

**Zum Deformationsverhalten
von spritzgegossenen Bauteilen
aus talkumgefüllten Thermoplasten
unter dynamischer Beanspruchung**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

von Dipl.-Ing. Frank Kunkel
geb. am 20.06.1979 in Alzenau
genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h.c. mult. Holm Altenbach

Prof. Dr.-Ing. habil. Stefan Kolling

Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Seelig

Promotionskolloquium am 19.12.2017

Danksagung

An dieser Stelle möchte ich allen Personen danken, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben.

Mein ausdrücklicher Dank gilt Prof. Holm Altenbach für die Übernahme der Betreuung und für seine hervorragende Unterstützung während der gesamten Promotionszeit.

Bei Prof. Thomas Seelig und bei Prof. Stefan Kolling bedanke ich mich für die Unterstützung, die vielen wertvollen Diskussionen sowie für die Übernahme der weiteren Gutachten. Insbesondere bei Stefan bedanke ich mich für die vielen aufmunternden Worte und für sein herausragendes Engagement während meiner Promotion.

Außerdem möchte ich mich bei meinen ehemaligen Kollegen des “alten” DKI bedanken, besonders bei Sebastian, Reinhold, Axel, Ben, Felix, Kai, Florian, Arnim und Götz Hellmann. Unsere gemeinsame Zeit werde ich wohl nie vergessen.

Gerade in der Endphase der Promotion haben mich vor allem meine Freunde unterstützt. Besonders Marcus, Carina, Benjamin, Uli, Helena, Gökhan, Sebastian, Fabian und Markus möchte ich hier namentlich danken. Ausdrücklich danken möchte ich weiterhin Peter, der mich während der gesamten Promotion begleitet und immer wieder fachlich großartig unterstützt hat.

Auch bei meinen Eltern Erika und Roland, bei meinem Bruder Markus und bei meiner Freundin Marieke möchte ich mich herzlich für die Unterstützung nicht nur während der Promotionszeit bedanken.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Motivation	2
1.2	Zielsetzung dieser Arbeit	3
1.3	Aufbau und Gliederung der Arbeit	4
1.4	Stand der Forschung	6
2	Materialeigenschaften und Herstellungsverfahren	11
2.1	Aufbau und Einteilung von Kunststoffen	11
2.2	Eigenschaften von thermoplastischen Kunststoffen	12
2.3	Spritzgießen	16
3	Probenherstellung	23
3.1	Spritzgießen der Platte	23
3.2	Bindenahtherstellung	26
3.3	Herstellung der Probekörper	29
3.3.1	Probekörpergeometrie	29
3.3.2	Entnahmerichtung und -position der Prüfkörper	31
4	Grundlagen der Charakterisierung	33
4.1	Schwindungsversuche zur Abschätzung der Molekülorientierung	33
4.2	Quasistatische Zugversuche	35
4.3	Rasterelektronenmikroskop	40
4.4	Quasistatische Schubversuche	42
4.5	Quasistatische Druckversuche	44
4.6	Dynamische Zugversuche	44
4.7	Quasistatische und dynamische Biegeversuche	47
5	Ergebnisse der Untersuchungen	52
5.1	Schwindung	52
5.2	Quasistatische Zugversuche von PP	54
5.3	Quasistatische Zugversuche von PP-T20	56
5.3.1	Deformationsverhalten	57
5.3.2	Auswertung des Elastizitätsmoduls	57
5.3.3	Dehnungsentfestigung	59
5.3.4	Richtungsabhängige mechanische Eigenschaften	62
5.3.5	Querdehnverhalten	64

5.3.6 Zusammenfassung	66
5.4 Füllstoff-Ketten-Modell	66
5.5 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen	70
5.6 Weitere quasistatische Zugversuche von PP-T20	74
5.6.1 Einfluss der Prüftemperatur	75
5.6.2 Einfluss der Dicke der Probekörper	78
5.6.3 Einfluss der Spritzgießparameter	79
5.7 Quasistatische Schubversuche von PP-T20	80
5.8 Quasistatische Druckversuche von PP-T20	81
5.9 Dynamische Zugversuche von PP-T20	83
5.10 Quasistatische und dynamische Biegeversuche von PP-T20	88
5.11 Quasistatische Zugversuche an Probekörpern mit Fließ- und Bindenaht .	90
5.11.1 Einfluss der Geometrie des Schmelzestromteilers	90
5.11.2 Einfluss der Entnahmeposition	91
5.11.3 Einfluss der Masse- und Werkzeugtemperatur	93
6 Ansatz und Parameteridentifikation	96
6.1 Vergleichsspannung nach von Mises	96
6.2 Beschreibung der Fließfläche mittels Invarianten	97
6.2.1 Die Invariantenebene	98
6.2.2 Deformationsverhalten von PP-T20 in der Invariantenebene . . .	103
6.3 Auswertung der dynamischen Zugversuche	104
6.3.1 Ansatz von Cowper-Symonds	105
6.3.2 Ansatz von Johnson-Cook	106
6.3.3 Ansatz von G'Sell-Jonas	106
6.3.4 Aufbereitung der Messdaten	107
6.4 Instabilitätsgrenze im uniaxialen Zugversuch	110
6.5 Auswertung der Biegeversuche	113
6.6 Vergleich zwischen Zug- und Biegeversuchen	120
7 Zusammenfassung und Ausblick	122
Literaturverzeichnis	125

1 Einleitung

In technischen Bereichen spielt die Verwendung von Kunststoffen in sicherheitsrelevanten Funktionsbauteilen eine immer größere Rolle. In der Automobilindustrie ist ein deutlicher Trend erkennbar, in dem in technischen Bauteilen Metalle durch Kunststoffe ersetzt werden. Diese Substitution findet in nahezu allen Fahrzeugkomponenten auch in Hinblick auf eine CO₂-Reduktion durch Elektromobilität und Leichtbau statt (s. Abb. 1.1). In diesem Zusammenhang wird die Modellierung und die numerische Simulation besonders in sicherheitsrelevanten Bauteilen immer wichtiger. So werden Türinnenverkleidungen aus Polypropylen (PP) bei der Auslegung eines Autos so konzipiert, dass sie den Ansprüchen crashrelevanter Tests wie dem NCAP [1] genügen.

Im folgenden Kapitel wird zunächst eine kurze Einführung in die Thematik „Deformations- und Versagensverhalten von Kunststoffen“ in Hinblick auf deren numerische Simulation mit besonderem Fokus auf die Crashsimulation gegeben. Hieraus wird die Zielsetzung dieser Arbeit und die Vorgehensweise abgeleitet und detailliert erläutert.

Grundlage für die hier vorliegende Arbeit bildet das IGF-Vorhaben 15826 N der Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.V., dessen Ergebnisse u. A. in [3] veröffentlicht wurden. Die dort erarbeiteten Erkenntnisse wurden nach Projektende weiter untersucht und werden nun im Rahmen dieser Arbeit veröffentlicht.

