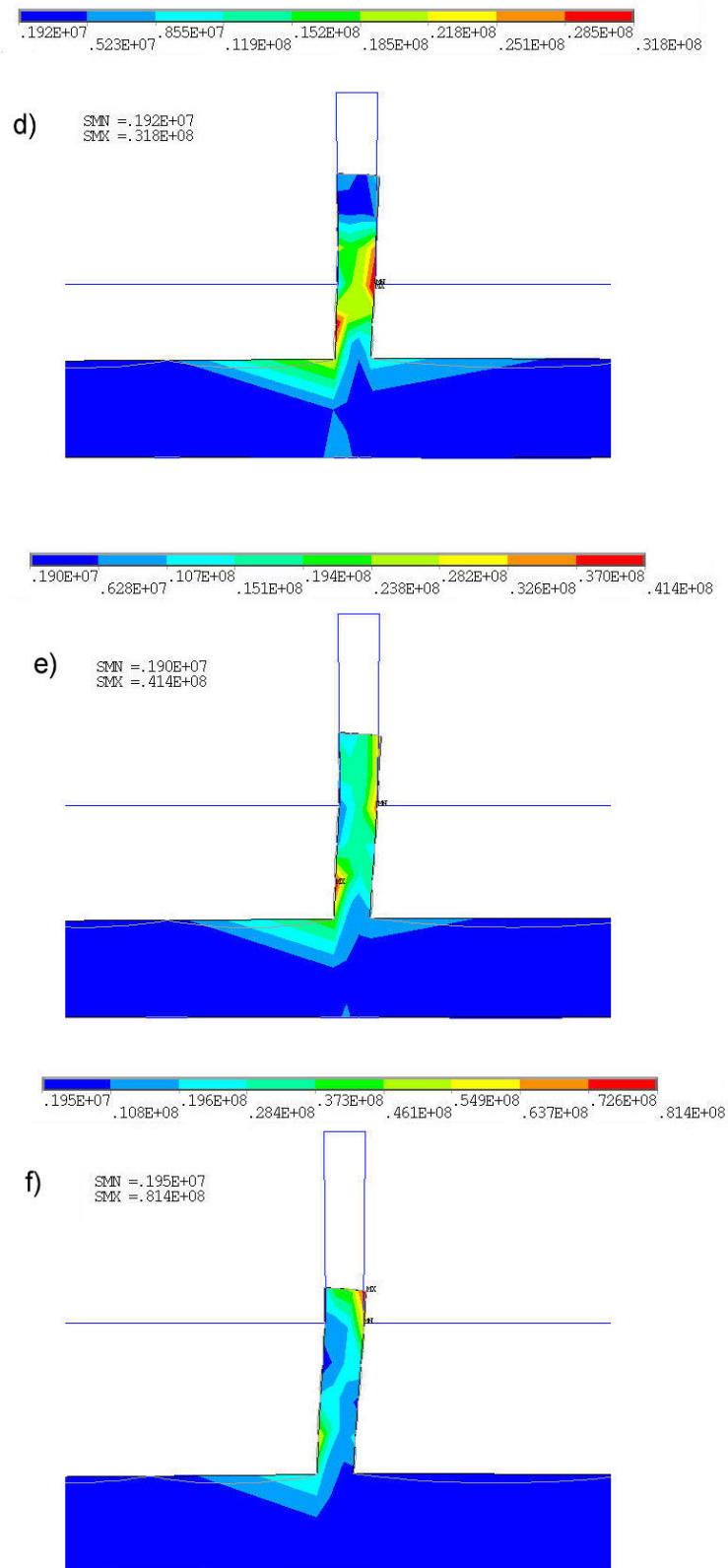
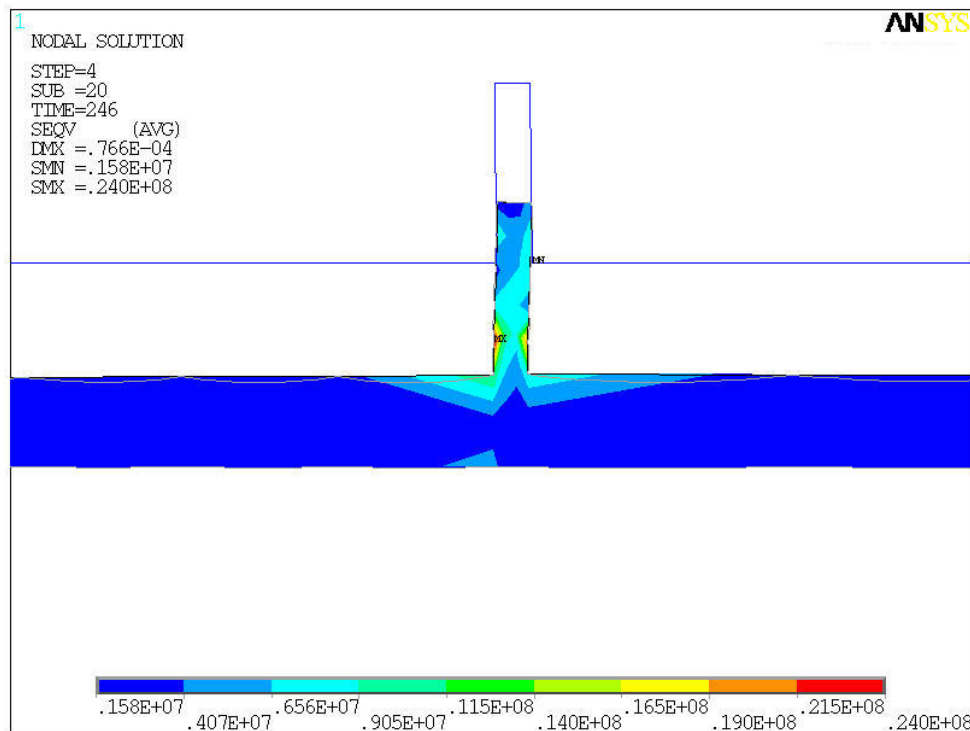


Abbildung 4.18 Entformung von Mikrostrukturen mit Hinterschnitten. Dargestellt sind die Spannungen innerhalb des Bauteils (Mises Vergleichsspannungen), die mit den Spannungs-Dehnungskurven in Abbildung 4.4 verglichen werden können. Eine $20 \mu m$ breite Struktur ist mit einem Hinterschnitt von $1 \mu m$ je Seite nicht mehr entformbar. Bereits im ersten Drittel des Entformweges liegen die Spannungen mit 31 MPa ca. 50% über der Streckgrenze. Unmittelbar vor dem vollständigen Entformen sind hohe Spannungen an der oberen, nach außen weisenden Kante der Mikrostruktur zu erkennen. Es besteht die Gefahr der Zerstörung der Kante (überzogene Kanten, Abschnitt 2).

Aus Abbildung 4.18 wird deutlich, daß die vorliegende Variante von Hinterschnitten zu einer extremen Steigerung der Belastung von Mikrostrukturen führt. Ein Hinterschnitt von $1 \mu\text{m}$ führt bereits zum Abreißen der Strukturen, auf jeden Fall zu starker plastischer Deformation. Im vorliegenden Beispiel liegen die Maximalspannungen ca. 50 % über der Streckgrenze. Hinterschnitte von $0.5 \mu\text{m}$ lassen noch Entformen von Strukturen unter plastischer Deformation zu. Die Angaben sind auf die Strukturbreite bezogen. Entscheidend für ein Abreißen der Strukturen sind deren Querschnittsflächen. Hinterschnitte verursachen zusätzlich Deformationen an der nach außen gerichteten Seitenfläche der Strukturen. Nach ca. 50 % des Entformweges bis zum vollständigen Entformen sind an diesen Seiten plastische Deformationen zu beobachten. Unmittelbar vor dem vollständigen Entformen verursachen die hohen Spannungen plastische Verformung der Oberseite von Mikrostrukturen in Form von überzogenen Kanten. Überzogene Kanten können daher auch als ein Indiz für Hinterschnitte gewertet werden.

Durch eine parallele Seitenwandneigung wird die Zugbelastung auf die Mikrostrukturen ebenfalls stark erhöht. Da die Seitenwandneigung entgegengesetzt der Schwindungsrichtung verläuft, erhöhen sich die Spannungen für die außenliegende Struktur bereits bei einer Seitenwandneigung von 0.5° so stark, daß es im vorliegenden Fall zum Abreißen der äußeren Struktur kommt. Die räumliche Verteilung der Belastung ist jedoch ähnlich wie bei einem idealen Entformvorgang. Ihr Maximum tritt ca. bei der Hälfte des Entformweges auf und betrifft die dem Formteilzentrum zugewandte Seite der Struktur. In vorliegenden Fall einer Seitenwandneigung von 0.5° ($1 \mu\text{m}$ Versatz bezogen auf die Strukturhöhe von $100 \mu\text{m}$), ergibt sich eine maximale Vergleichsspannung von über 20 MPa , eine Spannung, die über der Streckgrenze des Materials liegt. Der Einfluß der Seitenwandneigung spiegelt sich insbesondere in den äußeren Strukturen wieder, da in dieser Region die höchsten Schwindungswerte der Restschicht zu erwarten sind. Bei einer Seitenwandneigung von 1° ist ein Entformen nicht mehr möglich, die maximale Spannung liegt in der Größenordnung von 30 MPa . Abbildung 4.19 verdeutlicht die maximale Belastung der Mikrostrukturen hervorgerufen durch Winkelfehler.



a) 0.5° Winkelfehler

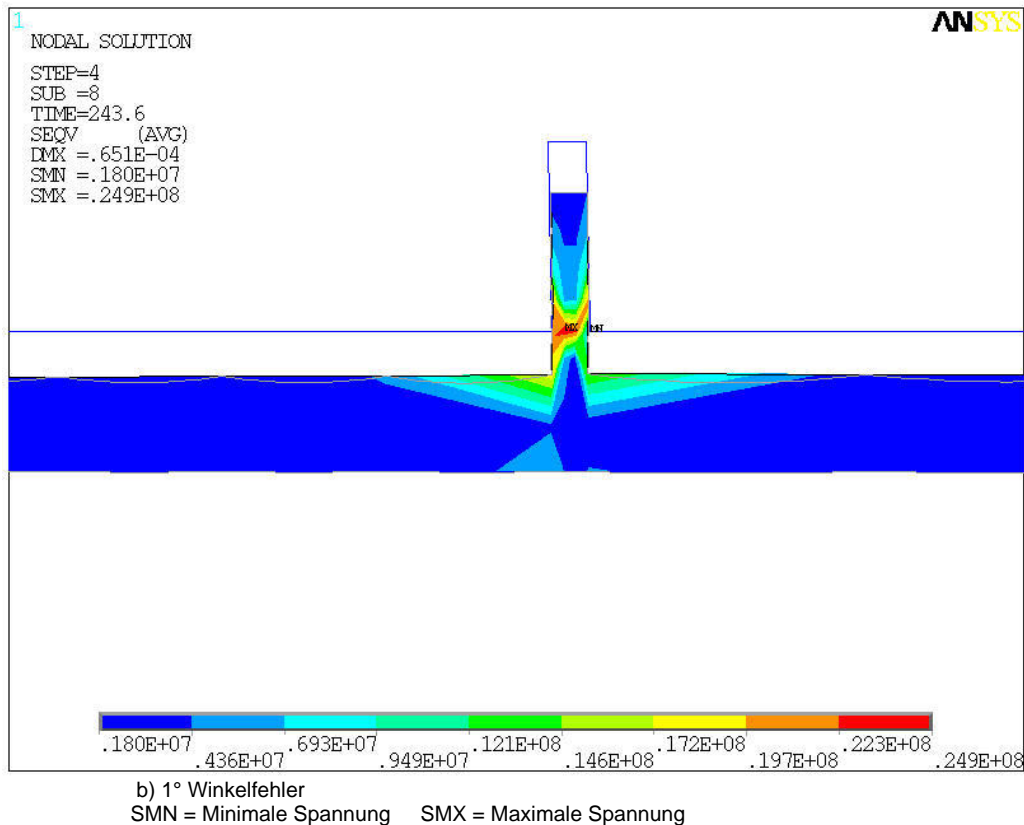


Abbildung 4.19 Entformung von Mikrostrukturen mit einem Winkelfehler von 0.5° und 1°. Bereits bei einem 0.5° kommt es bei einer Entformtemperatur von 90°C zu plastischer Deformation. Die Vergleichsspannungen erreichen Spitzenwerte in der Größe von 24 MPa und liegen damit oberhalb der Streckgrenze des Materials. Bei einem Winkelfehler von 1° ist der Abriß der Strukturen wahrscheinlich, da die hohen Spannungswerte von ca. 25 MPa über dem gesamten Querschnitt der Struktur zu finden sind.

Der Einfluß der Entformungsbehinderung durch Hinterschnitte und paralleler Seitenwandneigung wird durch die Entformkräften wiedergegeben. Aus dem Simulationsmodell wurden die Entformkräfte als Reaktionskräfte des Pilot-Knoten der Kontaktfläche Polymer - Substrat errechnet. In Abhängigkeit der Größe des Hinterschnittes und des aus der Seitenwandneigung hervorgehenden Versatzes sind die Entformkräfte über dem Entformweg in Abbildung 4.20 abgebildet. Es zeigt sich, daß Hinterschnitte in der Größenordnung von 0.5 μm bereits zu einer extremen Steigerung der Entformkraft führen. Im vorliegenden Beispiel um ca. 600 %. Die Erhöhung der Entformkräfte durch die Seitenwandneigung ist weniger ausgeprägt. Dennoch kann für eine Seitenwandneigung von 1.1°, entspricht einer Abweichung von 2 μm am Grund einer 100 μm tiefen Kavität eine Zunahme der Entformkraft von ca. 250 % ausgegangen werden. Die geringere Zunahme der Entformkräfte bei kleineren Seitenwandneigung steht nicht im Widerspruch zu den gezeigten hohen Belastungen der äußeren Struktur, da dieser Effekt im wesentlichen die Randstrukturen betrifft, die einer erhöhten Schwindung der Restschicht ausgesetzt sind.

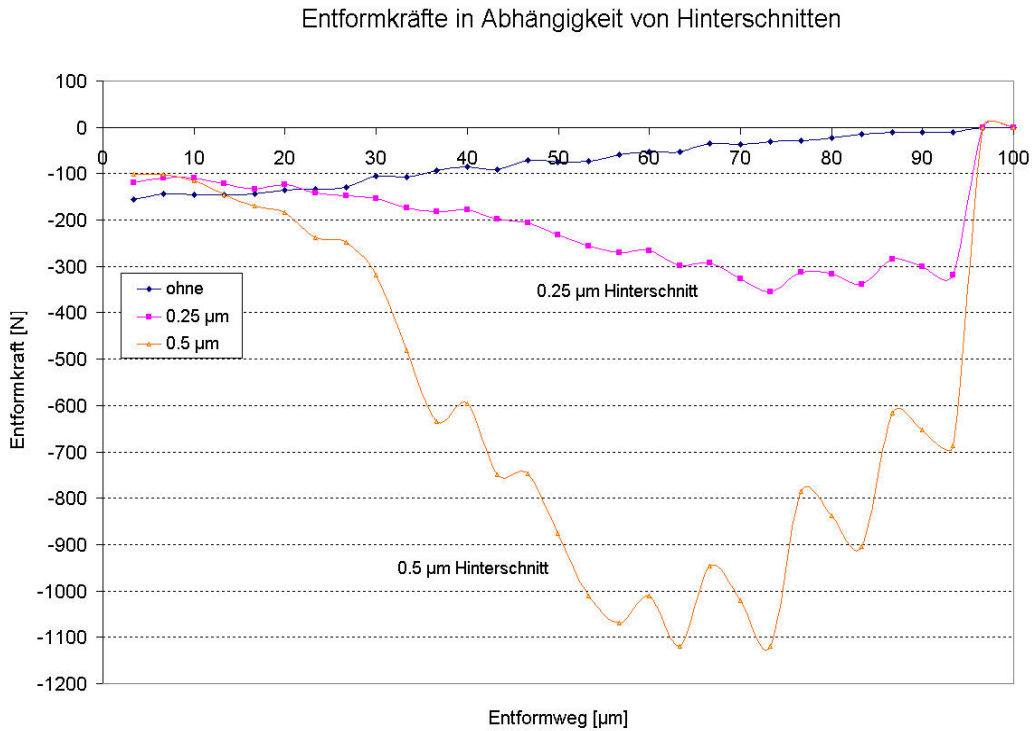


Abbildung 4.20a Der Einfluß von Hinterschnitten auf die Entformkräfte. Ein Hinterschnitt von 0.25 µm erhöht die Entformkräfte bereits um 100 %, 0.5 µm Hinterschnitt erhöhen die Entformkräfte um 600 %. Die Schwingungen sind möglicherweise auf die Modellierung des Entformvorgangs und der Aufteilung des Entformwegs in 30 Schritte (ANSYS – Nomenklatur: Substeps) zurückzuführen.

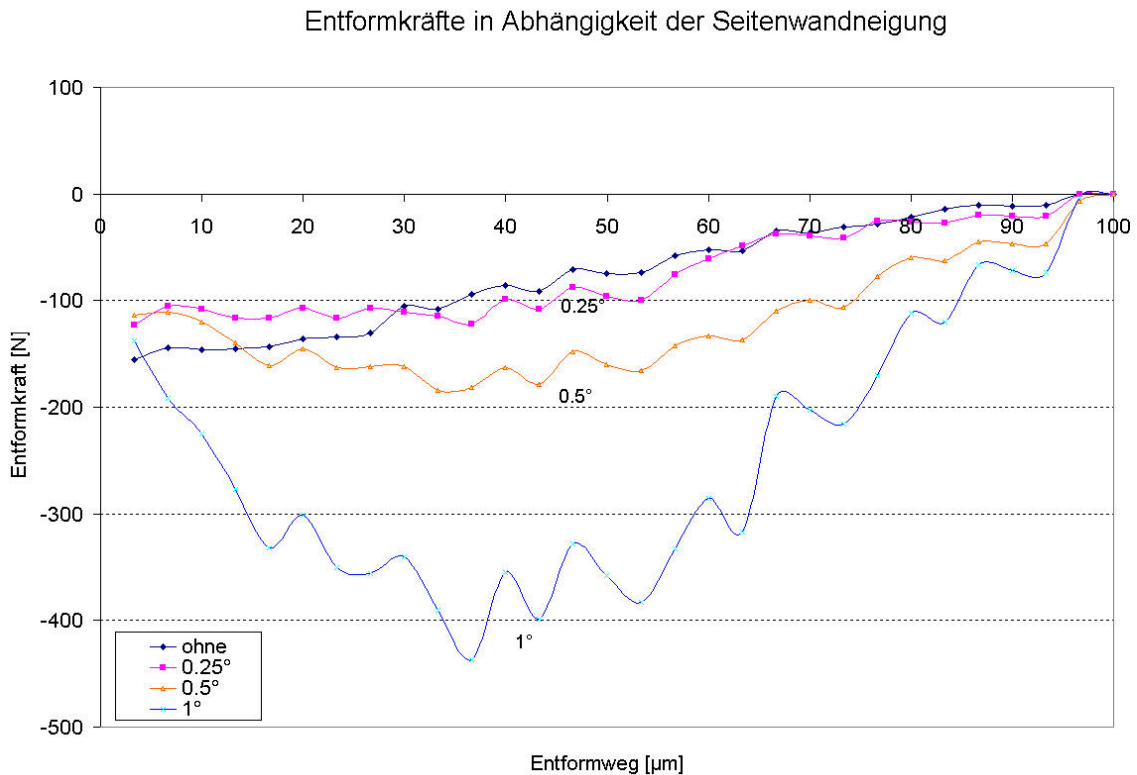


Abbildung 4.20b Der Einfluß von Seitenwandneigung auf die Entformkräfte. Winkelfehler von 0.5 ° erhöhen die Entformkräfte nicht wesentlich, ein Winkelfehler von ca. 1 ° erhöht die Entformkräfte dagegen schon um ca. 250 %.

4.4 Die Beeinflussung der Entformkräfte durch Variation der Prozeßparameter

4.4.1 Simulation und Messungen

Konnten mit dem in den vorangegangenen Abschnitten beschriebenen Modell Aussagen zum Entformverhalten getroffen werden, so kann das Modell auch dazu verwendet werden, die Einflüsse einzelner Prozeßparameter und Einflußfaktoren auf die Entformkräfte zu untersuchen. Dazu wurde eine Parameterstudie durchgeführt und anschließend die Ergebnisse mit systematisch durchgeführten Meßreihen verglichen. Variiert wurden Prozeßparameter sowie maschinen- und werkzeugtechnische Einflußfaktoren:

- Umformtemperatur, Entformtemperatur, Prägekraft und Entformgeschwindigkeit
- Substrathaftung und Kühlrate (Abkühlgeschwindigkeit)

Die Entformkräfte aus dem Simulationsmodell lassen sich durch die Reaktionskräfte des Pilot-Knotens (ANSYS - Nomenklatur) berechnen. Der Pilot-Knoten steht stellvertretend für die Eigenschaften der Kontaktfläche Polymer-Substrat. Die Reaktionskräfte entsprechen daher den Zugkräften während des Entformvorgangs.

Neben der Simulation wurden durch Messungen systematisch Entformkräfte bestimmt. Als Basis diente ein Formeinsatz mit 81 zylindrischen Kavitäten mit einem Durchmesser von $1000 \mu m$ und einer Tiefe von $1000 \mu m$ auf einer Fläche von $20 mm \times 20 mm$. Während der Studie wurden die Prozeßparameter Umformtemperatur, Entformtemperatur, Prägekraft und Entformgeschwindigkeit systematisch variiert. Dabei wurde nur jeweils ein Prozeßparameter verändert, die restlichen Parameter blieben unverändert. Während der Versuche wurde auf einen stationären Temperaturzustand in der Präge- und Entformphase geachtet. Zur statistischen Absicherung wurde jeder Versuch 5-fach durchgeführt und die Ergebnisse gemittelt. Diese Vorgehensweise erscheint in Anbetracht der großen Streuung der Meßwerte notwendig. Ermittelt wurden die Entformkräfte durch eine in die Heißprägemaschine integrierte Kraftmeßdose. Die Abtastung lag bei $2 ms$. Die Entformkräfte konnten nicht unmittelbar aus den Meßdatenaufzeichnungen ermittelt werden, da das Nullniveau bei jeder Messung aus nicht bekannten Gründen verschoben wurde. Aus diesem Grund wurde ein Algorithmus entwickelt, der es erlaubt, aus den gemessenen Entformkraftverläufen die Entformkraft zu ermitteln. Das Verfahren ist in Abbildung 4.21 skizziert.

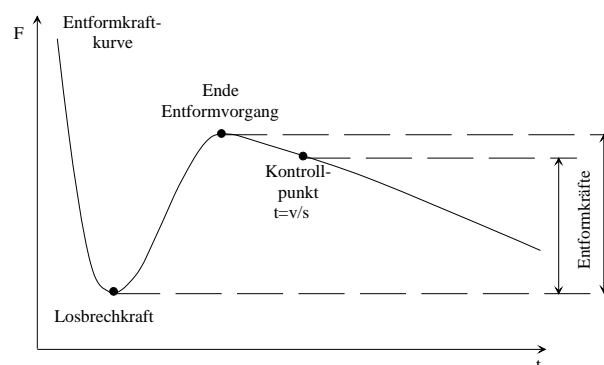


Abbildung 4.21 Verfahren zur Bestimmung der Entformkräfte. Die Entformkraft wurde als Differenz von Minima und folgendem Maxima der gemessenen Kraftkurve während des Entformvorgangs errechnet. Zur Kontrolle wurde ein zweiter Punkt nach Δt als Vergleichsbasis definiert.

Die Differenz zwischen Minima - der Losberechraft - und dem lokalen Maxima als Zeitpunkt der vollständigen Entformung in der Entformkraftkurve definieren die Entformkraft. Nach dem lokalen Maximum fällt die Entformkraftkurve linear, der Einfluß der Federn der Vakuumkammer wird sichtbar. Da nicht definitiv aus Maxima und Minima der Kraftkurve die vollständige Entformung der Strukturen ermittelt werden kann, wurde ein weiter Zeitpunkt nach Δt als Vergleichspunkt definiert. Er wurde auf Grund von Entformgeschwindigkeit und Strukturhöhe nach der Wegstrecke definiert, nach der die Strukturen entformt sein muß.

Eine exakte 3D-Modellierung des verwendeten Formeinsatzes war aufgrund der Beschränkung der Knotenanzahl des FEM - Systems und der mit der Knotenzahl exponentiell ansteigen Rechenleistung in einem ersten Schritt für Simulationsstudien nicht sinnvoll. Daher können die ermittelten Werte der Entformkräfte der Simulation nicht unmittelbar mit denen der Messung verglichen werden, auch wenn die Größenordnung übereinstimmt. Sie sollen vielmehr die Richtung aufzeigen, in welche die einzelnen Parameter die Entformkräfte beeinflussen.

4.4.1.1 Der Einfluß der Substrathaftung auf die Entformkraft

Um den Einfluß der Substrathaftung auf die Entformkräfte zu ermitteln, wurden in einer Simulationsstudie die Haftungsparameter verändert. Angefangen von einer idealen vollständigen Haftung (ANSYS Nomenklatur „bonded contact“) bis zur Variation der Gleitreibungsfaktoren (0.5, 0.4 und 0.3) und der daraus resultierenden Verminderung der Haftreibung. Der Schritt berücksichtigt die in der Praxis auftretende Abnahme der Substrathaftung mit fortschreitender Benutzung des Substrates. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.22 zusammengefaßt.

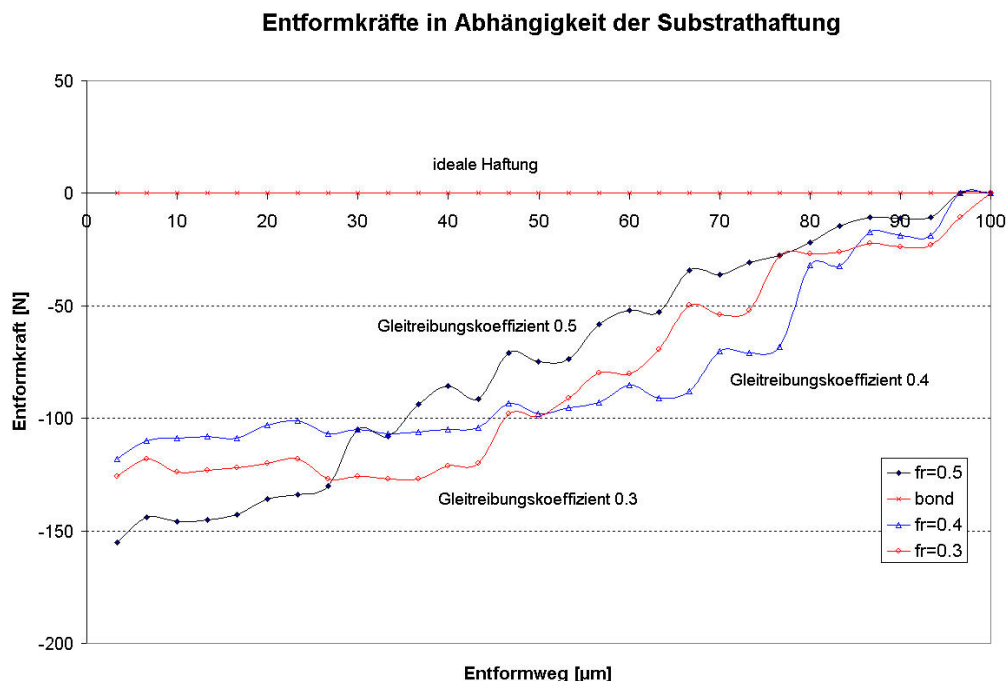


Abbildung 4.22 Beeinflussung der Entformkraft durch die Haftungseigenschaften und Gleitreibungsfaktoren der Substratplatte. Eine ideale Substrathaftung verhindert die Schwindung des Formteils und die Entformkräfte. Sobald die ideale Substrathaftung nicht gewährleistet ist, werden Entformkräfte wirksam. Die Einflüsse des Gleitreibungsfaktors auf die Entformkräfte ist dagegen gering.

Die Entformkräfte werden entscheidend von der Substrathaftung bestimmt. Eine ideale Haftung auf der Substratplatte verhindert die Schwindung vollständig. Die Entformkräfte wären im Idealfall nicht vorhanden. Die Reibungseigenschaften der Substratplatte zeigen dagegen im simulierten Wertebereich nur einen geringeren Einfluß, jedoch zeigt sich eine geringfügige Zunahme der Entformkräfte mit geringeren Reibungsbeiwerten.

4.4.1.2 Der Einfluß der Entformtemperatur auf die Entformkraft

Auf Grund der zunehmenden Schwindung der Restschicht mit größerer Temperaturdifferenz nehmen die Anpreßdrücke zwischen den senkrechten Werkzeugwänden und des Formteils mit abnehmender Entformtemperatur zu. Die Entformkräfte steigen entsprechend der Temperaturdifferenz an. Die Simulation (Abbildung 4.23a) und die Messungen (Abbildung 4.23b) bestätigen diese Tendenz.

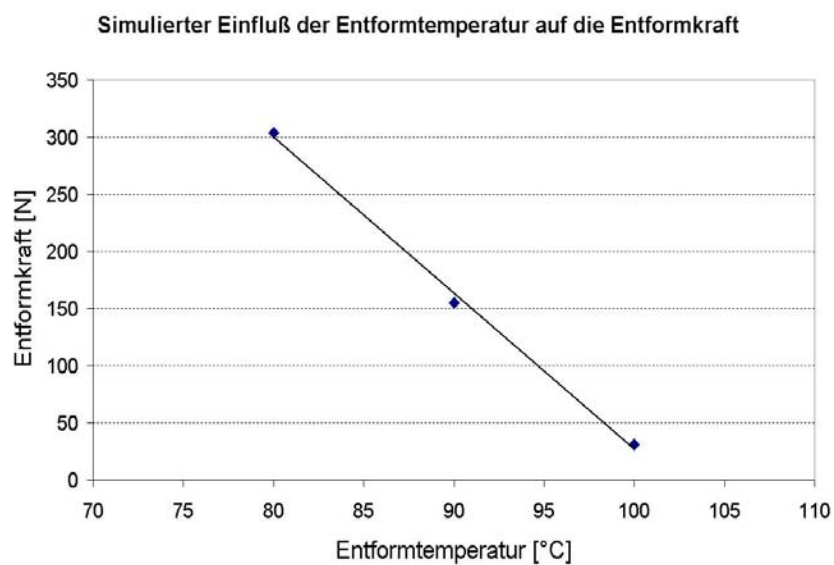


Abbildung 4.23a Simulierter Einfluß der Entformtemperatur auf die Entformkraft. Mit abnehmender Entformtemperatur steigen die Entformkräfte an. 20 °K Temperaturunterschied erhöhen die Entformkräfte bereits um ca. 600 %.

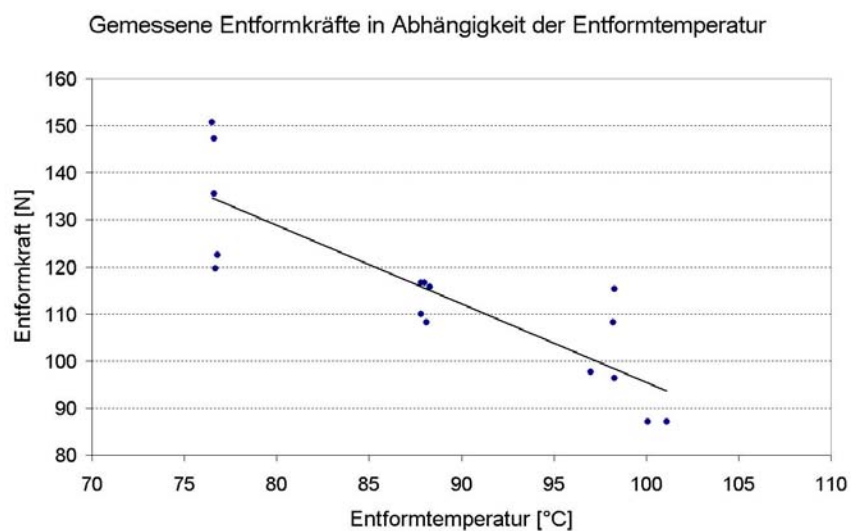


Abbildung 4.23b Gemessener Einfluß der Entformtemperatur auf die Entformkraft. Trotz hoher Streuung der Meßwerte zeigt sich eine deutliche Reduzierung der Entformkräfte mit steigender Entformtemperatur. Die Reduzierung liegt bei ca. 50 % für 20°K Temperaturdifferenz. Die hohe Streuung der Meßwerte beruht auf dem Kraftmeßsystem der Heißprägemaschine und der nur begrenzt exakten Steuerbarkeit der Heißprägemaschine.

Die gemessenen Entformkräfte können gleichzeitig als Maß für die Substrathaftung angesehen werden. Unterhalb einer Entformtemperatur von 70 °C war die Substrathaftung nicht mehr ausreichend, um die Strukturen zu entformen. Da die Prägefläche durch vorstehenden Einbau des Formeinsatzes exakt mit der Fläche von 26x66mm² angegeben werden kann, bewegt sich die Substrathaftung bezogen auf die Entformkraft von 135 N bei einer Temperatur von 70 °C in der Größenordnung von ca. 0.08 N/mm². Geringste Entformkräfte waren bei einer Temperatur von 100 °C zu beobachten, 10 °C unterhalb der gemessenen Glasübergangstemperatur.

4.4.1.3 Der Einfluß der Umformtemperatur auf die Entformkraft

Die Höhe der Entformkräfte werden entscheidend von den Umformtemperaturen bestimmt. Mit zunehmender Umformtemperatur ist eine deutliche Reduzierung der Entformkräfte zu verzeichnen. Möglicherweise sind die bei hohen Temperaturen schneller ablaufenden Relaxationsprozesse ausschlaggebend. Die geringsten Entformkräfte sind bei 210 °C Umformtemperatur gemessen worden, oberhalb dieser Temperatur steigen die Entformkräfte drastisch an, eine Entformung war nicht mehr möglich da die Haftung des Formteils auf der Substratplatte nicht mehr ausreichte. Die hohe Haftung des Formteils im Werkzeug könnte auf die geringe Viskosität der Schmelze bei hohen Temperaturen zurückzuführen sein. Wegen der geringen Viskosität werden kleinste Oberflächenrauheiten des Werkzeugs mit Schmelze gefüllt, so daß eine Verankerung des Formteils im Werkzeug auftritt.

Der gemessene Unterschied zwischen der Entformkraft bei einer Prägetemperatur von 160 °C zu der Entformkraft bei einer Umformtemperatur von 210 °C beträgt annähernd 300 % (Abbildung 4.24b). Die Simulation zeigt ebenfalls eine deutliche Abhängigkeit der Entformkräfte von den Umformtemperaturen (Abbildung 4.24a). Dabei fallen die Änderungen noch etwas stärker ins Gewicht (ca. 400 % zwischen 210 °C und 160 °C).

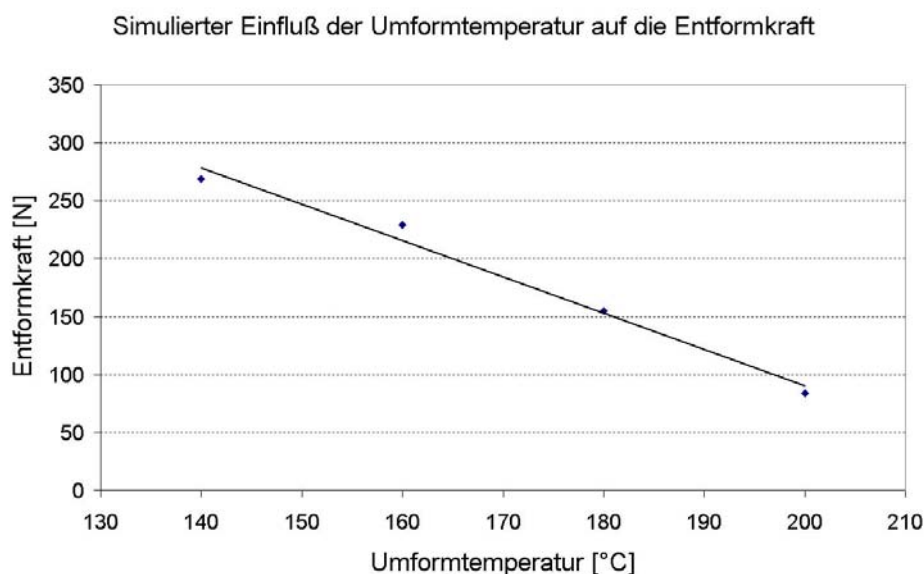


Abbildung 4.24a Simulierter Einfluß der Umformtemperatur auf die Entformkraft. Mit zunehmender Umformtemperatur reduzieren sich die Entformkräfte. Eine Erhöhung der Umformtemperatur von 160 °C auf 210 °C reduziert die Entformkräfte auf ca. 25 %.