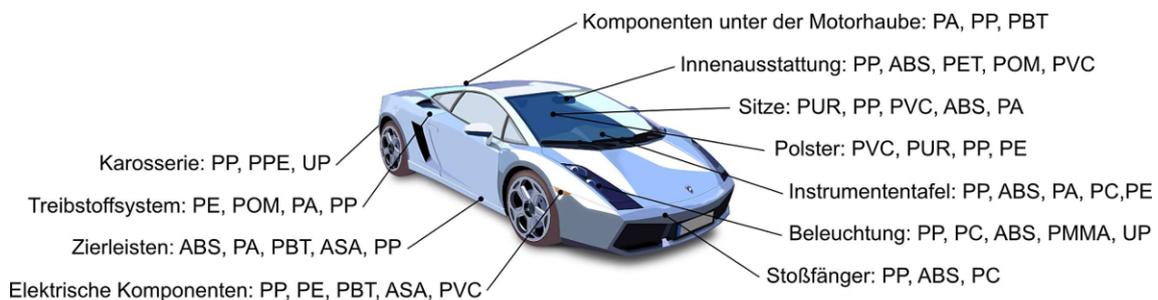


Abb. 1.1: Kunststoffbauteile in der Automobilindustrie [2]

1.1 Motivation

Bei der Entwicklung eines neuen Fahrzeugs müssen immer größere Sicherheitsanforderungen berücksichtigt werden. Neben dem bereits genannten NCAP-Crashtest gibt es beispielsweise Vorgaben zum Seitenaufprall, Insassenschutz oder Fußgängerschutz. Daneben werden die Entwicklungszyklen in der Automobilindustrie immer kürzer. Um diese Prozesse sinnvoll bewältigen zu können, wird ein großer Teil des Konstruktionsprozesses mit Hilfe von modernen Simulationsmethoden durchgeführt, bevor ein Prototyp eines neuen Fahrzeugs in einem Realversuch getestet wird.

Weiterhin werden in modernen Fahrzeugen immer mehr Bauteile aus Kunststoffen eingesetzt, um Leichtbauaspekten zu genügen. Dabei kommen sowohl verstärkte Kunststoffe, z. B. durch die Verwendung von Glasfasern, aber auch unverstärkte Kunststoffe zum Einsatz. Bei den faserverstärkten Kunststoffen kommt es durch das Strömungsprofil beim Spritzgießen zu einer Faserorientierung und es entstehen eine Randschicht und eine Mittelschicht [4, 5]. Die Fasern in der Randschicht sind durch die Scherströmung parallel zur Fließrichtung orientiert, wohingegen diese in der Mittelschicht durch die Dehnströmung senkrecht zur Fließrichtung ausgerichtet werden. Die Ausrichtung der Fasern führt durch deren geometrische Form mit einem Aspektverhältnis $L/D > 20$ zu einem anisotropen Deformationsverhalten [6, 7].

Bei unverstärkten Thermoplasten ist das Deformations- und Versagensverhalten von der Struktur der langkettigen, verschlauften oder als Netzwerk vorliegende Makromoleküle abhängig [8, 9, 10]. In den üblichen Verarbeitungsverfahren wie dem Spritzgießen sind diese Makromoleküle, die Mikrostruktur von Kunststoffen, großen Veränderungen unterworfen. Mechanische Eigenschaften wie die Streckgrenze oder die Bruchdehnung können sich bei dem gleichen Kunststofftyp, je nach Herstellungsbedingung, stark unterscheiden.

Darüber hinaus kann die strömende Polymerschmelze Orientierungen oder Verstreckungen der Makromoleküle hervorrufen und die Morphologie signifikant ändern. Diese Strömungen können selbst Talkumpartikel, welche als Füllstoff verwendet werden, orientieren, sodass dies zu einem anisotropen Eigenschaftsprofil führen kann, obwohl die Gruppe talkumverstärkter Thermoplaste oft als isotrop angenommen wird [11]. Der Einsatz von Talkum in Kunststoffbauteilen hat mehrere Gründe, u.a. eine verbesserte Wärmeformbeständigkeit. Allerdings sind im Unterschied zu fasergefüllten Thermoplasten bisher kaum Informationen zu resultierenden, möglicherweise anisotropen mechanischen Eigenschaften zu finden.

Eine weitere Besonderheit bei der Fertigung technischer Bauteile aus Kunststoffen ist die mögliche Entstehung von Bindenähten. Von einer Bindenaht oder Fließnaht wird gesprochen, wenn zwei Schmelzefronten im Bauteil aufeinander treffen und sich vereinen. Die exakte Unterscheidung zwischen Fließ- und Bindenähten ist in [12] zu finden. Die Ausbildung von Bindenähten ist allerdings nicht immer zu verhindern und kann ebenfalls das Deformations- und Versagensverhalten von Bauteilen signifikant beeinflussen [13, 14].

Die Fertigung mittels Spritzgießen kann somit

- eine Faserorientierung,
- die Ausbildung einer Molekülorientierung,
- die Orientierung von Füllstoffen sowie
- Bindenähte bzw. Fließnähte

erzeugen, welche die resultierenden Bauteileigenschaften signifikant beeinflussen. Allerdings wird dies in der Struktursimulation in der Regel nur wenig berücksichtigt. Lediglich die Faserorientierung wird mittels Messungen oder Spritzgießsimulationen ermittelt bzw. abgeschätzt [15, 16] und dann auf die Struktursimulation übertragen [17, 18, 19]. Allerdings gibt es aktuell noch keinen Ansatz, der den Einfluss von Bindenähten oder von Molekülorientierungen, wie sie beim Spritzgießen entstehen, auf das Deformationsverhalten der Kunststoffbauteile sauber beschreibt oder sogar die Ergebnisse analog zur Faserorientierung in die Struktursimulation überträgt.

1.2 Zielsetzung dieser Arbeit

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Beschreibung des Deformationsverhaltens eines mit Talkum gefüllten thermoplastischen Kunststoffes. Dabei sollen unterschiedliche Entnahmerichtungen der Probekörper zu einer definierten Referenzrichtung, in diesem Fall zur Fließrichtung der Kunststoffschmelze beim Spritzgießen, berücksichtigt werden. Der verwendete Kunststoff soll dabei in der Automobilindustrie eingesetzt werden, da dort maßgeblich die größten Fortschritte in der Simulation gemacht werden und die Ergebnisse dieser Arbeit dort Verwendung finden sollen.

Dazu müssen vielfältige Versuche zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens durchgeführt werden. Neben dem Einsatz von Universalprüfmaschinen zur Durchführung von Zug-, Druck- und Schubversuchen bei verschiedenen Abzugsgeschwindigkeiten und Prüftemperaturen sollen quasistatische und dynamische Dreipunktbiegeversuche realisiert werden. Nach deren Auswertung müssen dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Daten ermittelt und miteinander verglichen werden. Dehnratenkonstante Daten sind notwendig, damit das gemessene Deformationsverhalten für die simulative Auslegung von Kunststoffbauteilen verwendet werden kann.

Auffälligkeiten des Deformationsverhaltens wie z. B. anisotrope mechanische Eigenschaften werden auf Basis eines mikromechanischen Modells erklärt und veranschaulicht. Darüber hinaus sollen verlässliche Daten gemessen werden, die das Verhalten einer Bindenaht eines mit Talkum gefüllten Kunststoffes zeigen. Dafür wird im ersten Schritt ein Probekörper konstruiert, der die Erzeugung einer definierten Bindenaht an einer definier-

ten Stelle ermöglicht. Dabei werden unterschiedliche Bindahtypen berücksichtigt, d.h. es sollen Bindahte mit unterschiedlichen Strömungsprofilen erzeugt werden. Im zweiten Schritt werden die Bindahteigenschaften bei verschiedenen Fertigungsbedingungen ermittelt.

Die hier vorgestellten Ergebnisse dienen dazu, die Auslegung von Kunststoffbauteilen aus einem mit Talkum gefüllten Thermoplasten zu verbessern.