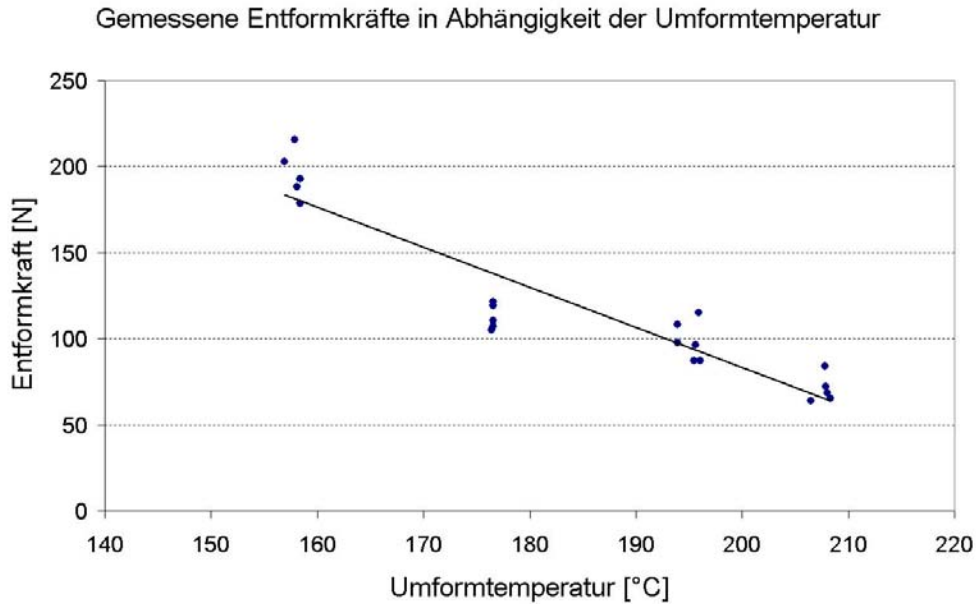


Abbildung 4.24b Gemessene Beeinflussung der Entformkraft durch die Umformtemperatur. Mit der Erhöhung der Umformtemperatur reduzieren sich die Entformkräfte. Eine Erhöhung der Umformtemperatur von 160 °C auf 210 °C reduziert die Entformkräfte auf ca. 33 %.

4.4.1.4 Der Einfluß der Prägekraft auf die Entformkraft

Der Einfluß der Prägekraft auf die Entformkraft ist nach den Messergebnissen dagegen weniger stark ausgeprägt (Abbildung 4.25b). Die Messergebnisse weisen eine hohe Streuung auf. Trotzdem ist die Tendenz zu erkennen, daß mit höheren Prägekräften die Entformkräfte ansteigen. Für eine Umformtemperatur von 180 °C zeigte sich zwischen der Prägekraft von 25 kN und 100 kN eine Steigerung der Entformtemperatur um ca. 10 %.

Demgegenüber zeigt die Theorie eine lineare Abnahme der Entformkräfte mit der Prägekraft. Dies ist nach dem Verständnis der Substrathaftung und der Schwindung der Restschicht durch die Nachdruckkraft zu erwarten. Möglicherweise lag die Diskrepanz zwischen Messung und Theorie an den in der Realität vorhandenen Oberflächenrauigkeiten, in die sich Material unter höherem Druck anlagert und die Entformung erschwert.

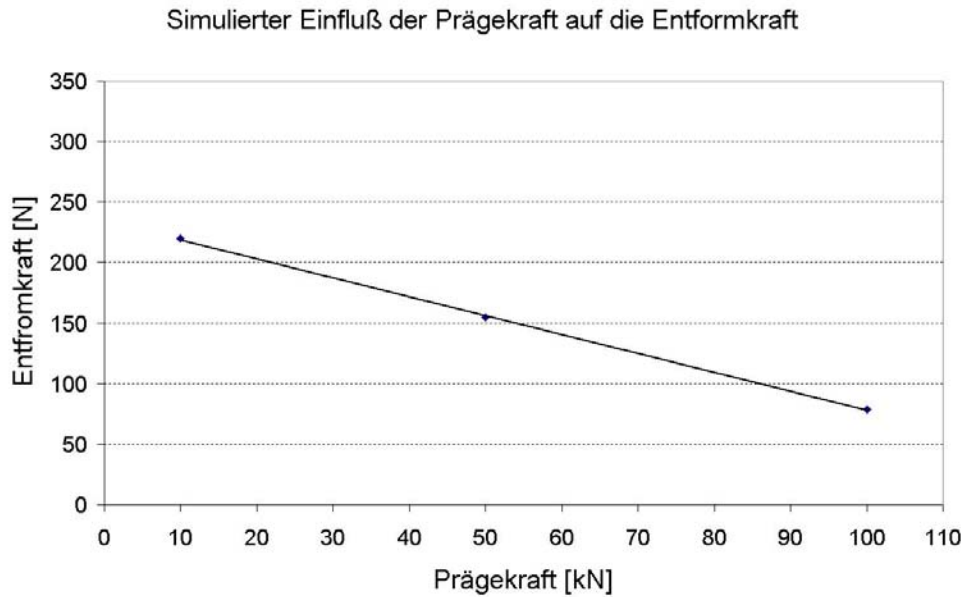


Abbildung 4.25a Simulierter Einfluß der Prägekraft auf die Entformkraft. Nach der Theorie ist mit zunehmender Prägekraft eine verminderte Entformkraft zu erwarten. Eine Erhöhung der Prägekraft von 25 kN auf 100 kN reduziert die Entformkraft auf 35 %.

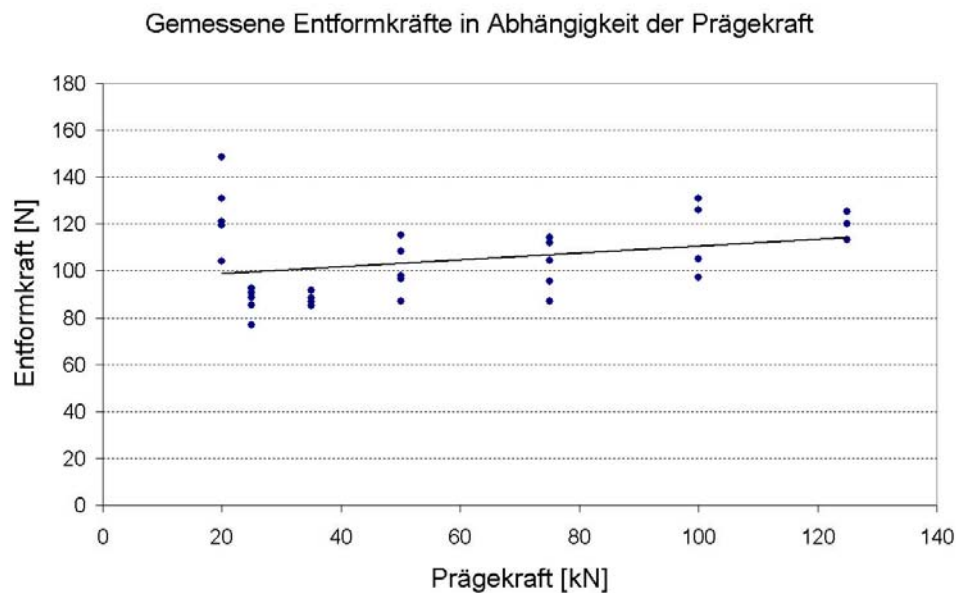


Abbildung 4.25b Gemessene Beeinflussung der Entformkraft durch die Prägekraft. Mit zunehmender Prägekraft wurde eine um ca. 10 % höhere Entformkraft gemessen. Die Meßwerte wiesen jedoch eine hohe Streuung auf. Die Ursache für die mit der Prägekraft ansteigenden Entformkräfte könnte durch Oberflächenrauheiten des Werkzeugs begründet werden. Die Oberflächenrauheiten werden durch höheren Druck mit Schmelze gefüllt. Das Polymer verzahnt sich und die Haftung wird erhöht.

4.4.1.5 Der Einfluß der Entformgeschwindigkeit auf die Entformkraft

Die Simulationsergebnisse zeigen im Vergleich zum Einfluß der Temperaturen keine signifikante Abhängigkeit (Abbildung 4.26a). Mit zunehmender Entformgeschwindigkeit ist eine geringe Abnahme der Entformkräfte zu verzeichnen. Für den Wertebereich von 0.5 *mm/min* und 10 *mm/min* liegt die Abnahme lediglich bei ca. 5 %. Die Messung der Entformkräfte in Abhängigkeit der Entformgeschwindigkeit zeigte dagegen eine Zunahme der Entformkräfte mit der Geschwindigkeit (Abbildung 4.26b).

Im gemessenen Bereich von 0.5 *mm/min* bis 4 *mm/min* erhöht sich die Entformkraft um ca. 50 %. Nicht auszuschließen ist jedoch, daß, bedingt durch die zu beschleunigenden Massen (Maschinentraverse, Kühleinheit), Trägheitskräfte zu Beginn des Entformvorgangs die Messungen verfälschen.

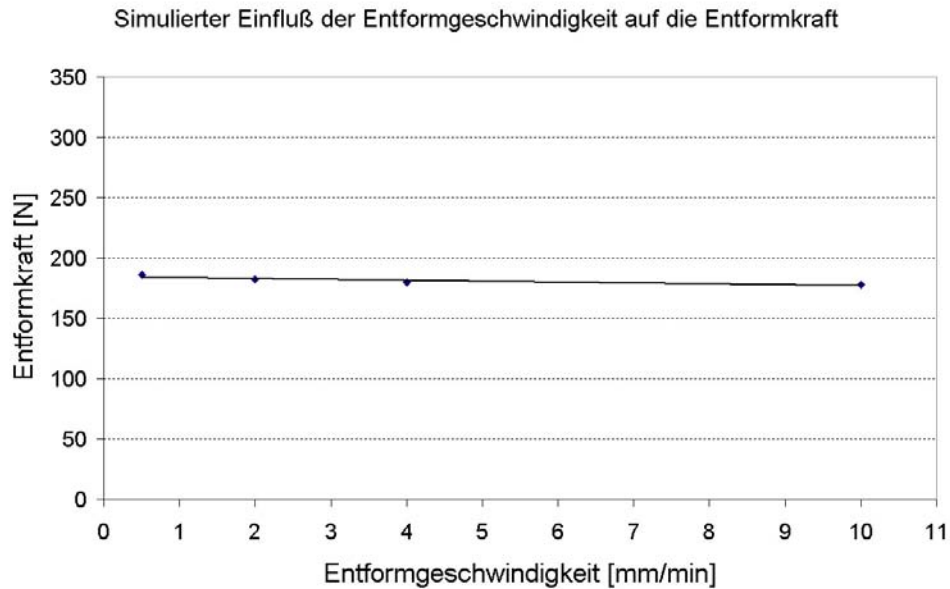


Abbildung 4.26a Simulierter Einfluß der Entformgeschwindigkeit auf die Entformkraft. Die Simulation zeigt im dargestellten Geschwindigkeitsbereich nur eine geringfügige Abnahme in der Größe von ca. 5 %.

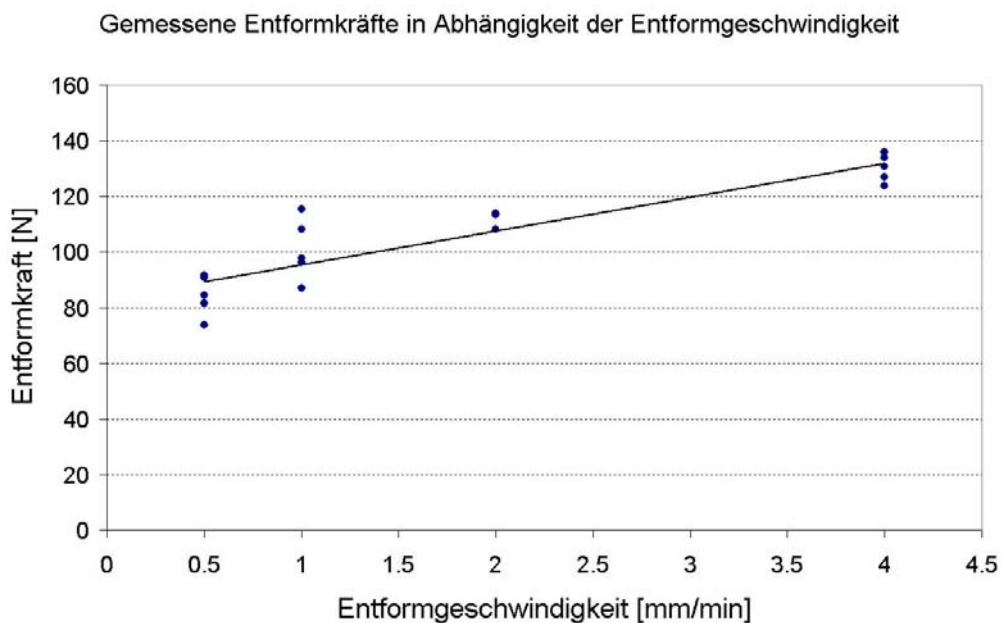


Abbildung 4.26b Gemessene Beeinflussung der Entformkraft durch die Entformgeschwindigkeit. Eine Erhöhung der Entformgeschwindigkeit von 0.5 *mm/min* auf 4 *mm/min* zeigte eine Zunahme der Entformkraft von ca. 50 %. Möglicherweise werden die Meßergebnisse durch gemessene Trägheitskräfte der beschleunigten Massen (Substratplatte, Heiz- und Kühleinheit, Traverse) verfälscht.

4.4.1.6 Der Einfluß der Kühlgeschwindigkeit auf die Entformkraft

In der Simulation wurde die Abkühlgeschwindigkeit von 0.25 °K/s bis 1.5 °K/s variiert. Dabei wurde von einer Umformtemperatur von 180 °C und einer Entformtemperatur von 90 °C ausgegangen. Wie in Abbildung 4.27 dargestellt, ist mit einer Verringerung der Abkühlgeschwindigkeit eine Reduzierung der Entformkräfte zu erzielen. Im dargestellten Bereich ist eine Reduzierung um ca. 25 % möglich. Die Kühlrate der Heißprägemaschine HEX03 ist durch die Auslegung des Kühlsystems im Mittel auf 0.375 °K/s festgelegt und kann nur bedingt mit geringeren Kühlraten beaufschlagt werden. Daher ist eine unmittelbare Kontrolle der Simulationsergebnisse nicht möglich. Die Ergebnisse der Simulation, eine Reduzierung der Entformkräfte durch längere Kühlzeiten, erscheinen jedoch plausibel.

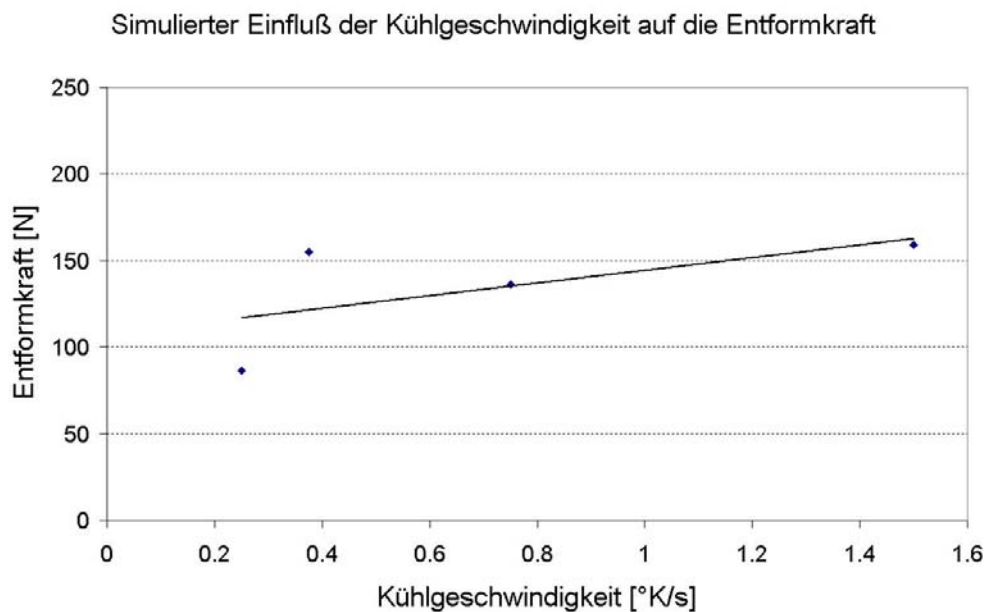


Abbildung 4. Simulierter Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die Entformkraft. Mit abnehmender Kühlgeschwindigkeit ist eine Verringerung der Entformkraft zu erwarten. Die Abkühlgeschwindigkeit der Heißprägemaschine HEX03 liegt im Mittel bei 0.37 °K/s.

4.4.1.7 Der Einfluß der Restschichtdicke auf die Entformkraft

Wie bereits in Abschnitt 4.2.2. erhöht sich die Schwindung mit dem Dicke der Restschicht. Aus diesem Grund erhöht sich mit zunehmender Restschichtdicke auch die Entformkraft, da die Restschichtschwindung die Anpreßkräfte zwischen Werkzeug und Mikrostrukturen beeinflusst. Die Simulationsergebnisse sind in Abbildung 4.28 abgebildet. Der Unterschied in den Entformkräften zwischen einer Restschicht von 50 µm und 200 µm beträgt ca. 400 % .

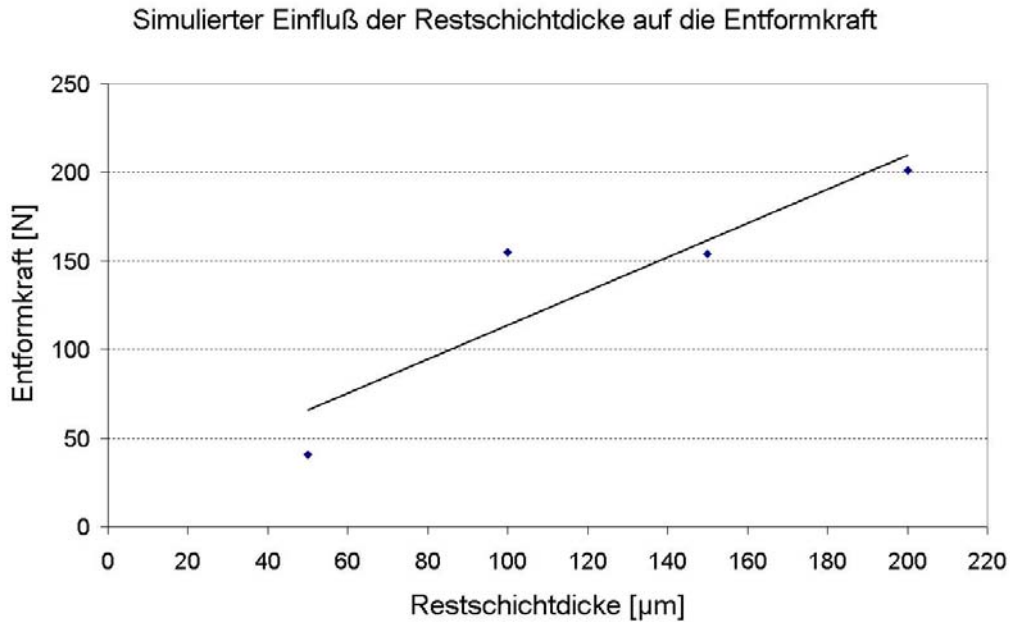


Abbildung 4. Simulierter Einfluß der Restschichtdicke auf die Entformkraft. Mit zunehmender Restschichtdicke erhöht sich die Schwindung und damit auch die Entformkräfte. Zwischen Bauteilen mit einer Restschicht von 50 μm Dicke und einer Restschicht von 200 μm Dicke zeigt sich eine Steigerung der Entformkraft um ca. 400 %.

4.4.1.8 Bewertung der Simulations- und Meßergebnisse

Aus der Simulation und den Messungen geht hervor, daß Hinterschnitte, Seitenwandneigung und Substrathaftung entscheidende Einflußgrößen auf die Entformkraft darstellen, die durch die Prozeßparameter allein nicht kompensiert werden können. Im Vergleich zum optimalen Entformprozeß können im ungünstigsten Fall die Entformkräfte um ein vielfaches höher liegen. Für das getestete Material (PMMA BASF Lucryl G77Q11) lassen sich die folgenden Tendenzen zur Reduzierung der Entformkräfte angeben:

- Tendenziell sollte mit hohen Temperaturen abgeformt werden. Für das vorliegende Material ist ein Temperaturniveau von 200 - 210 °C anzusetzen. Oberhalb dieser Temperatur ist aufgrund der geringen Viskosität und der möglicherweise vorhandenen Oberflächenrauigkeiten mit verstärkten Klebeeffekten zu rechnen, die ein Entformen stark behindern.
- Die Entformtemperatur sollte aufgrund der Schwindungsdifferenzen zwischen Werkzeug und Polymer so nahe wie möglich am Glasübergangspunkt gewählt werden. Berücksichtigt werden muß dabei die Geometrie des Werkzeuges. Geringste Entformkräfte sind bei einer Entformtemperatur von 100 °C beobachtet worden, d.h. 10 °K unterhalb der Glasübergangstemperatur von 110 °C. Sind jedoch Hinterschnitte vorhanden, so besteht die Gefahr der Überdehnung, ggf. ist die Temperatur zu reduzieren, um eine höhere Zugfestigkeit des Materials zu erhalten.
- Durch eine Erhöhung der Prägekraft können Schwindung und Entformkräfte reduziert werden. Die Prägekraft sollte daher über dem zum Füllen der Kavitäten notwendigen Druckniveau liegen. Für 100 kN konnten in der Simulation deutlich reduzierte Entformkräfte simuliert werden. Jedoch ist zu beachten, daß durch die Durchbiegung des Werkzeuges die Einflüsse der Sei-

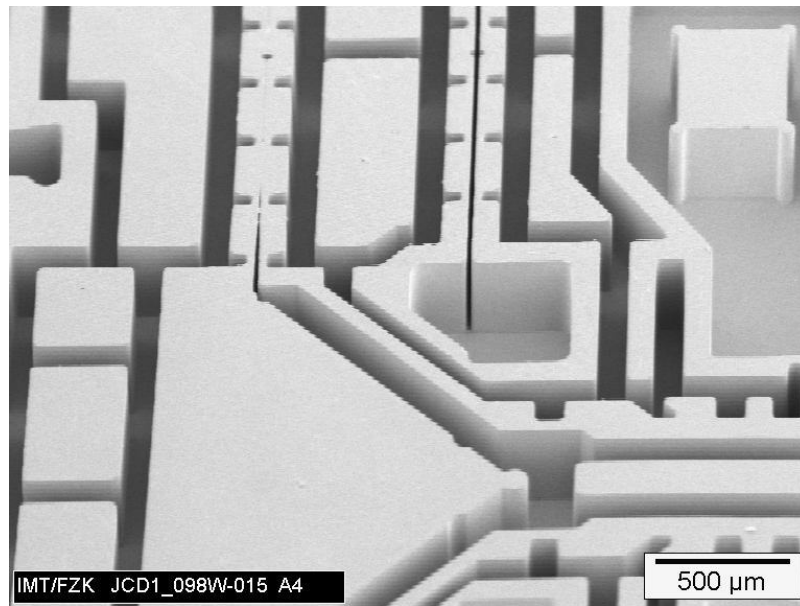
tenwandneigungen zu hohen Entformkräften führen. Konstruktive Lösungen können das Problem jedoch eingrenzen (Abschnitt 5).

- Die Entformgeschwindigkeit trägt in dem betrachteten Bereich nur in geringerem Maße zur Entformkraft bei. Die Simulation zeigte keinen nennenswerten Einfluß, die Messung zeigte eine Zunahme mit der Entformgeschwindigkeit. Polymere weisen jedoch bei geringeren Dehnungsgeschwindigkeiten eine reduzierte Streckgrenze auf, was tendenziell höhere Entformgeschwindigkeiten nahelegt.
- Für geringe Entformkräfte ist es günstiger, eine geringe Abkühlgeschwindigkeit zu wählen, da sich Spannungen über Relaxation mit zunehmender Zeit stärker abbauen.
- Mit dünnerer Restschicht reduzieren sich die Entformkräfte. Unterstützend wirken dabei hohe Temperaturen, hohe Prägekräfte und angepaßte Nachdruckzeiten, in denen die Restschicht durch den Kriechvorgang reduziert werden kann.
- Eine entscheidende Bedeutung zur Reduzierung von Entformkräften kommt der Haftung der Restschicht auf dem Substrat zu. Nicht die Haftung in Normalenrichtung steht im Vordergrund, sondern die Haftung in der Substratebene. Eine möglichst hohe Reibung verhindert in Kombination mit der Nachdruckkraft die radiale Schwindung der Restschicht. Im Idealfall, bei vollständiger Haftung und idealem Werkzeug ohne Hinterschnitte, sind in der Theorie die Entformkräfte nahezu nicht vorhanden, da die Bewegung der Restschicht der von Werkzeug und Substrat entspricht (gleiches Material von Werkzeug und Substrat vorausgesetzt). Durch konstruktive Maßnahmen kann die Substratbewegung reduziert werden (Abschnitt 5).
- Hinterschnitte erhöhen die Entformkräfte bereits ab einer Größe von ca. $0.25 \mu\text{m}$ deutlich, Seitenwandneigungen führen bereits ab ca. 0.5° zu deutlich negativen Einflüssen. Die Durchbiegung des Werkzeuges während des Prägevorgangs ist daher auf ein Minimum zu reduzieren.

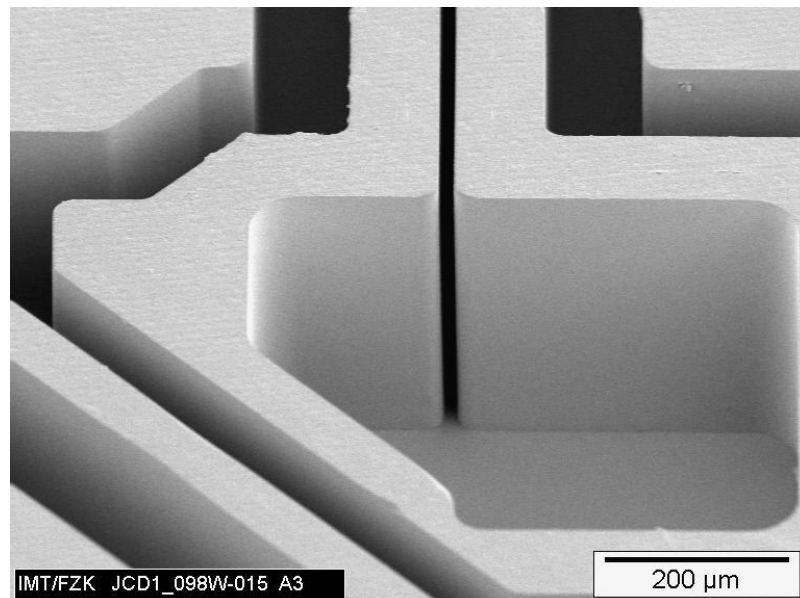
Der Optimierung der Entformkräfte kommt insbesondere bei freistehenden Strukturen mit hohen Aspektverhältnissen und kleiner Querschnittsfläche ein große Bedeutung zu. Die Prozeßparameter können über Entformbarkeit oder Nicht-Entformbarkeit entscheiden. Strukturen mit kleineren Aspektverhältnissen und größeren Querschnitten können vermehrt Entformkräfte übertragen und verhalten sich gegenüber den angesprochenen Parametern toleranter.

4.4.2 Verifikation der Ergebnisse anhand eines praktischen Beispiels

Die in Abschnitt 4.4.1 ermittelten Ergebnisse wurden anhand eines praktischen Beispiels verifiziert. Basis bildete der Formeinsatz eines miniaturisierten Fourier Transformationsspektrometers. Die Strukturen erreichten eine Höhe von $412 \mu\text{m}$, das Aspektverhältnis lag je nach Struktur zwischen 5 und 8. Das Interesse galt einem $12 \mu\text{m}$ breiten Spalt zwischen zwei $412 \mu\text{m}$ hohen Wänden (Abbildung 4.29). Mit typischen Abformparametern war ein Entformen der Strukturen nicht möglich, die Strukturen wurden durch den Entformvorgang zerstört.



a) Ausschnitt aus dem Formteil



b) Detailansicht des Spaltes

Abbildung 4.29 Abgeformte Strukturen eines Fourier Transformationsspektrometers. Die Strukturhöhe beträgt 412µm. Kritische Strukturen sind 12 µm breite Gräben.

Im nächsten Schritt wurden die Prozeßparameter entsprechend der Simulationsergebnisse angepaßt. Bei einer Umformtemperatur von ca. 210°C und einer Kraft von 150 kN wurden die Strukturen vollständig befüllt und gleichzeitig eine dünne Restschicht erzeugt. Dadurch wurde eine geringe Schwindung des gesamten Formteils gewährleistet. Die Entformtemperatur lag unmittelbar am Glasübergangspunkt von ca. 110°C. Die Entformtemperatur mußte sehr exakt eingehalten werden. Bereits eine Abweichung von 2°C entschied über zu hohe Entformkräfte oder überdehnte Strukturen aufgrund des zu geringen E-Moduls am Glasübergangspunkt.

5 Optimierungspotential

Mit dem Verständnis aus der Simulation und den aus Meßreihen gewonnenen Erkenntnissen lassen sich Ansätze für die Optimierung des Verfahrens ableiten. Dabei lassen sich drei Bereiche voneinander trennen:

- Gewinnung von Prozeßkennwerten aus Materialanalysen,
- Reduzierung von Schwindung und Entformkräften durch veränderte Prozeßführung,
- Konstruktive Änderungen an Werkzeug und Substrat.

5.1 Optimierung auf der Basis von Materialdaten

5.1.1 Gegenüberstellung von Materialkennwerten

5.1.1.1 Verarbeitungsbereich ausgewählter Polymere

Die Prozeßführung des Heißprägens basiert auf dem thermischen Verhalten der verwendeten Thermoplaste. Ihre Materialparameter beeinflussen entscheidend das Ergebnis eines Abformvorgangs. So entscheiden sie z.B. durch ihre temperaturabhängigen Streckgrenzen über Entformbarkeit einer Struktur bei einer bestimmten Temperatur. Bereits auf der Basis von Materialdaten lassen sich erste Abschätzungen zu den Prozeßparametern durchführen.

Zur Abschätzung einer geeigneten Umformtemperatur lassen sich in einem ersten Schritt die Verarbeitungsbereiche – Glasübergangsbereich bis Zersetzungsbereich - der einzelnen Polymere aus Datenbanken ermitteln und voneinander abgrenzen. Für ausgewählte in der Heißprägetechnik verwendete Polymere ist dies in Abbildung 5.1 aufgezeigt. Dabei gilt es zu berücksichtigen, daß die Handelsbezeichnung der Halbzeuge nicht mit denen der darin enthaltenen Rohstoffe übereinstimmen. Durch eine DMTA - Analyse des Werkstoffes Lucryl G77 Q11 wurde die Glasübergangstemperatur zu 110°C bestimmt, der Beginn des Glasübergangsbereichs liegt bei ca. 100 °C.

Verarbeitungsbereich von Schmelzen

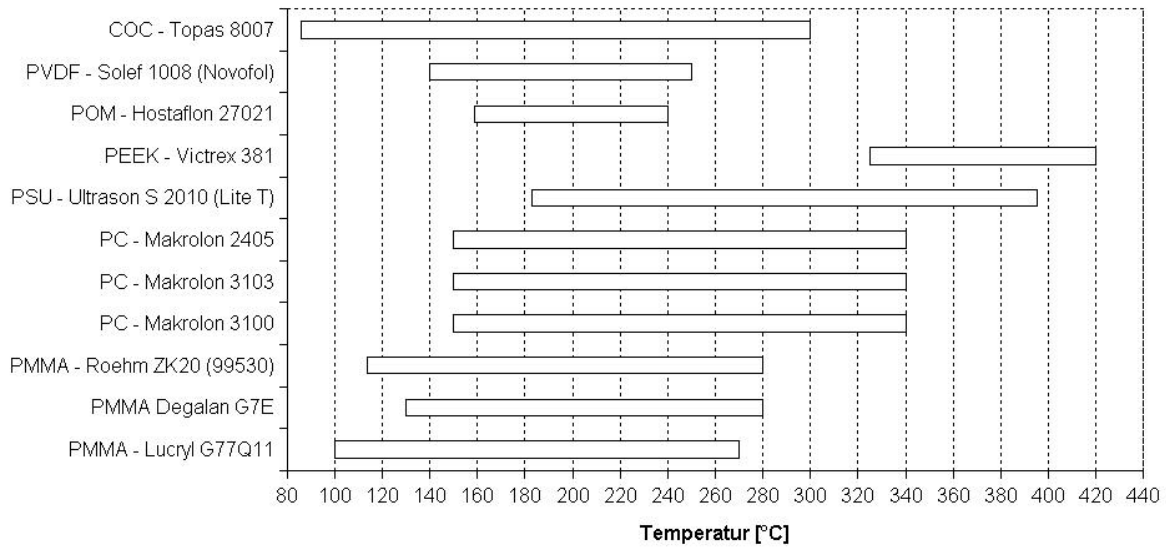


Abbildung 5.1 Temperaturfenster ausgewählter Polymere [Mold02]. Für die Bestimmung der Umformtemperatur sind die Verarbeitungsbereiche alleine nicht ausreichend

5.1.1.2 Viskositäts-Temperatur-Kennlinien zur Abschätzung des Verarbeitungsfensters

Der Verarbeitungsbereich nach Abbildung 5.1 bezieht sich lediglich auf den theoretisch möglichen Umformbereich. Die durchgeführten Messungen zeigten innerhalb dieses Bereiches eine Umformtemperatur, bei der sich die Entformkräfte auf ein Minimum reduzieren lassen. Oberhalb dieses Bereiches setzen, wahrscheinlich auf Grund der zu niedrigen Viskosität, Klebeeffekte ein, die ein Entformen stark behindern. Auf der Basis temperatur- und schergeschwindigkeitsabhängiger Viskositätskurven ist es möglich, die durch Messungen ermittelte Grenztemperatur auf andere Polymere zu übertragen. Das Vorgehen lässt sich anhand Abbildung 5.2 verdeutlichen. Für ausgewählte Polymere (PMMA, PC, PSU und PEEK) sind die temperaturabhängigen Viskositätswerte für eine im Heißprägen typische mittlere Schergeschwindigkeit von 10 1/s dargestellt. Die ausgewählte Schergeschwindigkeit repräsentiert im Mittel die Schergeschwindigkeiten während der Kavitätenbefüllung und der Verdrängung der Restschicht. Die Berechnung der Viskosität der einzelnen Polymere basiert auf dem Cross-WLF-Modell wie es in der Simulationssoftware MOLDFLOW verwendet wird. PMMA und PSU weisen eine exponentielle Abnahme der Viskosität auf während PC und PEEK eher lineares Verhalten zeigen.