1.3 Aufbau und Gliederung der Arbeit

Nach der Einleitung in Kapitel 1 wird im folgenden Abschnitt der Stand der Forschung dargestellt, um die theoretischen Grundlagen, die zur Erstellung dieser Arbeit notwendig sind, vorzustellen.

Kapitel 2 gibt eine Einführung in die Kunststofftechnik. Nach einem Überblick über Aufbau und Struktur von Kunststoffen werden zunächst die Eigenschaften von Kunststoffen dargestellt. Abschließend wird die Formgebung von Kunststoffen, insbesondere das Spritzgießen, ausführlich vorgestellt und die durch den Fertigungsprozess besonderen Werkstoffeigenschaften abgeleitet.

Zur Veranschaulichung des praktischen Teils ab Kapitel 3 zeigen Abb. 1.2 und 1.3 die einzelnen Schritte, die zur Beschreibung des Deformationsverhaltens von talkumgefüllten Thermoplasten durchgeführt werden. In Kapitel 3 wird die Herstellung der Probekörper vom Spritzgießen bis zur Präparation der Prüfkörper mit und ohne Fließ- bzw. Bindaht mit unterschiedlichen Entnahmerichtungen beschrieben.

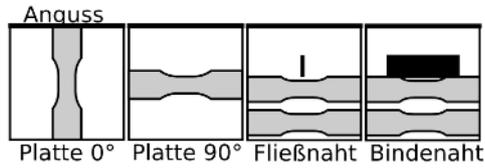
Kapitel 4 gibt einen Überblick über die durchgeführten Experimente zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens. Dazu zählen Zug-, Schub-, Druck- und Biegeversuche bei unterschiedlichen Prüftemperaturen und -geschwindigkeiten. Zur Aufklärung der Füllstofforientierung werden Bilder mit einem Rasterelektronenmikroskop an unterschiedlichen Stellen des Probekörpers aufgenommen.

In Kapitel 5 werden die Ergebnisse der durchgeführten Experimente gezeigt. Zur Erklärung des beobachteten richtungsabhängigen Deformationsverhaltens wird das *Füllstoff-Ketten-Modell (FK-Modell)* vorgestellt.

Kapitel 6 zeigt eine Möglichkeit, um aus den gemessenen Spannungs-Dehnungs-Werten bei hohen Dehnraten aus den Zugversuchen dehnratenkonstante Daten zu erzeugen, die in Materialkarten als Eingangsdaten für die Struktursimulation zur Bauteilauslegung Verwendung finden können. Diese Ergebnisse werden mit den Ergebnissen der Biegeversuche verglichen, die durch Nachrechnen und Parameteranpassung der Kraft-Verschiebungs-Daten (Reverse Engineering) berechnet werden.

Kapitel 3: Probenherstellung

Spritzgießen: Platten mit und ohne Fließ- bzw. Bindenaht
 Probenpräparation: Probekörper in unterschiedlichen Richtungen



Kapitel 4: Grundlagen der Charakterisierung

Schwindung
 Zug, Schub, Druck, Biegung
 quasistatisch, dynamisch
 23°C, -35°C, +80°C
 Platte, Fließnaht, Bindenaht



Kapitel 5: Ergebnisse der Untersuchungen

Schwindung
 Deformationsverhalten
 Anisotropie durch
 Füllstoff-Ketten-Modell
 Einfluss Bindenaht

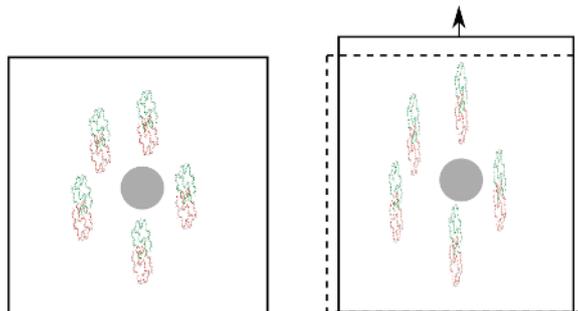
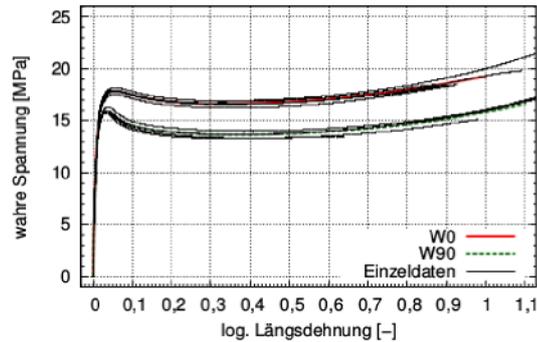


Abb. 1.2: Vorgehen in der vorliegenden Arbeit

Kapitel 6: Ansatz- und Parameteridentifikation
 Anpassung nach von Mises
 Darstellung Fließfläche
 Dehnratenkonstante Daten
 Auswertung Streckgrenze
 Vergleich Zug / Biegung

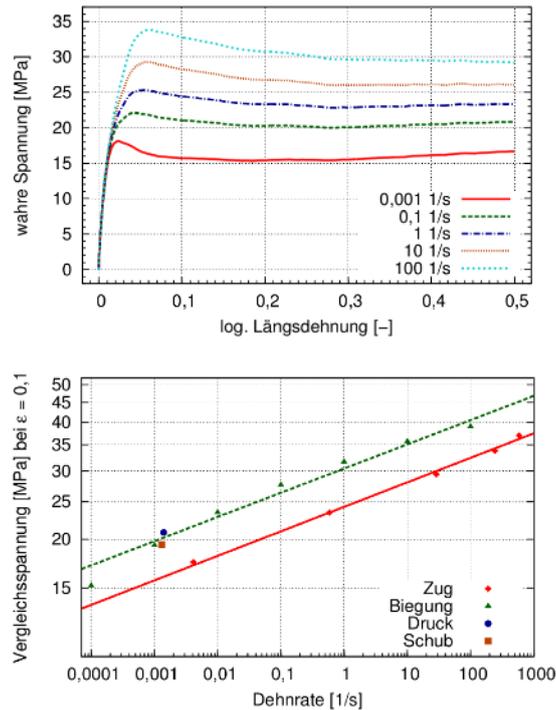


Abb. 1.3: Vorgehen in der vorliegenden Arbeit (Fortsetzung)

Abschließend werden die Ergebnisse in Kapitel 7 zusammengefasst und es wird ein Ausblick auf zukünftige Untersuchungen zu diesem Themenkomplex gegeben.

1.4 Stand der Forschung

Der folgende Abschnitt gibt einen Überblick über den aktuellen Stand der Forschung zum Themenkomplex *Polypropylen* (PP) mit dem Füllstoff *Talkum*. Vorgestellt werden dabei Struktur und Aufbau von Polypropylen sowie der Einfluss von Talkum auf das Kristallisations- und Deformationsverhalten.

Einen guten Einstieg zu Polypropylen gibt GAHLEITNER [20]. Darin wird der Aufbau von PP beschrieben. Prinzipiell gibt es drei unterschiedliche Typen:

- isotaktisches Polypropylen (iPP),
- syndiotaktisches Polypropylen (sPP) und
- ataktisches Polypropylen (aPP).