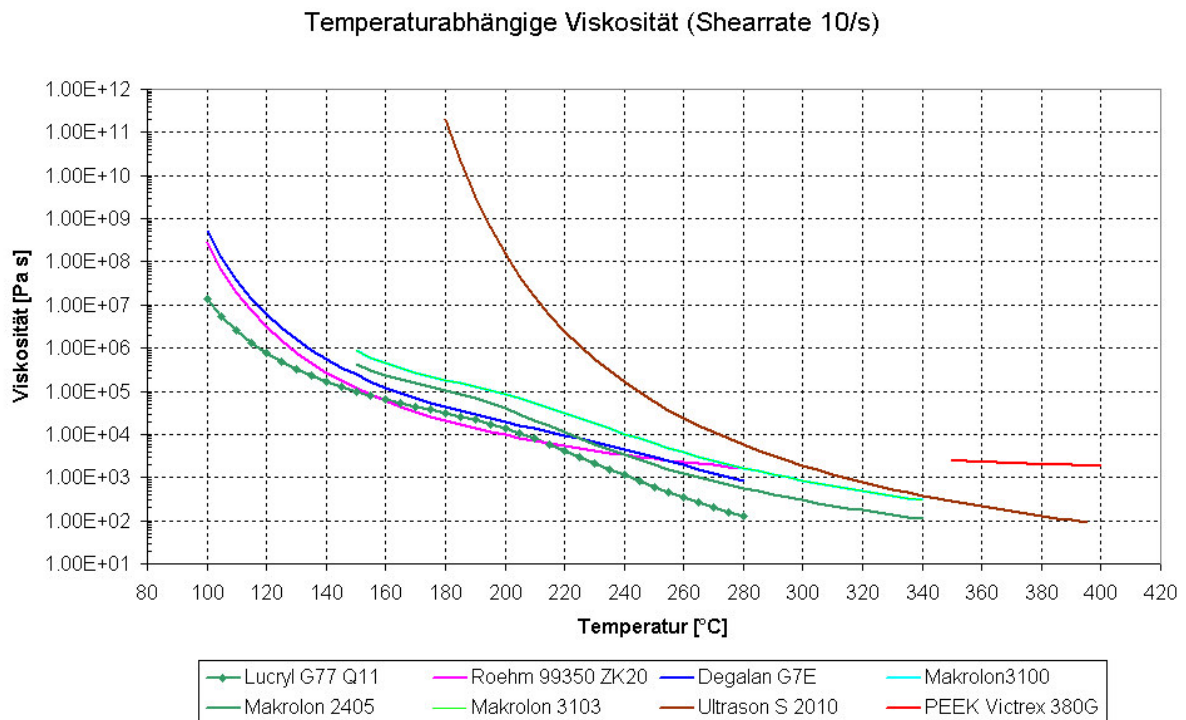


Abbildung 5.2 Temperaturabhängige Viskosität ausgewählter Polymere. Ist die Temperatur für ein Polymer bekannt, bei der auf Grund niedriger Viskosität Klebeeffekte eintreten, so kann die Temperatur auf andere Polymere übertragen werden.

Die Grenztemperatur wurde aus Messungen für PMMA G77Q11 mit ca. 210 °C bestimmt. Aus Abbildung 5.2 läßt sich dazu die Grenzviskosität von ca. $9 \cdot 10^3 \text{ Pa s}$ ermitteln. Unterhalb dieser Viskosität ist mit Klebeeffekten zu rechnen. Auf der Basis dieser Grenzviskosität kann die Temperatur auf andere Materialien übertragen werden:

Roehm ZK20 (99350)	→ 210 °C
Degalan G7E	→ 230 °C
Makrolon 2405	→ 230 °C
Makrolon 3103	→ 245 °C
PSU Ultrason S 2010	→ 275 °C

PEEK liegt mit der Viskosität niedriger als die Grenztemperatur und muß daher ein hohes Maß an Klebeeffekten aufweisen. Versuche bestätigten extreme Entformkräfte bei einer Temperatur innerhalb des Schmelzezustandes. Eine Abformung ist daher nur im Schmelzbereich mit geringerer Viskosität möglich, wie Experimente bestätigen.

Die angegebenen Werte sollen Richtwerte darstellen, da im Einzelfall die Eigenschaften der Werkzeuges mitberücksichtigt werden müssen. Die ermittelte Grenztemperatur basiert auf Messungen mit nur einem Werkzeug. Auch hier sollten weitere Messungen mit einem repräsentativen Querschnitt an Werkzeugen die Theorie untermauern. Die Aussagen stützen sich auf eine mittlere Schergeschwindigkeit von 10 1/s. Je nach Werkzeuggeometrie und Prägegeschwindigkeit können auch geringere Werte auftreten und damit die Viskositäten ansteigen. Die ermittelten Temperaturen müssen in diesem Fall nach unten korrigiert werden.

5.1.1.3 Materialabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten

Als Maß für die Schwindung kann für isotropes Materialverhalten der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient angesehen werden. Für unverstärkte amorphe Polymere bewegen sich die Werte dabei in einem relativ engen Rahmen von $0.6 \cdot 10^{-4}$ - $1 \cdot 10^{-4}$. Je nach Datenbank variieren die Angaben für ein und dasselbe Polymer. Abbildung 5.3 stellt die Werte der Ausdehnungskoeffizienten aus der Datenbank CAMPUS [Camp02] und MOLDFLOW gegenüber.

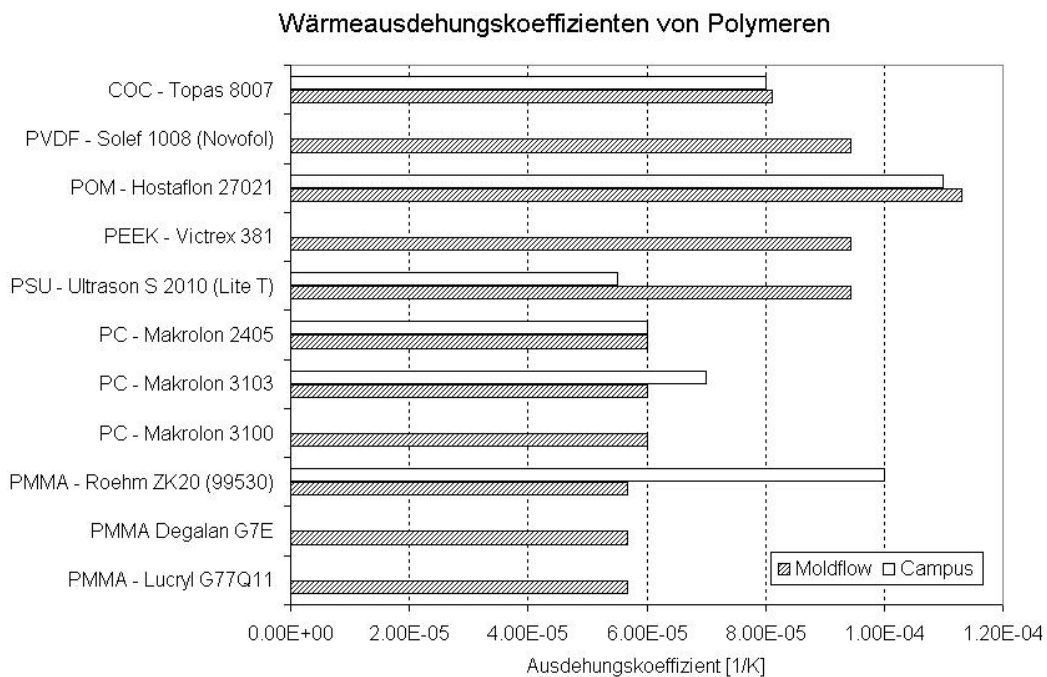


Abbildung 5.3 Wärmeausdehnungskoeffizienten ausgewählter Polymere. Die Angaben unterscheiden sich je nach Datenbank (MOLDFLOW und CAMPUS).

Die amorphen Polymere zeigen wie erwartet geringere Wärmeausdehnungskoeffizienten. Dabei sind die Unterschiede innerhalb der amorphen Polymere gering. Auf der Basis der MOLDFLOW Datenbank zeigt PMMA die geringsten Dehnungen, auf der Basis von CAMPUS zeigt PSU die besten Eigenschaften.

Eine deutliche Verringerung der Wärmeausdehnung wie auch die Reduzierung des anisotropen Verhaltens teilkristalliner Polymere ist durch faserverstärkte Polymere zu erreichen. Wärmeausdehnungskoeffizienten von ca. $0.2 \cdot 10^{-4}$ sind damit erreichbar. Jedoch bewegen sich die Faseranteile in der Größenordnung von ca. 1μ in der Nähe von Mikrokavitäten, so daß im Extremfall eine Kavitätenbefüllung nicht möglich ist. Jedoch zeigten Versuche mit faserorientiertem LCP durchaus das Potential, z.B. fluidische Strukturen abzuformen [Niel00]. Auf der Basis von faserorientierten Materialien wäre eine Reduzierung der Entformkräfte denkbar, gleichzeitig sind durch die Fasern höhere Zugkräfte während des Entformvorgangs übertragbar.

5.2 Schwindungsreduzierende Maßnahmen

5.2.1 Homogenisierung des Druckprofils

Der bestehende Verfahrensablauf ist gekennzeichnet von der Existenz freier Fließfronten und einer sich als Gleichgewichtszustand zwischen Prägekraft, Temperatur und Nachdruckzeit einstellender Restschichtdicke. Wie die Simulation in Abschnitt 3 zeigt, erzeugen freie Fließfronten eine inhomogene Druckverteilung und eine inhomogene Schwindung mit daraus resultierendem Verzug des Formteils. Werden die Fließfronten am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs von einer Begrenzung aufgehalten, so wird das Druckgefälle innerhalb des Formteils, insbesondere der Restschicht abgebaut. Der prinzipielle Zusammenhang kann durch ein einfaches kreisförmiges Bauteil mit einer Schichtdicke von $200\ \mu\text{m}$ demonstriert werden. Die Prägekraft wurde mit $10\ \text{kN}$ definiert, die Umformtemperatur lag bei $180\ ^\circ\text{C}$. Abbildung 5.4 verdeutlicht die zeitliche Veränderung der Druckverteilung in der Nachdruckphase sowie die daraus resultierende gleichmäßige Volumenschwindung.

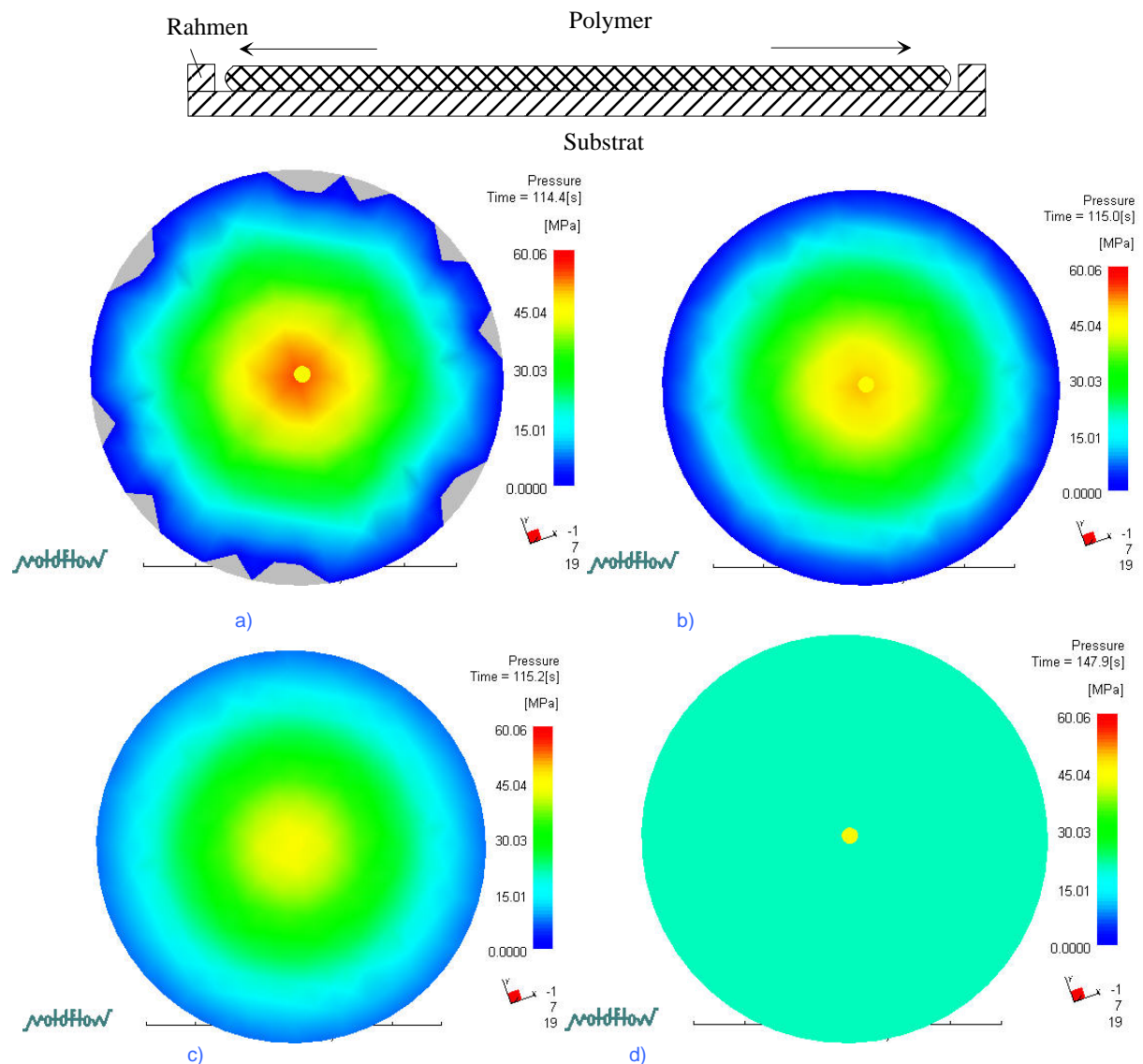


Abbildung 5.4 a-d, Druckverlauf während der weg- und kraftgesteuerten Prägephase für ein $200\ \mu\text{m}$ dünnes kreisförmiges Bauteil, das durch einen Rahmen begrenzt wird. Unmittelbar vor Erreichen des Rahmens sind freie Fließfronten vorhanden, es baut sich ein Druckgradient auf. Durch einen umlaufenden Rahmen wird das Druckprofil in der Nachdruckphase homogenisiert. Eine gleichmäßige Volumenschwindung ist die Folge, der Verzug wird reduziert.

Durch die homogene Druckverteilung resultiert eine gleichmäßige Schwindung des Formteils, die Schwindungsdifferenzen werden reduziert, der Verzug ist gering. Im vorliegenden Beispiel konnten auf Grund der Homogenisierung die zuvor bestehenden Schwindungsdifferenzen von ca. 1.4 % eliminiert werden wie in Abbildung 5.5 dargestellt.

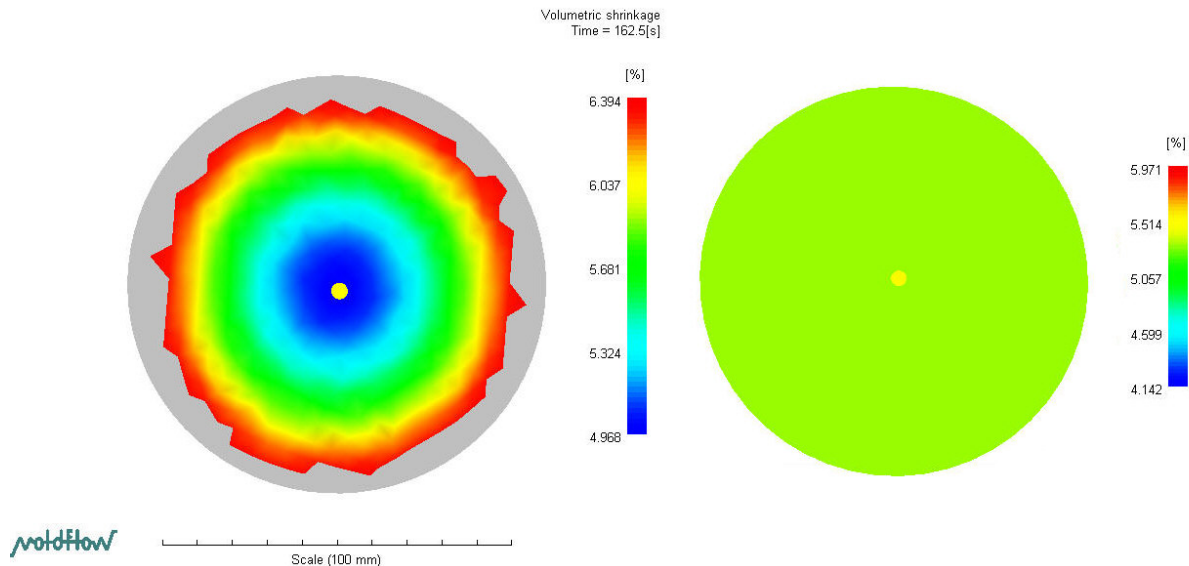


Abbildung 5.5 Gegenüberstellung der Volumenschwindung eines 200 μm dünnen kreisförmigen Bauteils. Die linke Abbildung zeigt die Schwindung basierend auf dem bisherigen Prägeverfahren mit freien Fließfronten und einem daraus resultierenden hohen Druckgradient. Die rechte Abbildung zeigt die resultierende Schwindung für den Fall der Benutzung eines Rahmens während des Prägens. Durch den Rahmen wird das Druckprofil homogenisiert, woraus sich eine homogene Schwindung über dem Bauteil einstellt.

Die Homogenisierung des Druckprofils durch einen Rahmen kann in der Praxis durch einen versetzten Einbau des Formeinsatzes in die Werkzeugplatte erreicht werden.

5.2.2 Design- und werkzeugtechnische Maßnahmen

In Abschnitt 4 wurde die Substrathaftung als eine entscheidende Einflußgröße auf die Höhe der Entformkräfte bestimmt. Wie aus der Simulation deutlich wurde, werden während des Entformens die äußersten Strukturen auf Grund der hohen Anpreßdrücke hoch belastet. Sie fangen einen Großteil der durch die Schwindung der Restschicht auftretenden Kräfte ab und entlasten die weiter innen gelegenen Strukturen. Um die äußeren Strukturen ebenfalls vor zu hohen Belastungen zu schützen, kann außerhalb des strukturierten Feldes eine Hilfsstruktur in Form einer umlaufenden Kavität eingearbeitet werden. Die umlaufende Kavität könnte zum Beispiel mechanisch in die Substratplatte eingearbeitet werden und sollte Entformschrägen aufweisen, um nicht zusätzliche Entformkräfte zu erzeugen. Alternativ ist es möglich, die Restschicht durch eine Klemmung am Schwinden zu hindern. Abbildung 5.6 verdeutlicht schematisch einen Lösungsvorschlag.