Diese unterscheiden sich in der Ausrichtung der Methylgruppe (s. Abb. 1.4). Bei iPP befindet sich die Methylgruppe immer auf der gleichen Seite der Kette; dieses PP wird kommerziell am häufigsten eingesetzt. Bei der Kristallisation von iPP entsteht vorwiegend die monokline α -Phase. Bei der Verwendung bestimmter Nukleierungsmittel kann die pseudohexagonale β -Phase entstehen, die sich durch eine geringere Festigkeit und eine höhere Schlagzähigkeit auszeichnet [21]. DE SANTIS et al. [22] beobachten die Kristallisation von PP unter Scherung und erstellen dazu ein Kristallisationsmodell nach HOFFMAN-LAURITZEN [23].

Richtungsabhängige mechanische Eigenschaften wie z. B. die Steifigkeit sind im ungefüllten PP nur schwach oder gar nicht vorhanden [25]. SCHRAUWEN et al. [26] zeigen, dass die Strömung der Polymerschmelze beim Spritzgießen zu einer orientierten Ausrichtung der Kristallite führt, wodurch die Schlagzähigkeit erhöht wird. Werden Probekörper mit unterschiedlichen Entnahmerichtungen aus einer spritzgegossenen Platte heraus präpariert, kann ein unterschiedliches Versagensverhalten beobachtet werden: senkrecht zur Fließrichtung kommt es zu einer starken Einschnürung im Zugversuch, wohingegen Probekörper in Fließrichtung entnommen bis zum Versagen eine homogene Deformation im parallelen Bereich des Prüfkörpers aufweisen.

Die Verwendung von Talkum als Füllstoff in PP hat unterschiedliche Gründe. SHELESH-NEZHAD et al. [27] zeigen, dass Talkum durch seine Plättchenform zu einer isotropen Schwindung beim Spritzgießen führt. Mit Talkum als Füllstoff kann die Steifigkeit des Werkstoffs beeinflusst werden. Mit steigendem Talkum-Anteil steigt der Elastizitätsmodul an [28, 29, 30]. Diese Steigerung hängt auch mit der Partikelgröße des Talkums zusammen: mit sinkender Partikelgröße kann die Steifigkeit weiter gesteigert werden [31]. Auch die Form des Talkums kann die resultierenden mechanischen Eigenschaften beeinflussen [32]. Die Steifigkeit kann durch eine Zugabe von 40 Gew.-% Talkum verdoppelt werden [33]. EFTEKHARI et al. [34] berichten von einem verbesserten Kriechverhalten bei einer Verwendung von 40 Gew.-% Talkum, das sich gerade bei höheren Temperaturen deutlich bemerkbar macht.

Demgegenüber steht eine Reduzierung der Schlagzähigkeit und der Bruchdehnung durch die Verwendung von Talkum. Dieser Effekt kann durch die Verwendung von Elastomeren als Füllstoff verringert werden. So verbessert z. B. Kautschuk die Schlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen deutlich [35]. Deswegen werden häufig sowohl Talkum als auch

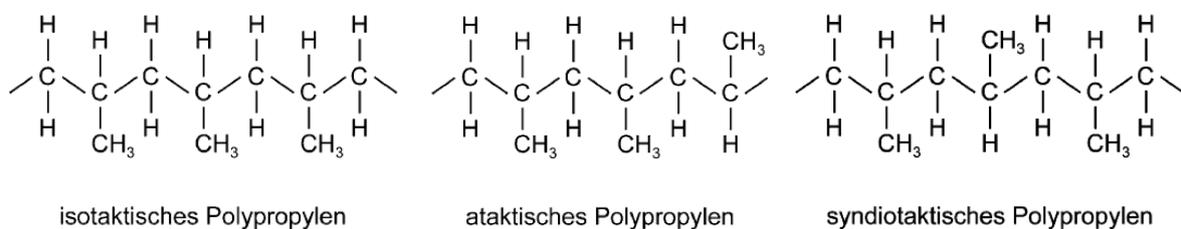


Abb. 1.4: Aufbau von PP [24]

ein Elastomer als Füllstoff für PP verwendet, um sowohl die Steifigkeit wie auch die Schlagzähigkeit zu erhöhen [36, 37]. Als Elastomer kommen EPDM, NBR oder SBR zum Einsatz. STAMHUIS [38] berichtet von einer optimalen Verbesserung von Steifigkeit und Schlagzähigkeit bei einem Mischungsverhältnis PP : Talkum : Elastomer von 70:15:15, wohingegen DENAC et al. [39] ein optimales Mischungsverhältnis bei 68:12:20 sehen.

Neben den positiven Auswirkungen von unterschiedlichen Füllstoffkombinationen können aber auch negative Effekte auftreten. So beeinflussen z. B. Talkum und Kaolin als Füllstoffmischung in PP die mechanischen Eigenschaften im Zug- und Biegeversuch negativ [40]. Bei der Füllstoffmischung von Talkum und Kalk hingegen werden sowohl die Festigkeit als auch die Schlagzähigkeit gesteigert [41].

Weitere mechanische Untersuchungen mit PP/Talkum/Elastomer-Compounds zeigen eine ausgeprägte Dehnratenabhängigkeit [42, 43]. Das Versagen wird entweder auf Porenbildung [44] oder auf eine Mischung aus Porenbildung und sprödem Versagen [43] zurückgeführt. Die Dehnungsmessung kann dabei durch die optische Methode der Grauwertkorrelation erfolgen [45, 46, 47]. DE ALMEIDA et al. [45] messen dabei zusätzlich zur Längs- und Querdehnung die Dehnung in Dickenrichtung und berichten von Unterschieden zwischen Längs- und Dickenrichtung, wohingegen BALIEU et al. [44] transversal-isotropes Verhalten beobachten können.

Ein wichtiger Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften von PP/Talkum-Compounds zeigt die Oberflächenbehandlung des Talkums. Durch die Wahl einer geeigneten Schlichte können die Kristallinität von PP und somit auch die mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden [48, 49]. ALONSO et al. [50] führen dies bei einer Oberflächenbehandlung mit Silanen auf eine höhere Keimanzahl zurück. DIEZ-GUTIÉRREZ et al. [51] und MAITI et al. [52] zeigen, dass eine Oberflächenbehandlung des Talkums zu einer weiteren Erhöhung der Steifigkeit führt. Ein ähnlicher Effekt zur Steigerung der Steifigkeit lässt sich durch das Kleinmahlen von Talkum erreichen [53].

Bei der Herstellung von Bauteilen mittels Spritzgießen können die Prozessparameter die resultierenden mechanischen Eigenschaften von PP/Talkum-Compounds beeinflussen. Der Elastizitätsmodul kann z. B. durch eine höhere Werkzeugtemperatur gesteigert werden [30]. BARBOSA et al. [54, 55] zeigen dagegen, dass eine niedrige Werkzeugtemperatur und eine niedrige Einspritzgeschwindigkeit zu höheren Festigkeiten und Steifigkeiten führen. Begründet wird dies durch die unterschiedliche Ausbildung der Molekülorientierung. GRANLUND et al. [56] können einen Einfluss der Strömungsverhältnisse respektive der Scherrate auf die entstehenden Kristallite zeigen, mit Talkum als Füllstoff spielt die Scherrate oder die Werkzeugtemperatur aber nur eine untergeordnete Rolle für die Kristallorientierung.

Prinzipiell beeinflussen Füllstoffe signifikant die Kristallisation der Polymermatrix. Bereits 0,5 Gew.-% Talkum wirken als Nukleierungsmittel, was zu einer Erhöhung der Kristallisationstemperatur führt [57]. Bevorzugt bildet sich durch das Talkum die α -Phase des PP, da Talkum die Ausbildung der β -Phase verhindert [58]. Bei der Kristallisation

wirkt sich eine Oberflächenbehandlung mit Silanen auf die Kristallisationstemperatur aus [59]. CHEN et al. [60] bzw. EFTEKHARIA und FATEMI [61] können zeigen, dass Talkum im Vergleich zu anderen Füllstoffen wie z. B. Glasfasern den größten Einfluss auf die Orientierung der Kristallite aufweist. Dieser Einfluss steigt mit einer steigenden spezifischen Oberfläche des Talkums weiter an [62]. Das Wachstum der Kristallite findet dabei vorwiegend in Dickenrichtung statt [63, 64] und beginnt an der Oberfläche des Talkums. Direkt an der Oberfläche des Talkums bildet sich eine transkristalline Phase aus [65]. Einen großen Einfluss hat die Orientierung der Kristallite auf die Biegeeigenschaften [66]. Eine anschauliche Darstellung der Kristallisation bei einem vorhandenen Talkumplättchen zeigen FIORENTINO et al. [67].

Neben einer Orientierung der Kristallite kann durch den Spritzgießprozess auch der Füllstoff Talkum orientiert werden. CHOI et al. [11] zeigen REM-Aufnahmen über die Dicke der Probekörper. Dabei sind die Talkumplättchen in der Randschicht in Fließrichtung orientiert. In der Mittelschicht ist eine zufällige Orientierung des Talkums zu erkennen. Da das Talkum als Nukleierungsmittel wirkt, wachsen die kristallinen Bereiche in der Randschicht vor allem in Dickenrichtung, wobei an der Grenzfläche zum Talkum zunächst eine transkristalline Zwischenschicht entsteht.

Die Auswirkungen der Talkum- und Kristallorientierung im Compound auf ein richtungsabhängiges Deformationsverhalten werden nur an wenigen Stellen aufgezeigt. BRANCIFORTI et al. [68] zeigen Biegeversuche von Probekörpern aus PP mit 20 Gew.-% Talkum, die längs und quer zur Fließrichtung entnommen werden. Bei der Auswertung des Elastizitätsmoduls ist eine schwach ausgeprägte Richtungsabhängigkeit $\Delta E < 5\%$ erkennbar, welche jedoch nicht mit der Füllstofforientierung sondern einer Orientierung der Kristallite erklärt wird.

Dies deckt sich mit den Untersuchungen von HARTL et al. [69]: dort wird ebenfalls eine Richtungsabhängigkeit der Steifigkeit gemessen, die jedoch auf die Orientierung des Talkums im Randbereich zurückgeführt wird. Zugversuche zeigen außerdem eine größere Richtungsabhängigkeit als Druckversuche.

EFTEKHARIA und FATEMI [70] zeigen die Ergebnisse der richtungsabhängigen Zugversuche von PP mit 40 Gew.-% Talkum. Der Elastizitätsmodul unterscheidet sich um $\Delta E \approx 10\%$ zwischen Proben, die längs und quer zur Fließrichtung entnommen werden. Bei der Streckgrenze ist der Unterschied jedoch nur $\Delta\sigma_y \approx 3\%$.

Die umfassendsten Untersuchungen zum richtungsabhängigen Deformationsverhalten von PP/Talkum-Compounds zeigen ZHOU und MALLICK [71, 72, 73, 74]. Bei einem Talkumanteil von 40 Gew.-% werden nur geringe Unterschiede im elastischen Bereich zwischen Längs- und Querproben gemessen, das Spannungsniveau im plastischen Bereich unterscheidet sich jedoch um bis zu $\Delta\sigma \approx 20\%$. Ein Erklärungsansatz liefern ZHOU und MALLICK [71] in REM-Aufnahmen, sodass die Orientierung des Talkums für die anisotropen Eigenschaften verantwortlich sein soll. Mit steigender Dehnrates werden die Unterschiede zwischen Längs- und Querproben geringer. Zusätzlich wird die Binde-

nahtfestigkeit von PP/Talkum-Compounds untersucht. Durch das Zusammentreffen der Schmelzefronten entsteht ein deutlicher Abfall der Bruchdehnung.

Der Stand der Forschung lässt sich also wie folgt zusammen fassen:

- In Bauteilen werden häufig Compounds aus PP, Talkum und Elastomeren eingesetzt.
- Der Einsatz von Talkum verbessert die Steifigkeit und die Festigkeit, wohingegen Elastomere die Schlagzähigkeit verbessern.
- Die Mikrostruktur in spritzgegossenen Bauteilen hängt von unterschiedlichen Parametern wie z. B. Herstellungsbedingungen oder der Oberflächenbehandlung der Füllstoffe ab.
- Die Struktur bzw. die Kristallinität zeigt einen signifikanten Einfluss auf die Material- und Bauteileigenschaften.
- Obwohl es im Bauteil Vorzugsrichtungen der Kristalle oder des Talkums gibt, wird nur wenig von richtungsabhängigen Eigenschaften, insbesondere einem anisotropen Deformationsverhalten, berichtet.
- Bei einer vorliegenden Bindenaht sinkt die Bruchdehnung dramatisch ab. Systematische Untersuchungen dazu gibt es aber bisher nicht.

2 Materialeigenschaften und Herstellungsverfahren

Nach einer Einführung in Kapitel 1 gibt das folgende Kapitel einen Überblick zum Thema Kunststofftechnik. Schwerpunkte sind dabei Aufbau und Eigenschaften von Kunststoffen in Abschnitt 2.1 und 2.2 sowie die Verarbeitung von Kunststoffen durch Spritzgießen zur Herstellung technischer Bauteile in Abschnitt 2.3. Als Grundlage dafür werden die Lehrbücher von BONNET [75], DOMININGHAUS [76], EYERER [24], HOPMANN und MICHAELI [77] und SCHÜRMAN [78] verwendet.

2.1 Aufbau und Einteilung von Kunststoffen

Kunststoffe sind Werkstoffe, die durch Aneinanderreihung von einzelnen Bausteinen, den sog. Monomeren, durch unterschiedliche chemische Reaktionen hergestellt werden. Dabei können Kunststoffe in die drei Hauptgruppen

- Thermoplaste,
- Elastomere sowie
- Duroplaste

eingeteilt werden. Einen Überblick über die Einteilung und den Aufbau von Kunststoffen zeigt Abb. 2.1.

Thermoplaste sind nicht vernetzte Kunststoffe und bestehen aus langen, linearen Molekülen (Makromolekülen), die entweder eine amorphe oder eine teilkristalline Struktur aufweisen können. Bei amorphen Thermoplasten liegen die Makromoleküle verknäult vor, wohingegen es bei teilkristallinen Thermoplasten neben amorphen Bereichen zusätzlich kristalline Bereiche gibt, in denen die Makromoleküle nebeneinander orientiert sind. Thermoplaste lassen sich in einem bestimmten Temperaturbereich reversibel verformen. Diese Eigenschaft wird beim Urformen von Bauteilen z. B. beim Spritzgießen (s. Abschnitt 2.3) verwendet. Beispiele für thermoplastische Werkstoffe sind Polyamide (PA), Polybutylenterephthalat (PBT), Polyoxymethylen (POM) oder Polypropylen (PP).