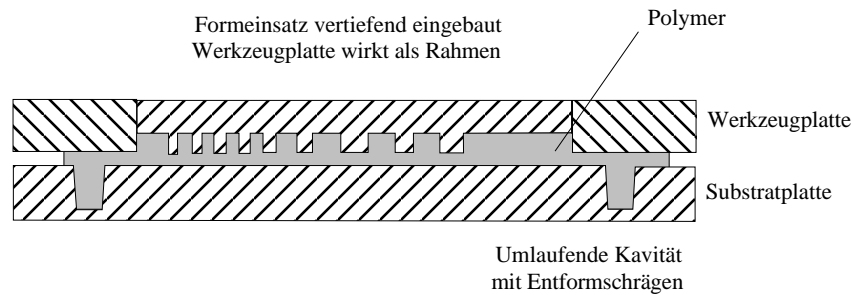


Abbildung 5.6: Lösungsvorschlag zur Schwindungsreduzierung der Restschicht. Auf der Substratplatte wird eine umlaufende Kavität mit Entformschrägen integriert. Durch den versetzten Einbau des Formeinsatzes wird eine Begrenzung geschaffen, die das Druckprofil im Formteil während der Nachdruckphase homogenisiert.

Die Auswirkungen der Randfixierung kann durch Simulation der Entformkräfte abgeschätzt werden. Dazu wurden die Randknoten der Restschicht in x-Richtung fixiert. Die Simulation berücksichtigt damit sowohl eine Begrenzung der freien Fließfronten durch einen umlaufenden Rahmen, so daß die Restschicht durch Kriechen nicht weiter verdrängt wird, als auch eine Randfixierung der Restschicht, die das Schwinden des Formteils behindert. Die Ergebnisse in Abbildung 5.7 zeigen, daß durch eine Randfixierung der Restschicht die Entformkräfte deutlich reduziert werden, sie erreichen Werte in der Größenordnung wie bei einer idealen vollständigen Haftung des Polymers auf dem Substrat.

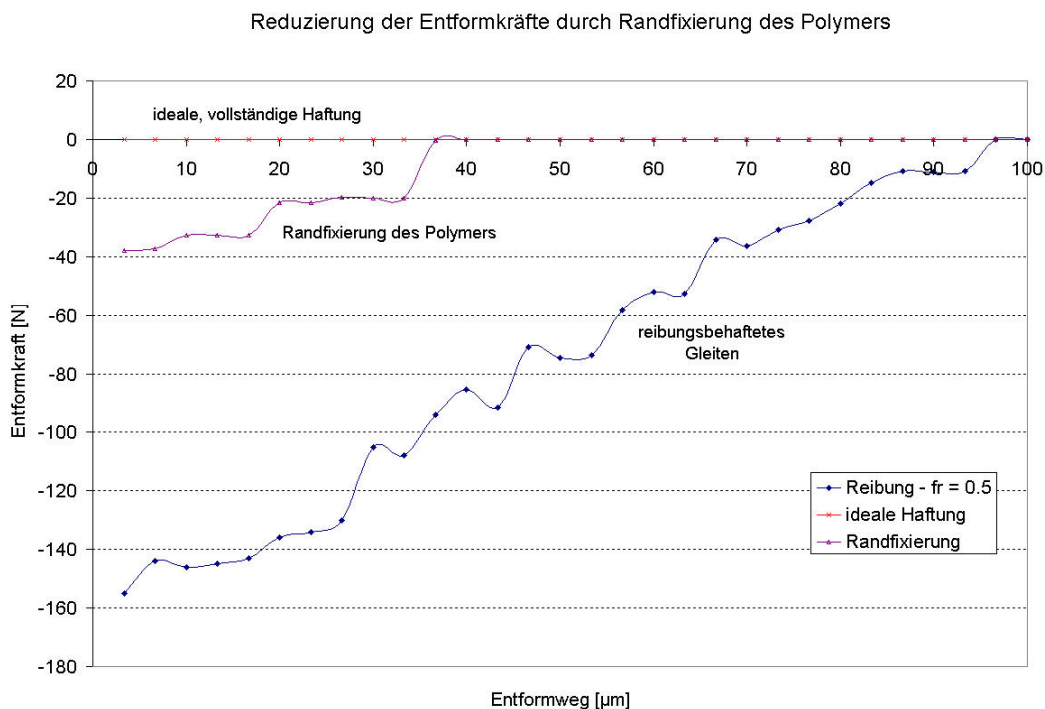


Abbildung 5.7: Reduzierung der Entformkräfte durch Randfixierung des Polymers. Mit einer Randfixierung der Restschicht reduzieren sich die Entformkräfte auf 25 %.

Mit dieser Option ist es auch möglich, die Prozeßvariante des isochoren Abkühlens zu realisieren. Der Rahmen sorgt gleichzeitig für einen definierten Abstand zwischen Werkzeug und Substrat. Mit entsprechend abgestimmten Materialmengen läßt sich ein definierter Druck innerhalb des Formteils aufbauen. Der Druck sollte so groß sein, daß am Ende des Abkühlvorgangs die 1 bar Isobare erreicht

wird. Ohne Randfixierung besteht jedoch die Gefahr, daß der Preßdruck nicht ausreicht, die Restschicht am Schwinden zu hindern. Die Entformkräfte wären in diesem Fall höher als bei der isobaren Abkühlung. Mit einer Randfixierung wird dieser Effekt vermieden.

Den beschriebenen Maßnahmen, insbesondere der Randfixierung, kommt mit steigender Prägefläche zunehmend eine große Bedeutung zu. Um die Schwindung zu reduzieren kann es nicht ausreichend sein, nur den Rand des Formteils zu fixieren. Daher sind zwischen den Strukturen einzelne Stützstrukturen sinnvoll wie schematisch in Abbildung 5.8 gezeigt.

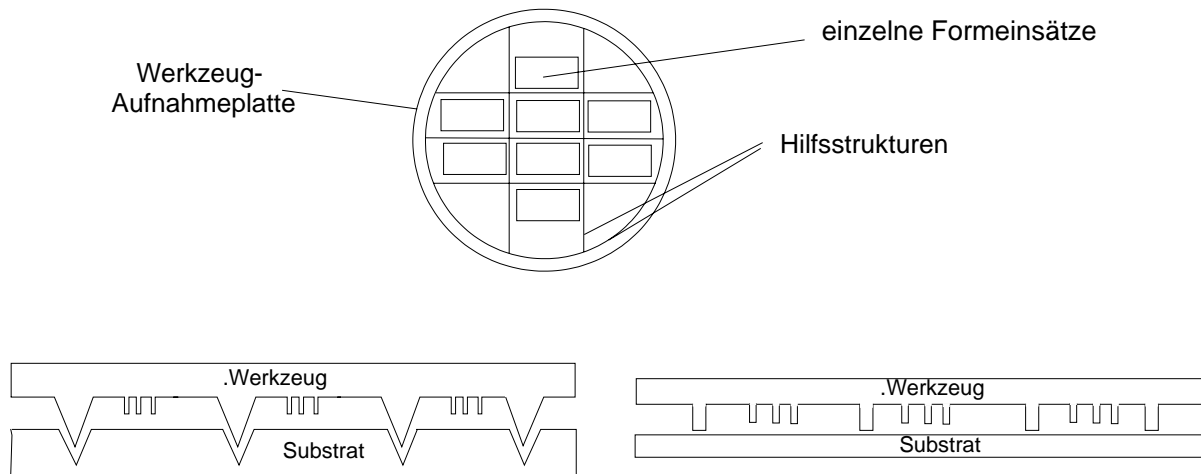


Abbildung 5.8: Vorschläge für konstruktive Maßnahmen zur Schwindungsreduzierung. Für große zu strukturierende Flächen ist eine rasterartige Trennung einzelner Bereiche sinnvoll. Werden die Hilfsstrukturen keilförmig ausgebildet, so kann im Vorfeld bereits eine Sollbruchstelle zur Vereinzelung von Mikrostrukturen geschaffen werden.

Um die Schwindung auch für großflächige Bauteile zu reduzieren, können Stützstrukturen zwischen einzelnen Strukturgruppen in Form eines Rasters eingefügt werden. Die Stützstrukturen nehmen die Schwindungskräfte teilweise auf und reduzieren die Kontaktspannungen zwischen Mikrostrukturen und Werkzeug. Idealerweise sind die Stützstrukturen mit Entformschrägen versehen, um nicht zusätzliche Entformkräfte hervorzurufen. Werden sie spitz zulaufend hergestellt, so kann gleichzeitig eine Vereinzelung einzelner Strukturgruppen eingeleitet werden. Die Hilfsstrukturen erzeugen eine lokale homogene Druckverteilung innerhalb des Rasters und reduzieren zusätzlich die Schwindungsdifferenzen innerhalb der mikrostrukturierten Bereiche.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel

Ziel der vorliegenden Arbeit bestand in der Analyse des Heißprägeverfahrens, dem Aufzeigen von Wirkzusammenhängen und dem Ableiten von Verbesserungspotentialen. Der Schwerpunkt der theoretischen und praktischen Analysen bezog sich auf den Entformprozeß, da während dieses Prozessschrittes die größte Gefahr der Zerstörung von Mikrostrukturen besteht.

Vorgehensweise und Randbedingungen

Die für eine Analyse notwendigen Simulationen wurden mit zwei Simulationswerkzeugen durchgeführt. Der Umformvorgang wurde aufgrund der Parallelen zum Spritzprägevorgang mit der kommerziellen Simulationssoftware MOLDFLOW MPI simuliert, das Entformverhalten wurde unter der FEM-Software ANSYS modelliert (Abbildung 6.1). Exemplarisch für die Untersuchungen wurde das Material PMMA Lucryl G77Q11 verwendet.

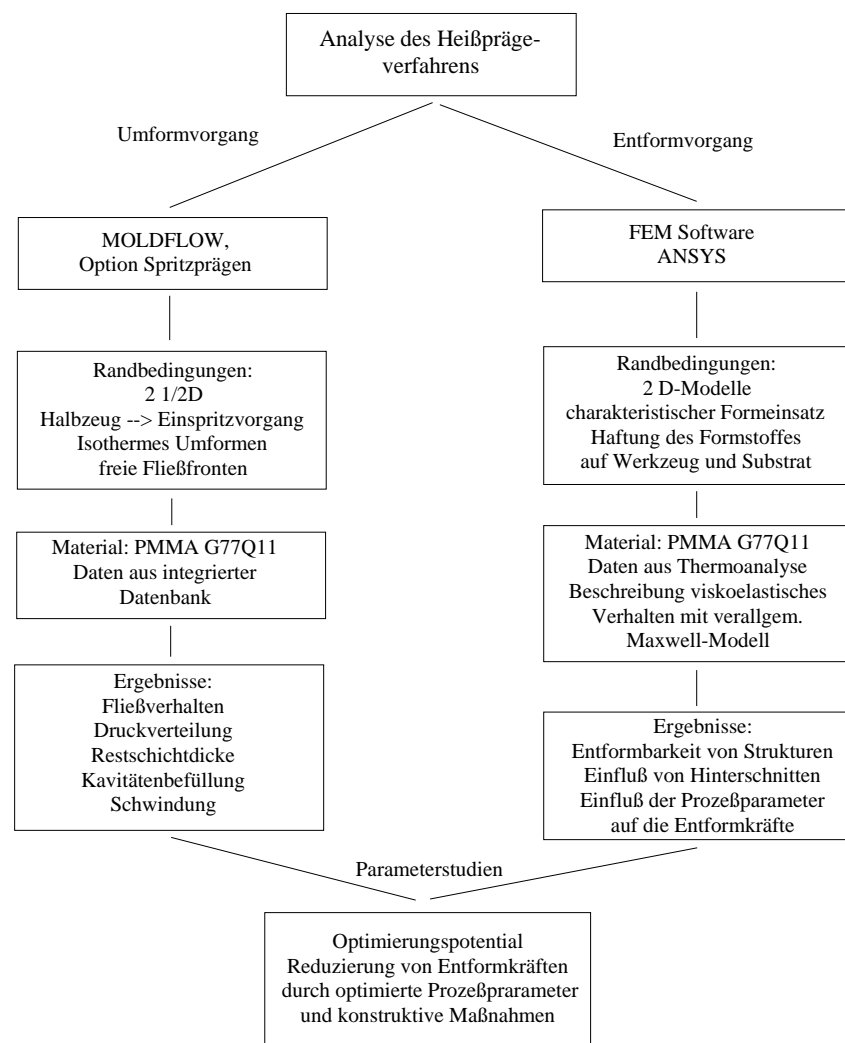


Abbildung 6.1 Schematische Darstellung der Vorgehensweise und der Randbedingungen. Für die Analyse des Heißprägeverfahrens wurden zwei Werkzeuge benutzt, die Ergebnisse aus beiden Simulationen bilden die Basis für die Optimierung des Heißprägeverfahrens.

Zusammenfassende Ergebnisse - Umformvorgang

- Durch Temperaturmessungen innerhalb eines Formeinsatzes und der Substratplatten wurde für die Heißprägemaschine JENOPTIK HEX03 eine homogene Temperaturverteilung am Ende der Aufheiz- und Abkühlphase nachgewiesen. Voraussetzung ist ein stationärer Zustand, der sich nach einer kurzen Haltezeit einstellt.
- Der Druckverlauf zeigt exemplarisch für ein ideales kreisförmiges Formteil einen parabolischen Verlauf über der Querschnittsfläche. Der Scheitelpunkt der Parabel liegt im Zentrum des Formeinsatzes und weist am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs den höchsten Druck auf. Nach Umschalten auf Kraftsteuerung werden die Druckspitzen durch den einsetzenden Kriechvorgang abgebaut, die Druck-Parabel weitet sich.
- Typische Schergeschwindigkeiten während des Prägens liegen in der Restschicht und bei typischen Mikrostrukturen bei max. 100 1/s, weit unter dem zulässigen Maximalwert für das Polymer von ca. 40 000 1/s.
- Die Restschichtdicken streben asymptotisch einem Grenzwert entgegen, die Restschichtdicke hängt nur von Prägekraft, Nachdruckzeit und Temperatur der Schmelze ab.
- Mit dem Konzept der repräsentativen Viskosität wurde auf der Basis des Cross-WLF-Viskositätsmodells der notwendige Druck berechnet, um Mikrokavitäten zu füllen. Die Einflüsse von Strukturquerschnitt, Prägegeschwindigkeit und Temperatur der Schmelze wurden in dem Modell berücksichtigt. Kritisch wird die Befüllung erst für Strukturen unterhalb einer Breite von ca. 5 μm . Durch die FEM-Simulation mit MOLDFLOW konnte das Füllverhalten von Mikrokavitäten innerhalb eines typischen Formeinsatzes bestimmt werden. Entsprechend des Druckgefälles während des weggesteuerten Prägevorgangs werden auf einem Formeinsatz die Kavitäten von innen nach außen gefüllt. Innerhalb der Strukturen bildet sich ein Druckgefälle aus, beginnend am Fuß der Strukturen mit dem Druck der Restschicht. Die Füllung der Kavitäten erfolgt bereits während der weggesteuerten Prägephase, die kraftgesteuerte Prägephase dient überwiegend dazu, die noch vorhandene Restschicht zu reduzieren.
- Freie Fließfronten während des gesamten Prägevorgangs sind Ursache des Druckgradientens über einem Formteil. Entsprechend der Druckverteilung entstehen Schwindungsdifferenzen, die einen tellerförmigen Verzug des Formteils bewirken. Die Ergebnisse der Simulation zeigten für ein typisches abgeformtes Bauteil eine Differenz der Volumenschwindung zwischen Zentrum und Rand von ca. 2%.

Zusammenfassende Ergebnisse - Entformvorgang

Schwerpunkte der Arbeit bildeten die Simulation der prozeßspezifischen Eigenschaften des Heißprä-geverfahrens, wie typische Werkzeugverformung während des Prägens, Einfluß der Substrathaftung auf das Entformverhalten sowie der eigentliche Entformvorgang. Mit dem Ziel der Prozeßoptimierung wurden zusätzlich der Einfluß der Prozeßparameter und Einflußgrößen der Heißprägemaschine auf die Entformkräfte untersucht. Es wurde ein Modell erstellt, das es erlaubt, Prozeßparameter und Einflußgrößen zu variieren, um damit die Bedingungen zu ermitteln, unter denen die Entformkräfte auf ein Minimum reduziert werden können. Voraussetzung für die Beschreibung des Entformverhaltens war die Charakterisierung des verwendeten Materials durch die Thermoanalyse und die Erstellung eines viskoelastischen Materialmodells.

Im Rahmen der Arbeit konnte nachgewiesen werden, daß die Werkzeugdurchbiegung während des Prägens zusätzliche Entformkräfte verursacht. Das Ergebnis der Simulation zeigt bei einer Kraft von 100 kN eine deutliche Durchbiegung des Werkzeuges von 40 μm . Wesentliche Ursache der Verformung ist der umlaufende verbleibende Spalt zwischen Werkzeug und Substrat. Durch die Verformung werden zusätzlich hohe Preßkräfte am Rand des Formteils erzeugt, das Formteil erhält eine Kontur analog der Biegelinie des Werkzeuges. Der anschließende Entformvorgang entlastet das Werkzeug, es kommt zu einem Winkelfehler zwischen den erstarrten Mikrostrukturen und Werkzeug, der zu erhöhten Entformkräften führt. Abhilfe ist durch die Nutzung eines Anschlages zwischen Werkzeug und Substrat gewährleistet.

Mit dem entwickelten Modell wurde das Schwinden des Polymers im Werkzeug und die anschließende Entformung anhand eines charakteristischen Formteils analysiert. Anhand des Modells wurde die Bedeutung der Substrathaftung ermittelt. Mit Beginn des Entformvorgangs wird der Nachdruck abgebaut, bei idealer Substrathaftung verbleibt das Formteil in der bisherigen Position, die lineare Schwindung wird durch die Haftung kompensiert, die Entformkräfte bleiben gering. Ist die Haftung nicht ausreichend, so schwindet das Formteil in Richtung Formteilmittelpunkt und es entstehen Kontaktspannungen zwischen Werkzeug und Formteil, die zu Entformkräften führen. Die Simulationen zeigten ein typisches Belastungsmuster während des Entformvorgangs, die Strukturen werden bereits bei Beginn des Entformvorgangs den höchsten Belastungen ausgesetzt, so daß ein Versagen in diesem Abschnitt am wahrscheinlichsten ist. Die am Rand angeordneten Strukturen weisen die höchsten Kontaktkräfte zwischen Werkzeug und Formeinsatz auf und sind daher auch den höchsten Belastungen ausgesetzt. Bereits die nächste Struktur ist wie auch die restlichen Strukturen wesentlich geringeren Anpreßdrücken ausgesetzt. Die Simulation zeigte, daß unter typischen bisher verwendeten Abformbedingungen freistehende Strukturen mit 20 μm Breite noch mit nur geringen Deformationen entformbar sind, 5 μm breite Strukturen bereits deformiert werden und abreißen.