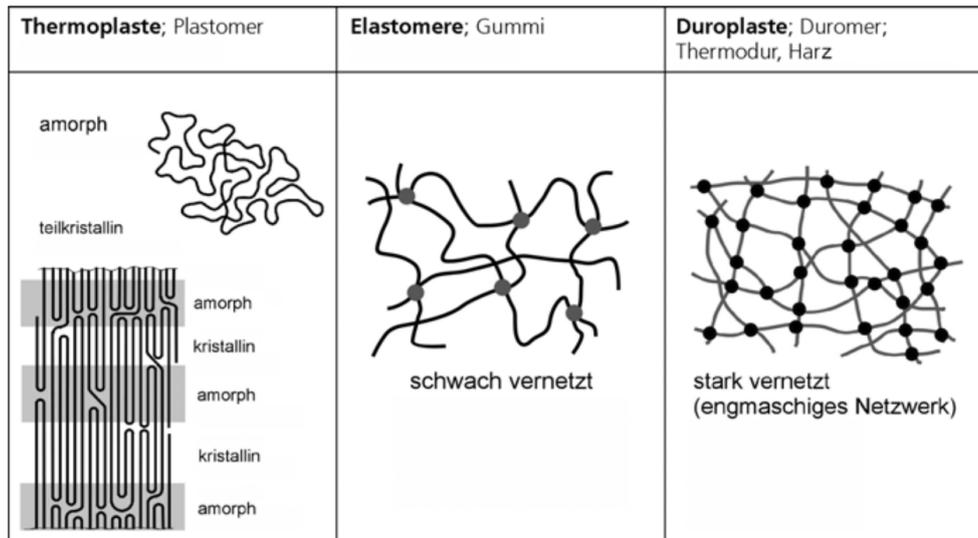


Abb. 2.1: Einteilung und Aufbau von Kunststoffen [76]

Elastomere sind schwach vernetzte Kunststoffe. Infolge dieser weitmaschigen Vernetzung zeigen Elastomere in einem Temperaturbereich unterhalb der Zersetzungstemperatur gummielastische Eigenschaften. Elastomere sind wie Duroplaste durch die Vernetzung nach dem Urformen nicht wieder aufschmelzbar. Bekannte Elastomere sind Silikonkautschuk, Naturkautschuk oder Ethylen-Propylen-Dien-Kautschuk.

Duroplaste sind engmasching vernetzte, meist amorphe Kunststoffe. Die Vernetzung wird in der Regel während des Urformprozesses durch das Einbringen von Energie erreicht. Dadurch ist ein duroplastisches Bauteil nach dem Fertigungsprozess nicht mehr schmelzbar und zeigt oft ein sprödes Verhalten, da eine Beweglichkeit der Molekülketten durch die chemische Vernetzung stark eingeschränkt ist. Typische Vertreter für Duroplaste sind Phenolharze, Harnstoffharze, Epoxidharze, Polyurethane oder ungesättigte Polyesterharze.

Neben den drei genannten Gruppen gibt es mehrere Mischformen wie z. B. Thermoelaste oder thermoplastische Elastomere. Schwerpunkt im weiteren Verlauf dieses Kapitels sollen die Eigenschaften und die Verarbeitung von thermoplastischen Kunststoffen sein.

2.2 Eigenschaften von thermoplastischen Kunststoffen

Die Eigenschaften thermoplastischer Kunststoffe liegen vor allem in ihrem strukturellen Aufbau begründet. Dies zeigt sich besonders bei den temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften (s. Abb. 2.2).

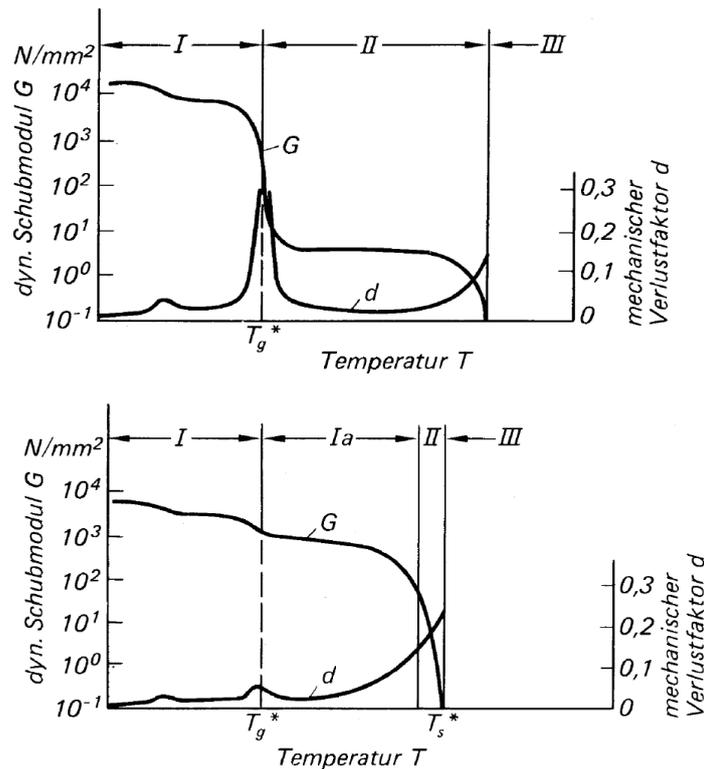


Abb. 2.2: Temperaturabhängiges mechanisches Verhalten von Thermoplasten [24]
 oben: amorphe Thermoplaste, unten: teilkristalline Thermoplaste

Für amorphe Thermoplaste liegt der Anwendungsbereich unterhalb der Glasübergangstemperatur T_g (Bereich I). Dort zeigt der Werkstoff ein energieelastisches Verhalten. Mit dem Überschreiten der Glasübergangstemperatur T_g fällt der dynamische Schubmodul G dramatisch ab, wobei ein entropieelastisches Verhalten vorliegt. In diesem Bereich können Warmumformprozesse durchgeführt werden. In Bereich III fällt der dynamische Schubmodul G weiter ab und es tritt viskoses Fließverhalten auf. In diesem Temperaturbereich finden das Urformen von Bauteilen wie z. B. das Spritzgießen (vgl. Abschnitt 2.3) statt.

Bei teilkristallinen Thermoplasten zeigt sich ein unterschiedliches temperaturabhängiges mechanisches Verhalten. In Bereich I sind amorphe Bereiche eingefroren und das Material zeigt ein sprödes Verhalten auf. Über der Glasübergangstemperatur T_g verhalten sich die amorphen Bereiche thermoelastisch und die kristallinen Regionen verhalten sie wie in Bereich I starr. Die Anwendungstemperaturen sollten üblicherweise in diesem Bereich Ia liegen. In beiden Bereichen I und Ia nimmt der dynamische Schubmodul G ab. Mit der Steigerung der Temperatur über die Kristallitschmelztemperatur T_s in Bereich II kommt es zum Aufschmelzen der Kristallite, wodurch der Kunststoff warmumformbar wird, da der dynamische Schubmodul G deutlich mit steigender Temperatur sinkt. Schließlich tritt in Bereich III wie bei den amorphen Thermoplasten das viskose Fließverhalten ein. In diesem Temperaturbereich werden Urformprozesse durchgeführt.

Es gibt eine große Vielfalt an Zusatzstoffen, die dem Thermoplast zur Verbesserung von einzelnen Eigenschaften hinzugefügt werden. Neben Additiven zur Verbesserung der Verarbeitungseigenschaften oder der Alterungsbeständigkeit sind dies vor allem Verstärkungs- und Füllstoffe. Verstärkungsstoffe sind beispielsweise Glasfasern, welche die mechanischen Eigenschaften signifikant verbessern. Erst durch den Einsatz von Verstärkungsstoffen können die meisten Thermoplaste als Werkstoff für mechanisch beanspruchte Bauteile verwendet werden. Die typische Länge einer Glasfaser liegt im Bereich $0,1 \text{ mm} < l < 1 \text{ mm}$ bei einem Durchmesser $1 \mu\text{m} < d < 10 \mu\text{m}$ [79]. Der Gewichtsanteil der Glasfasern im Kunststoffgranulat beträgt bis zu 60 %. Die Zugfestigkeit lässt sich durch den Einsatz von Glasfasern nahezu verdreifachen; der Elastizitätsmodul kann bis Faktor 5 gesteigert werden. Zusätzlich steigt die Wärmeformbeständigkeit und gleichzeitig sinken der thermische Ausdehnungskoeffizient und die Wasseraufnahme. Die Glasfasern werden dabei durch einen vorgelagerten Compoundierprozess zusammen mit anderen Füllstoffen zum Polymer hinzugefügt und so das spritzgießfähige Kunststoffgranulat erzeugt. Typische technische Kunststoffe, bei denen die mechanischen Eigenschaften durch die Verwendung von Glasfasern gesteigert werden, sind Polyamide (PA) oder Polybutylenterephthalat (PBT).

Die Verwendung von Glasfasern als Verstärkungsstoff führt jedoch zu ausgeprägten richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften, da es durch den Fertigungsprozess zu einer Glasfaserorientierung kommen kann (s. Abb. 2.3 links). Dort ist das Spannungs-Dehnungs-Verhalten eines Polypropylens gefüllt mit 30 % Glasfasern (PP-GF30) für unterschiedliche Prüfrichtungen dargestellt. Der Unterschied des Elastizitätsmoduls beträgt $\Delta E \approx 28 \%$, der Unterschied der Streckgrenze liegt bei $\Delta \sigma \approx 22 \%$ jeweils für Probekörper, die längs und quer zu einer definierten Richtung entnommen wurden.

Zurückzuführen ist diese Richtungsabhängigkeit auf die Orientierung der Glasfasern beim Spritzgießen. Durch die Quellströmung bildet sich in der Randschicht eine Orientierung der Glasfasern in Fließrichtung aus. In der Mittelschicht werden die Glasfasern

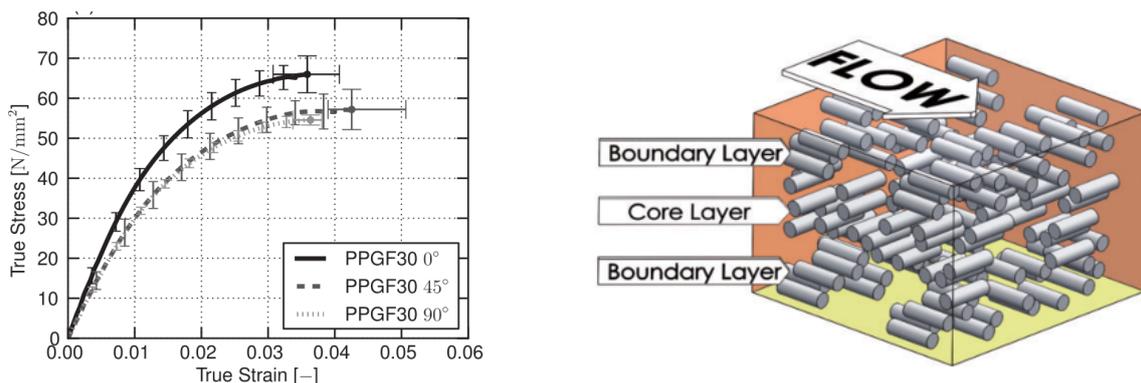


Abb. 2.3: Einfluss der Glasfaserorientierung auf die mechanischen Eigenschaften [79]
 links: richtungsabhängiges Spannungs-Dehnungs-Diagramm bei PP-GF30
 rechts: Faserorientierung in Abhängigkeit von der Fließrichtung

quer zur Fließrichtung orientiert. Es ergibt sich so ein dreischichtiger Aufbau mit unterschiedlicher Orientierung der Glasfasern (s. Abb. 2.3 rechts). Die weitere Betrachtung des Spritzgießprozesses ist im Abschnitt 2.3 zu finden. Einen ähnlichen Schichtaufbau zeigen auch SAITO et al. [80] (s. Abb. 2.4). Der obere Teil der Abbildung zeigt REM-Aufnahmen eines glasfasergefüllten Thermoplasten, während der untere Teil der Abbildung schematisch die Glasfaserorientierung darstellt.

Neben Verstärkungsstoffen wie Glasfasern werden gerade bei Polypropylen auch sehr häufig mineralische Füllstoffe wie z. B. Talkum verwendet. Bei Talkum handelt es sich um ein Mineral mit der chemische Zusammensetzung $Mg_3[Si_4O_{10}(OH)_2]$, welches den Schichtsilikaten zuzuordnen ist. Umgangssprachlich wird Talkum häufig als Speckstein bezeichnet. Die Verwendung von Talkum verbessert die Wärmeformbeständigkeit, die

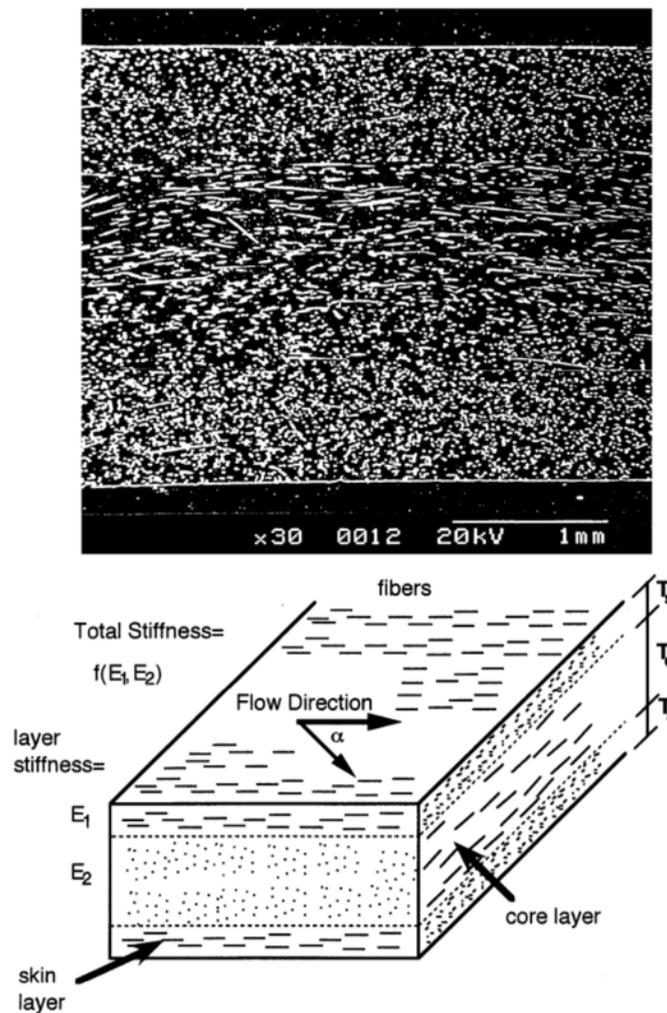


Abb. 2.4: Glasfaserorientierung in einem spritzgegossenen Bauteil [80]
 oben: REM-Aufnahme eines glasfasergefüllten Thermoplasten
 unten: schematische Darstellung der Glasfaserorientierung

Dimensionsstabilität und das Kriechverhalten. Hauptgrund für die Verwendung von Talkum sind jedoch wirtschaftliche Gesichtspunkte: der Füllstoff ist wesentlich billiger als der verwendete Thermoplast. Seine Verwendung als Füllstoff führt somit zu einer Reduzierung der Materialkosten.