In der Praxis ist es nicht auszuschließen, daß die Werkzeugwände Abweichungen von der Senkrechten aufweisen. Daher wurden in der Simulation Hinterschnitte und der Winkelfehler aufgrund der Werkzeugdurchbiegung berücksichtigt. Es zeigte sich, daß Hinterschnitte zu einer extremen Steigerung der Belastung von Mikrostrukturen führen. Ein Hinterschnitt von 1 μm führt bereits zum Abreißen von 20 μm breiten Strukturen, Hinterschnitte von 0.5 μm lassen noch Entformen von Strukturen unter plastischer Deformation zu. Entscheidend für die Deformation sind die Querschnittsflächen der Strukturen. Überzogene Kanten an Mikrostrukturen sind typisch für Hinterschnitte und können daher als ein Indiz für Hinterschnitte an Werkzeugen gewertet werden. Es zeigte sich, daß Hinterschnitte in der Größenordnung von 0.5 μm bereits zu einer extremen Steigerung der Entformkraft in der Größe von

600 % führen. Die Erhöhung der Entformkräfte durch die Seitenwandneigung von ca. 1° liegt bei ca. 250 % .

Aus der Simulation geht hervor, daß Hinterschnitte, Seitenwandneigung und Substrathaftung entscheidende Einflußgrößen auf die Entformkraft darstellen, die durch die Prozeßparameter allein nicht kompensiert werden können. Im Vergleich zum optimalen Entformprozeß können im ungünstigsten Fall die Entformkräfte um ein Vielfaches höher liegen. Unabhängig von Werkzeugeinflüssen interessieren die Maßnahmen, mit denen die Entformkräfte und damit die Belastung der Mikrostrukturen während des Entformvorgangs reduziert werden. Anhand des in der Arbeit entwickelten Modells wurden die einzelnen Parameter und Einflußgrößen hinsichtlich der Reduzierung der Entformkräfte bewertet.

- Die Entformtemperatur muß aufgrund der Schwindungsdifferenzen zwischen Werkzeug und Polymer so nahe wie möglich am Glasübergangspunkt gewählt werden. Je nach Struktur ist bereits ein Entformen direkt am Glasübergangspunkt des Polymers notwendig, um die Strukturen zu entformen.
- Mit zunehmender Umformtemperatur ist eine deutliche Reduzierung der Entformkräfte zu verzeichnen. Die geringsten Entformkräfte sind für PMMA G77Q11 bei 210 °C Umformtemperatur gemessen worden, oberhalb der Temperatur steigen die Entformkräfte durch Adhäsionsinflüsse drastisch an. Der Unterschied zwischen der Entformkraft bei einer Prägetemperatur von 160 °C zu der Entformkraft bei einer Umformtemperatur von 210 °C beträgt annähernd 300 %.
- Eine hohe Prägekraft verringert auf Grund der Schwindungsreduzierung die Entformkraft. Jedoch ist zu beachten, daß durch die Durchbiegung des Werkzeuges die Einflüsse der Seitenwandneigungen zu hohen Entformkräften führen.
- Die Simulation der Entformkraft in Abhängigkeit der Entformgeschwindigkeit zeigte in Anbetracht des verwendeten Reibungsmodells keine signifikante Abhängigkeit. Im gemessenen Bereich von 0.5 mm/min bis 4 mm/min erhöht sich dagegen die Entformkraft um ca. 50 %. Nicht auszuschließen ist jedoch, daß, bedingt durch die zu beschleunigenden Massen, Trägheitskräfte während des Entformvorgangs die Messungen verfälschen.
- Die Verringerung der Abkühlgeschwindigkeit von derzeit 0.375 °K/s auf 0.25 °K/s reduziert die Entformkräfte deutlich.
- Mit zunehmender Restschichtdicke erhöht sich die Entformkraft, da die dickenabhängige Restschichtschwindung die Anpreßkräfte zwischen Werkzeug und Mikrostrukturen beeinflusst. Der Unterschied in den Entformkräften zwischen einer Restschicht von 50 µm und 200 µm beträgt ca. 400 % .

Optimierungspotential

Auf der Basis temperatur- und schergeschwindigkeitsabhängiger Viskositätskurven ist es möglich, die durch Messungen ermittelte Grenztemperatur, ab der Klebeeffekte einsetzen, auf andere Polymere zu übertragen. Die Grenztemperatur für PMMA G77Q11 wurde aus Messungen mit 210 °C bestimmt. Daraus ergibt sich eine Grenzviskosität von ca. $9 \cdot 10^3$ Pa s. Unterhalb dieser Viskosität ist mit Klebeeffekten zu rechnen. Auf der Basis dieser Grenzviskosität lassen sich für weitere Materialien, die ebenfalls in der Heißprägetechnik Verwendung finden, die Grenztemperaturen bestimmen.

Roehm ZK20 (99350) → 210 °C, Degalan G7E → 230 °C, Makrolon 2405 → 230 °C,
Makrolon 3103 → 245 °C, PSU Ultrason S 2010 → 275 °C

Konstruktive Maßnahmen zur Schwindungsreduzierung

Freie Fließfronten bewirken eine inhomogene Druckverteilung und eine inhomogene Schwindung mit daraus resultierendem Verzug des Formteils. Werden die Fließfronten am Ende des weggesteuerten Prägevorgangs von einer Begrenzung aufgehalten, so wird das Druckgefälle innerhalb des Formteils, insbesondere der Restschicht, abgebaut.

Während des Entformvorgangs ist eine Entlastung der Strukturen zu erreichen, wenn außerhalb des strukturierten Feldes eine Hilfsstruktur in Form einer umlaufenden Kavität eingearbeitet wird. Die umlaufende Kavität könnte mechanisch in die Werkzeug- bzw. Substratplatten eingearbeitet werden und sollte Entformschrägen aufweisen, um nicht zusätzliche Entformkräfte zu erzeugen. Alternativ ist es möglich, die Restschicht durch eine Klemmung am Schwinden zu hindern. Die Auswirkungen der Randfixierung wurde durch Simulation der Entformkräfte abgeschätzt. Dazu wurden die Randknoten in x-Richtung fixiert. Der simulierte Prozeßabschnitt berücksichtigt damit einen umlaufenden Rahmen, so daß das Polymer durch Kriechen nicht weiter verdrängt wird sowie eine Randfixierung des Polymers. Die Ergebnisse zeigen, daß sich durch eine Randfixierung der Restschicht die Entformkräfte deutlich reduziert werden. Sie erreichen Werte in der Größenordnung wie bei einer idealen vollständigen Haftung des Polymers auf dem Substrat.

Ausblick

Mit der vorliegenden Arbeit konnten grundlegende Zusammenhänge des Heißprägeverfahrens aufgezeigt werden. Auf der Basis der durchgeführten Simulation des Entformverhaltens wurde ein Modell entwickelt, das die Beurteilung eines thermoplastischen Polymers hinsichtlich des Entformverhaltens erlaubt. Ausgehend von Materialdaten aus einer Thermoanalyse (DSC, DMA, Zugversuch) läßt sich über das vorliegende Modell an einem Referenz-Formeinsatz die Entformbarkeit von Strukturen bewerten (Abbildung 2).

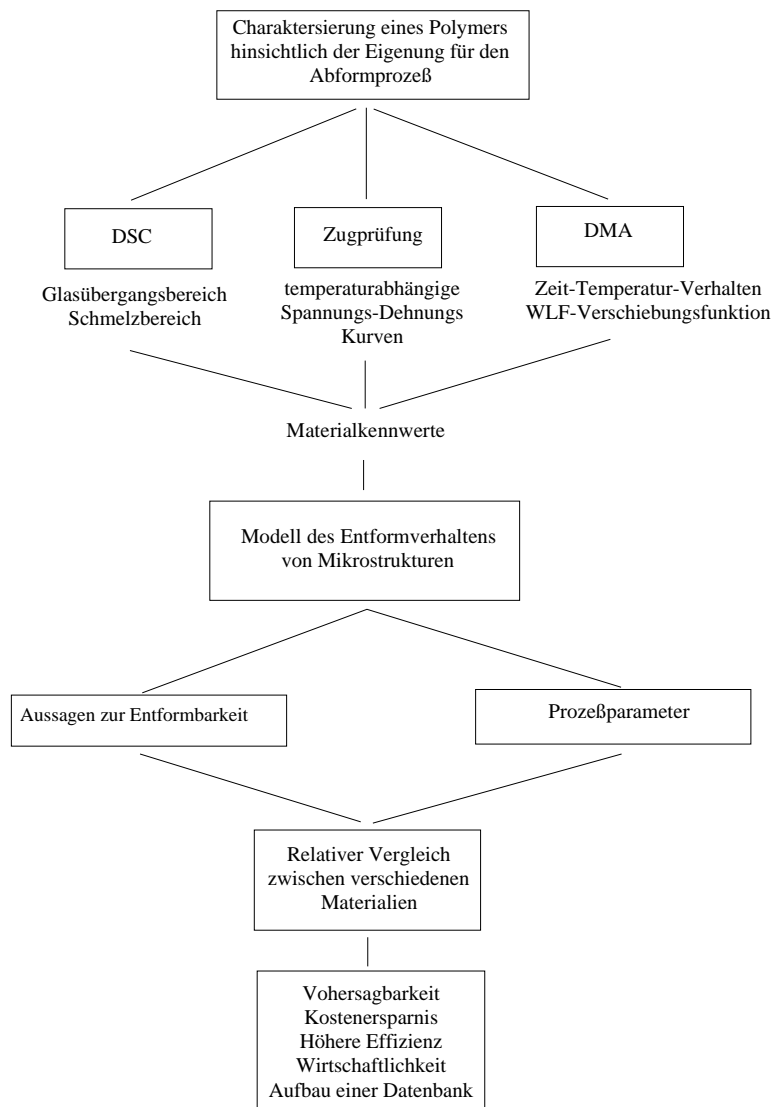


Abbildung 2 Schema zur Beurteilung eines thermoplastischen Polymers hinsichtlich der Entformbarkeit. Ausgehend von den gemessenen Materialeigenschaften werden die für das Modell notwendigen Kennwerte ermittelt. Die damit durchgeführte Simulation des Entformvorgangs anhand eines Referenzwerkzeuges gestattet vergleichende Aussagen zu Entformbarkeit und erlaubt eine erste Abschätzung der Prozeßparameter. Damit ist ein erstes Maß an Vorhersagbarkeit des Entformverhaltens gegeben, was sich in einer Effizienzsteigerung des Verfahrens ausdrückt. Mit den ermittelten Daten läßt sich in Zukunft eine abformspezifische Datenbank aufbauen.

Für das Modell ergeben sich in Zukunft weitere Verbesserungspotentiale:

- Ermittlung numerischer Reibkoeffizienten für die Haftungseigenschaften von Substraten, sowohl in der Substratebene als auch senkrecht dazu. Zusätzlich sind die Reibungskennzahlen zwischen Werkzeug und Formstoff unter realen Heißprägebedingungen zu ermitteln.
- Zusammenhängende Simulation des gesamten Prozesses. Dazu kann eine Schnittstelle zwischen MOLDFLOW und ANSYS geschaffen werden, oder der Prozeß wird vollständig in ANSYS modelliert. Für die Realisierung ist jedoch aufgrund der großen Netzverformung unbedingt ein remesh tool notwendig, welches in den nächsten ANSYS - Versionen realisiert werden wird.

7 Literatur

- [Ansy02] ANSYS FEM Dokumentation
ANSYS Inc., 2002
- [Benz99] Benzler, T.; Piotter, V.; Hanemann, T.; Mueller, K.; Norajitra, P.; Ruprecht, R.; Haus-
selt, J
Innovations in Molding Technologies for Microfabrication
SPIE conference on Micromachining and Microfabrication Process Technology V,
Santa Clara, California, September 1999
- [Both95] Both, A; Bacher, W.; Hecke, M.; Ruprecht, R.
Herstellung beweglicher LIGA-Mikrostrukturen durch positionierte Abformung,
Wissenschaftliche Berichte Forschungszentrum Karlsruhe FZKA 5671, Dissertation
A.. Both, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik 1995
- [Camp02] CAMPUS Materialdatenbank
M-Base Engineering + Software GmbH, 2002
- [Dagu01] Daguin, F.; Parage, G
Optimization of hot embossing parameters of polymer microcomponents
Diplomarbeit Daguin / Parage, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik
2001
- [Ehre99] Ehrenstein, G.W.
Polymer-Werkstoffe Struktur, Eigenschaften, Anwendung
Hanser Verlag, 2. Auflage 1999
- [Fing94] Finger, M.; Lauer, S.; Ruprecht, R.
*Statistische Untersuchungen der Steuergrößen des LIGA-Abformprozesses und deren
Einfluß auf die Qualität von PMMA-Strukturen*
Kernforschungszentrum Karlsruhe, Diplomarbeit M. Finger, Universität Karlsruhe, In-
stitut für Mikrostrukturtechnik 1994
- [Frie90] Friedrichs, B.; Friesenbichler, W.; Gissing, K.
Spritzprägen dünnwandiger thermoplastischer Formteile
Kunststoffe 80 (1990) 5, S. 583 - 587
- [Gale78] Gale, M.T.; Kane, J.; Knop, K.
*ZOD Images: Embossable Surface-Relief Structures for Color and Black-and-White
Reproduction.*
J. Appl. Photogr. Eng 4 (1978) 41, pp. 41-47
- [Hane00] Hanemann, T.; Hecke, M.; Piotter, V.
Current Status of Micromolding Technology
Polymer News, 2000, Vol. 25, pp. 224 - 229
- [Heck97] Hecke, M; Bacher, W.; Hanemann, T.; Ulrich, H.
Hot Embossing and Injection Molding for Microoptical Components
SPIE Conference, San Diego, Californien 1997
- [Hütt91] Czichos, H.
Hütte Die Grundlagen der Ingenieurwissenschaften
Springer Verlag, 29. Auflage, 1991
- [Jeno98] Bedienungsanleitung Heißprägemaschine HEX03
JENOPTIK Mikrotechnik GmbH, 1998
- [Juan02a] Juang, Y.; Lee, L, J; Koelling, K, W.
Hot Embossing in Microfabrication. Part 1: Experimental
Polymer Engineering and Science, March 2002, Volo.42, No.3, p.539-550
- [Juan02b] Juang, Y.; Lee, L, J; Koelling, K, W.
*Hot Embossing in Microfabrication. Part 2: Rheological Characterization and Process
Analysis*
Polymer Engineering and Science, March 2002, Vol.42, No.3, p.551-556

- [Kami76] Kaminski, A.
Messen und Berechnen von Entformungskräften an geometrisch einfachen Bauteilen
Kunststoffe 66 (1976) 4, S. 208 -214
- [Kast95] Kasten, K.
Theoretische und Experimentelle Untersuchungen der Restschichtdicke bei der Abformung von LIGA-Mikrostrukturen
Studienarbeit K. Kasten, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik 1995
- [Kerp94] Kerpe, S.
Simulation eines Abformvorgangs von LIGA-Mikrostrukturen durch FEM
Diplomarbeit S. Kerpe, Universität Karlsruhe, Institut für Zuverlässigkeit und Schadenskunde im Maschinenbau, 1994
- [Knap84] Knappe, W.; Lampl, A:
Zum optimalen Zyklusverlauf beim Spritzprägen von Thermoplasten
Kunststoffe 74 (1984) 2, S. 79 - 83
- [Koeh02] Köhler, U.
Persönliche Mitteilung, Forschungszentrum Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik, 2002
- [Krat01] Kratze, K. et. al.
Verbesserte Spritzgießsimulation
Kunststoffe 91 (2001) 11
- [Meng02] Menges, G.; Haberstroh; Michaeli; Schmachtenberg
Werkstoffkunde Kunststoffe
Hanser Verlag, 5. Auflage, 2002
- [Meng76] Menges, G.; Thienel, P.; Wübken, G.
Eine Abschätzmethode für die Relaxation von Molekülorientierungen in Kunststoffen
Kunststoffe 66 (1976) 1, S. 42 - 48
- [Meng81] Menges, G.; Bangert, H.
Messung von Haftreibungskoeffizienten zur Ermittlung von Öffnungs- und Entformungskräften bei Spritzgießwerkzeugen
Kunststoffe 71 (1981) 9, S. 552 - 557
- [Meng99] Menges, G.; Michaeli, W.; Mohren, P.
Spritzgießwerkzeuge – Anleitung zum Bau von Spritzgießwerkzeugen
Hanser Verlag 1999
- [Menz97] Menz, W.; Mohr, J.
Mikrosystemtechnik für Ingenieure
2. Auflage, VCH Verlagsgesellschaft 1997
- [Mich01] Michaeli, W.; Pfannschmidt, O.; Franz, A.; Vogt, N
Entwicklungen vorausberechnen - Prozesssimulation in der Praxis – eine Standortbestimmung
Kunststoffe 91 (2001) 7, S. 32 - 39
- [Mich93] Michel, A.; Ruprecht, R.; Harmening, M.; Bacher, W.
Abformung von Mikrostrukturen auf prozessierten Wafern
KfK Bericht 5171, Dissertation A. Michel, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik 1993
- [Mich99] Michaeli, W.
Schwindung und Verzug besser simulieren
Kunststoffe 89 (1999) 6, S. 70 - 74
- [Mold02] Moldflow MPI Dokumentation
Moldflow Corp. 2002
- [Müll62] Müller, H.
Der Einfluß der Viskosität auf den Preßdruck von Metallklebeverbindungen
Plaste und Kautschuk, 9. Jahrgang, Heft 7/1962, S. 330 - 332

- [Müll99] Müller, K. D.
Herstellung von beweglichen metallischen Mikrostrukturen auf prozessierten Silizium-wafern
Wissenschaftliche Berichte Forschungszentrum Karlsruhe FZKA 6254, Dissertation
K.D. Müller, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik 1999
- [Musc01] Muschalle, R.
Reibungsverhalten thermoplastischer Kunststoffe
Kunststoffe 99 (2001) 12, S. 48-54
- [Niel00] Nielsen, C.
Untersuchungen zum Fließverhalten von PMMA während des Heißprägevorgangs
Praktikumsbericht C. Nielsen, Forschungszentrum Karlsruhe, Institut für Mikrostruktur-
technik, 2000
- [Pahl95] Pahl, M.; Gleißle, W.; Laun, H.-M.
Praktische Rheologie der Kunststoffe und Elastomere
VDI-Verlag 1995
- [Saec98] Saechtling, H.; Oberbach, K.
Kunststoff Taschenbuch
Carl Hanser Verlag, 27. Ausgabe 1998
- [Scha03] Schaller, T.
Persönliche Mitteilung, Forschungszentrum Karlsruhe, Institut für Mikroverfahrens-
technik 2003
- [Thie78] Thienel, P.; Kemper, W.; Schmidt, L.
Praktische Anwendungsbeispiele für die Benutzung von p-v-T-Diagrammen
Plastverarbeiter 29 (1978) 12, S. 673 - 676
- [Thie78b] Thienel, P.; Schmidt, L.; Bogatz, V.
p, v, T-Diagramm - Beschreibung von Thermoplasten mit einfachen Funktionen
Maschinenmarkt 84 (1978) 89, S. 1735 - 1737
- [Thro99] Throne, J. L.; Beine, J.
Thermoformen – Werkstoffe Verfahren Anwendung
Hanser Verlag 1999
- [Truc02] Truckenmüller, R.
Herstellung dreidimensionaler Mikrostrukturen aus Polymermembranen
Dissertation R. Truckenmüller, Universität Karlsruhe, Institut für Mikrostrukturtechnik
2002
- [View75] Vieweg, R.; Esser, F.
Kunststoff-Handbuch, Band IX Polymetacrylate,
Hanser Verlag 1975
- [Wang00] Wang, H.; Kabanemi, K.; Salloum, G.
*Numerical and Experimental Studies on the Ejection of Injection-Molded Plastic Prod-
ucts*
Polymer Engineering and Science, March 2000, Vol. 40, No.3, pp. 826 - 840
- [Will55] Williams, M. L.; Landel, R. F.; Ferry, J., D.
*The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers
and Other Glass-forming Liquids*
Journal of Am. Che. Soc, 77 (1955), pp. 3701 - 3707
- [Yu02] Yu, L.; Koh, C. G.; Lee, J.; Koelling, K.; Madu, M.
*Experimental Investigation and Numerical Simulation of Injection Molding With Micro-
Features*
Polymer Engineering and Science, May 2002, Vol.42, No.5, pp. 871 - 888
- [Zoll76] Zoller, P.; Bolli, P.; Hersche, E.; Foppa, U.
Das p-v-T Diagramm von Polystyrol
Kunststoffe 66 (1976) 6, S. 363 - 367

8 Anhang

Maschinenspezifische Einflußgrößen Heißprägemaschine Jenoptic HEX03

Federkennlinien - Vakuumkammer HEX03

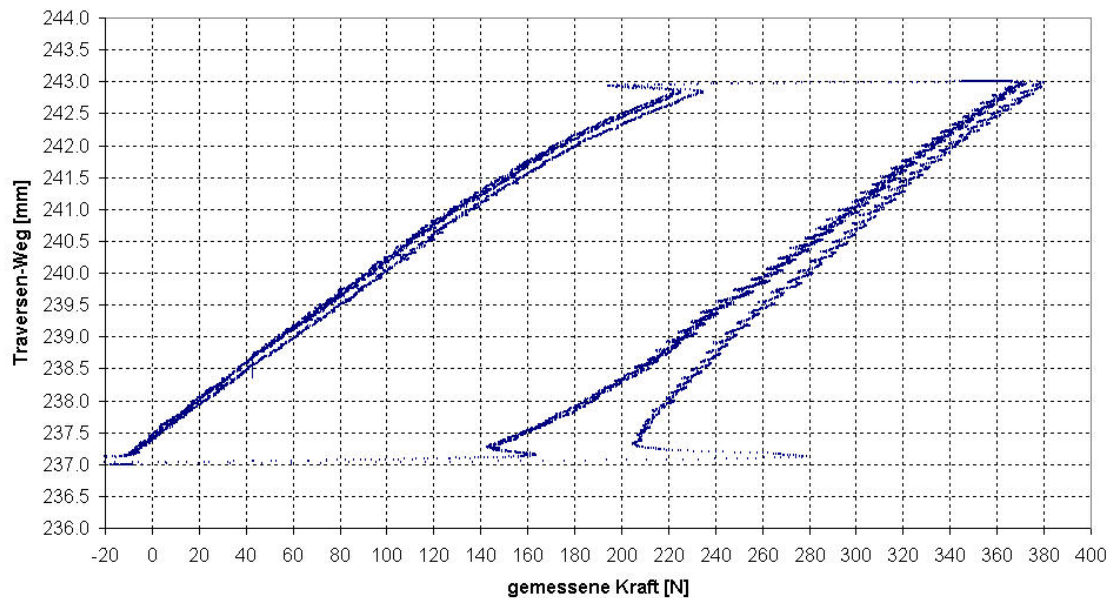


Abb. A1 Federkennlinien der Vakuumkammer. Aus Messungen wurde die Federkonstante zu 34 N/mm bestimmt.

Temperaturabhängige Dehnung HEX03 bei 100 kN

Kühlung von 180 °C auf ca. 80 °C

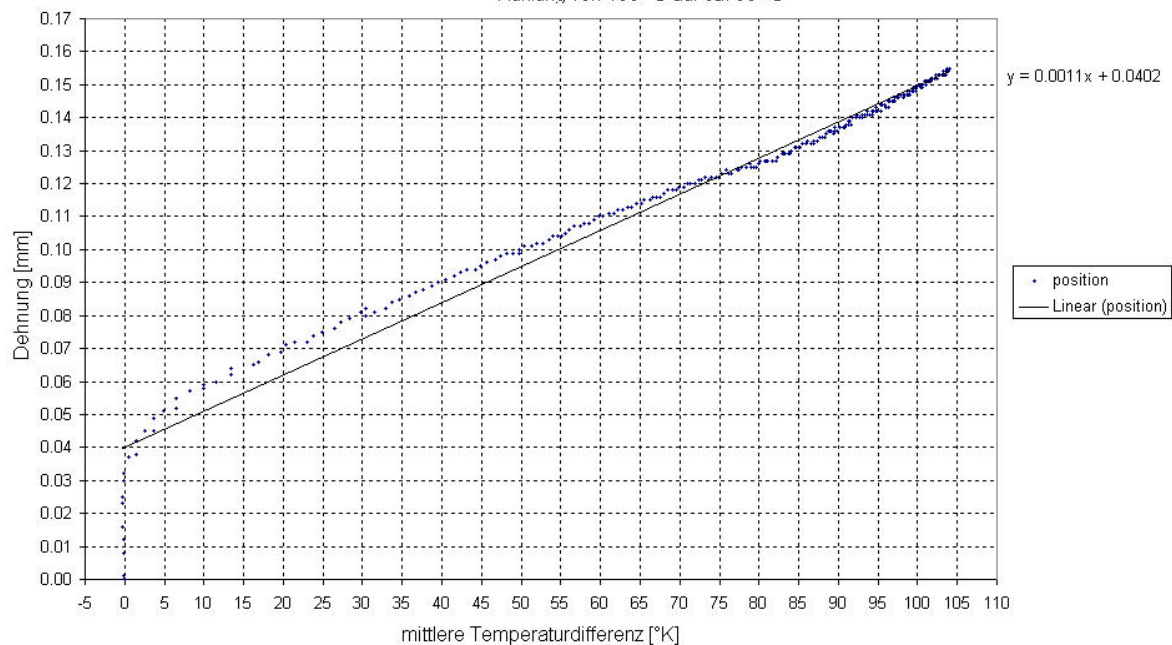


Abb. A2 Temperaturabhängige Dehnung der Heißprägemaschine HEX03. Für eine Temperaturdifferenz von 100 °K wurde eine Dehnung von ca. $105 \text{ }\mu\text{m}$ gemessen. Die ermittelte Dehnung basiert auf der Wegmessung der Heißprägemaschine.

Kalibrierung HEX03 - Kraft-Weg-Verlauf

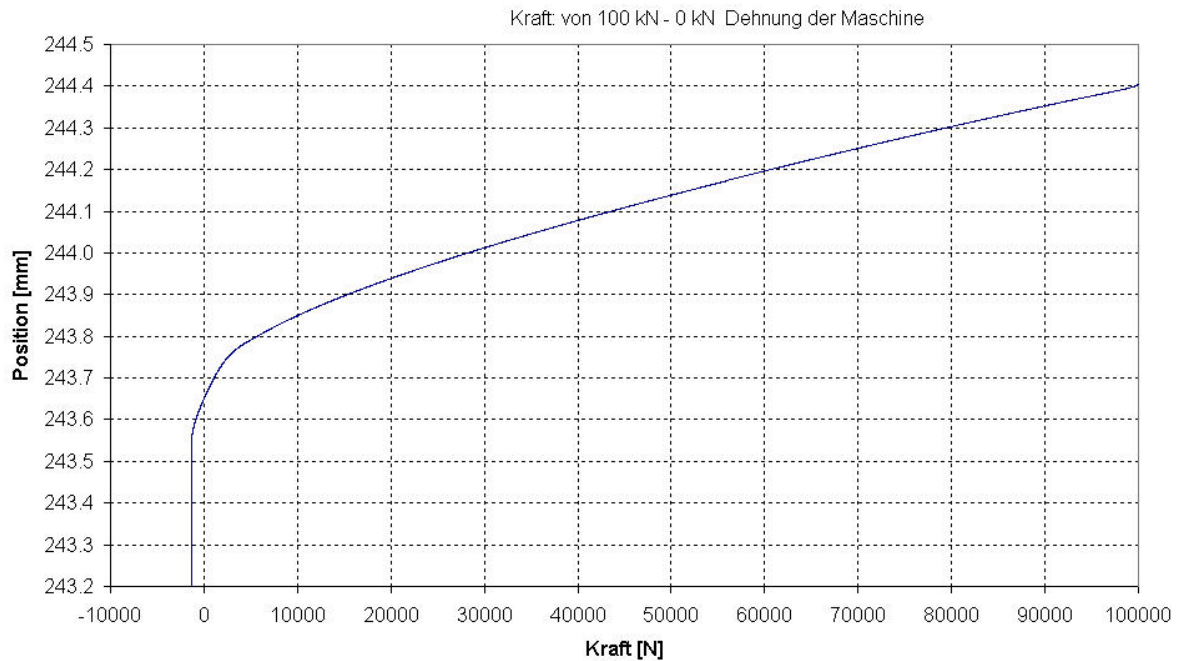
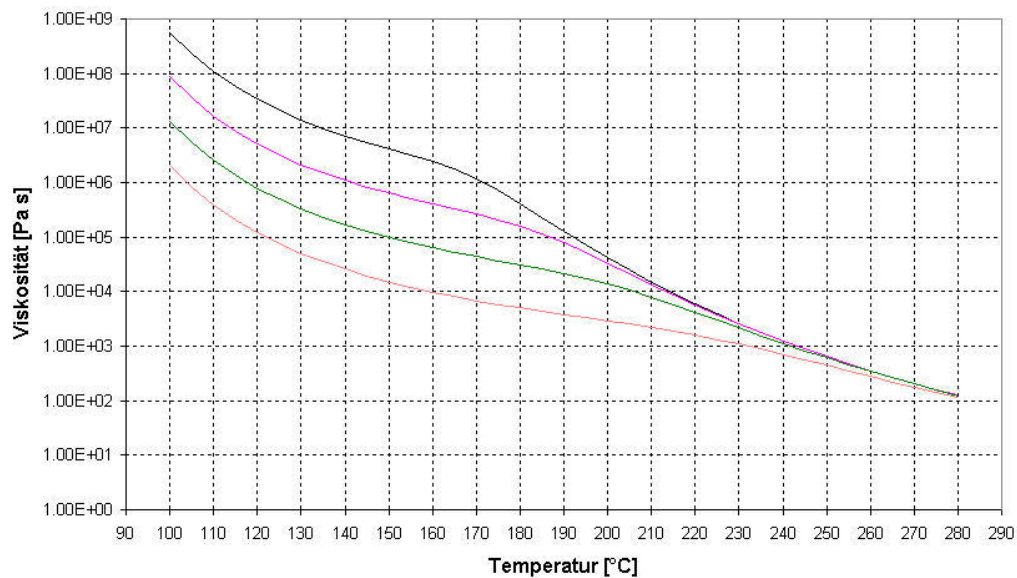


Abb. A3 Kraftabhängige Dehnung, ermittelt aus der Positionsmessung der Heißprägemaschine. Bei einer Kraft von 100 kN liegt die Dehnung bei ca. 800 μm .

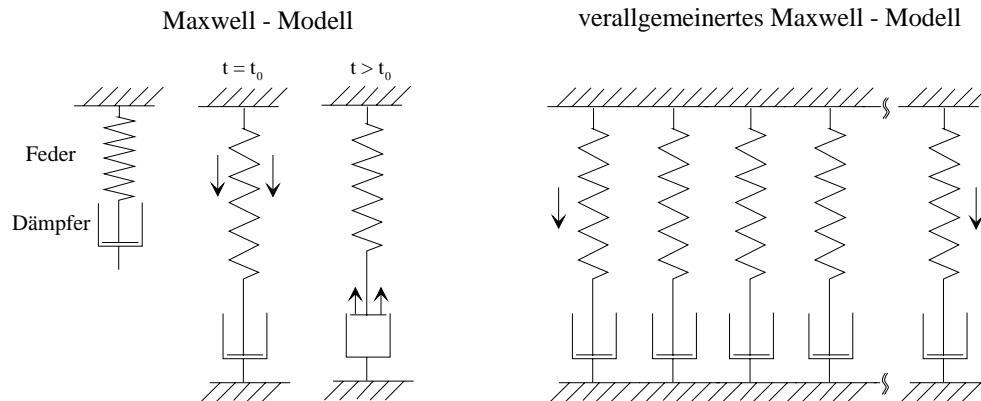
Viskosität PMMA BASF Lucryl G77 Q11



— Schergeschwindigkeit [1/s] 0.1 — Schergeschwindigkeit [1/s] 1 — Schergeschwindigkeit [1/s] 10 — Schergeschwindigkeit [1/s] 100

Abb. A4 Viskosität von PMMA Lucryl G77Q11 in Abhängigkeit der Schergeschwindigkeit und der Temperatur. [Mold02]

Verallgemeinertes Maxwell-Modell mit 10 Elementen für PMMA Lucryl G77Q11



$$E(t) = \sum_{i=1}^n E_i \cdot e^{-\frac{t}{\lambda_i}}$$

	E_i	normiert	λ_i
E1	1.7588E+07	6.7752E-03	4.3456E+03
E2	4.1109E+08	1.5835E-01	1.0734E+00
E3	4.2115E+08	1.6223E-01	2.3630E-02
E4	5.3916E+07	2.0769E-02	8.3983E+01
E5	8.2439E+06	3.1756E-03	1.6603E+06
E6	2.7145E+08	1.0456E-01	3.9778E-06
E7	5.1021E+08	1.9654E-01	2.1832E-01
E8	2.2491E+08	8.6638E-02	7.0342E+00
E9	3.4670E+08	1.3355E-01	8.0000E-05
E10	3.3075E+08	1.2741E-01	1.5400E-03
Summe	2.5960E+09	1.0000E+00	

WLF - Konstanten

C_1	12.796
C_2	74.78675
T_{ref}	110° C

Optische Vermessung der Flankensteilheit eines LIGA-Formeinsatzes

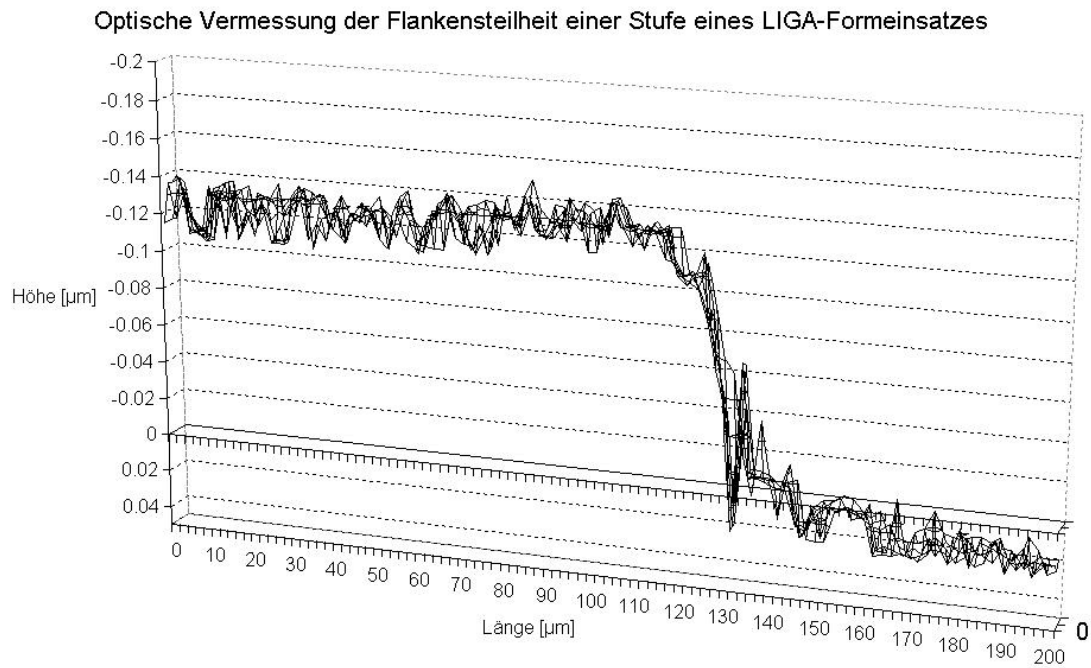


Abb. A5 Optische Vermessung der Flankensteilheit eines LIGA-Formeinsatzes (Werth-Meßmikroskop). Die Stufe besitzt eine Höhe von $120\ \mu\text{m}$, die negativen Werte beziehen sich auf den Grund der Kavität. Im Rahmen der Meßgenauigkeit (ca. $5\ \mu\text{m}$) konnten keine Hinterschnitte nachgewiesen werden. Die Tendenz geht zu leichten Entformschrägen. Jedoch ist für eine eindeutige Aussage die Meßgenauigkeit nicht ausreichend.