Talkum liegt im Gegensatz zu den Glasfasern plättchenförmig vor mit einem Durchmesser im Bereich von $5 \mu\text{m} < D < 100 \mu\text{m}$ und einer Dicke im Bereich von $0,1 \mu\text{m} < d < 5 \mu\text{m}$. Bisher werden talkumgefüllte Thermoplaste als isotrop angenommen. Es sollten also keine durch eine mögliche Orientierung des Talkums richtungsabhängige mechanische Eigenschaften resultieren.

2.3 Spritzgießen

Für die Herstellung von Bauteilen aus Kunststoffen gibt es verschiedene Urformprozesse. Einen Überblick über die zahlreichen Herstellungsverfahren liefert Abb. 2.5.

Das wichtigste Verfahren für die Herstellung von technischen Bauteilen aus Thermoplasten ist das Spritzgießen. Das Granulat wird über einen Trichter zugeführt und mittels einer rotierenden Schnecke aufgeschmolzen. Die notwendige Temperatur für das Aufschmelzen des Kunststoffgranulats wird dabei über elektrische Heizungen in den Zylinder mit der rotierenden Schnecke eingebracht. Die Thermoplastschmelze wird anschließend über eine translatorische Bewegung der Schnecke in das Werkzeug gedrückt. Das Werkzeug ist dabei so ausgeführt, dass ein Hohlraum das zu produzierende Bauteil ausbildet. Zur Entnahme des Bauteils ist das Werkzeug zweigeteilt aufgebaut und in Düsenseite und Auswerferseite unterteilt. Nach dem Abkühlen und dem Erstarren der Schmelze im Werkzeug wird das Bauteil nach dem Öffnen des Werkzeugs über ein Auswerfersystem ausgeworfen. Einen schematischen Aufbau einer Spritzgießmaschine zeigt Abb. 2.6.

Neben dem bereits gezeigten (Standard)-Spritzgießprozess gibt es zahlreiche Sonderformen, wie z. B. das Mehrkomponenten-Spritzgießen, Spritzprägen oder das Gasinnendruckverfahren. Weiterhin können auch Duroplaste oder Elastomere auf einer Spritzgießmaschine verarbeitet werden. Dies zeigt den großen Vorteil dieses Fertigungsprozesses: durch die Flexibilität des Spritzgießprozesses können Bauteile mit unterschiedlichsten Geometrien und Anforderungen gefertigt werden, auch wenn dafür teilweise die Maschinenteknik angepasst werden muss und für jedes Bauteil ein eigenes Spritzgießwerkzeug benötigt wird.

Abbildung 2.7 zeigt den Zyklus des Spritzgießprozesses. Dabei handelt es sich um ein diskontinuierliches Fertigungsverfahren. Zunächst wird das Werkzeug geschlossen und das Spritzaggregat fährt auf das Spritzgießwerkzeug. Durch eine Kolbenbewegung der Schnecke wird das bereits aufgeschmolzene Material ins Werkzeug gedrückt. Verarbei-

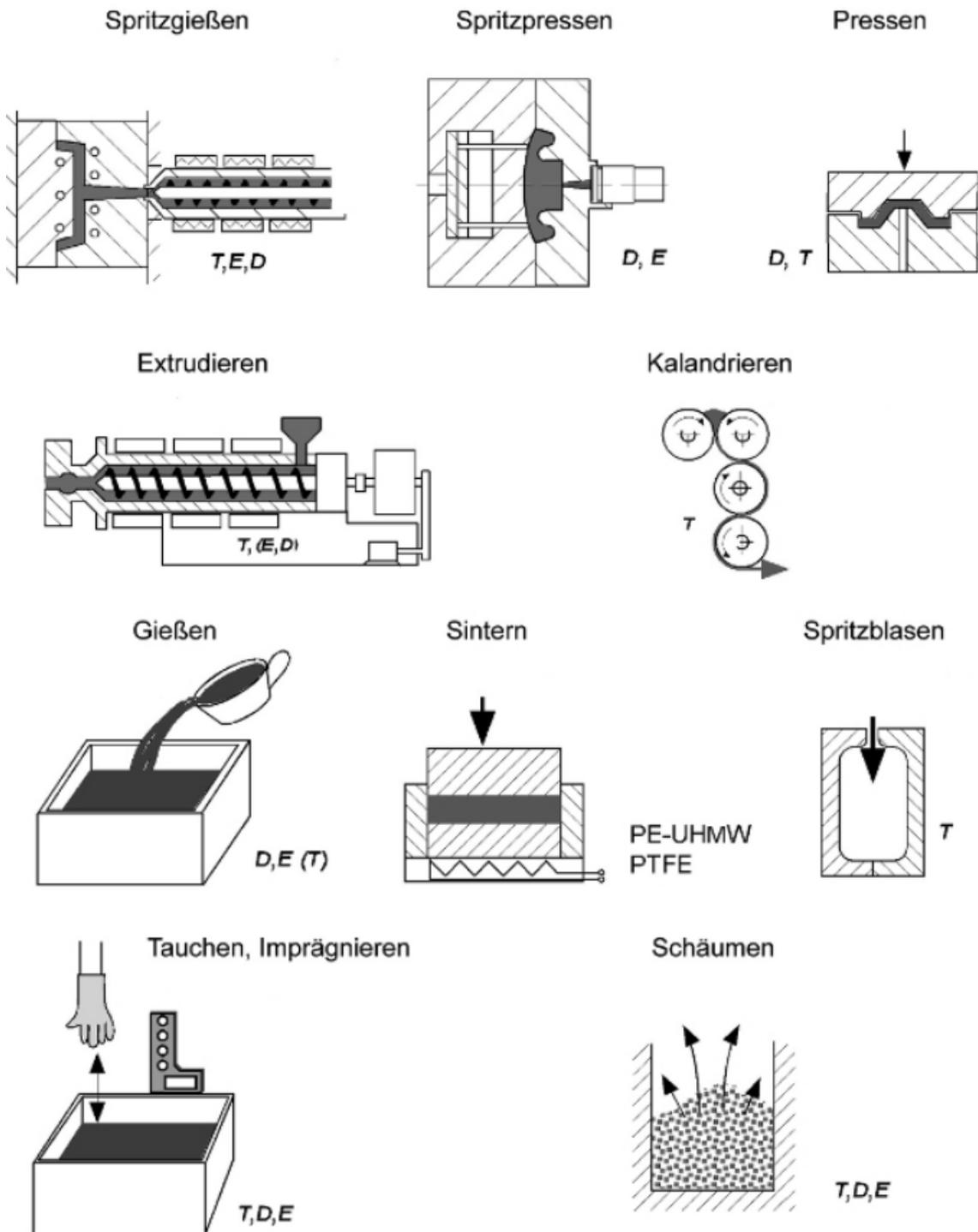


Abb. 2.5: Urformprozesse für Thermoplaste (T), Duroplaste (D) und Elastomere (E) [24]

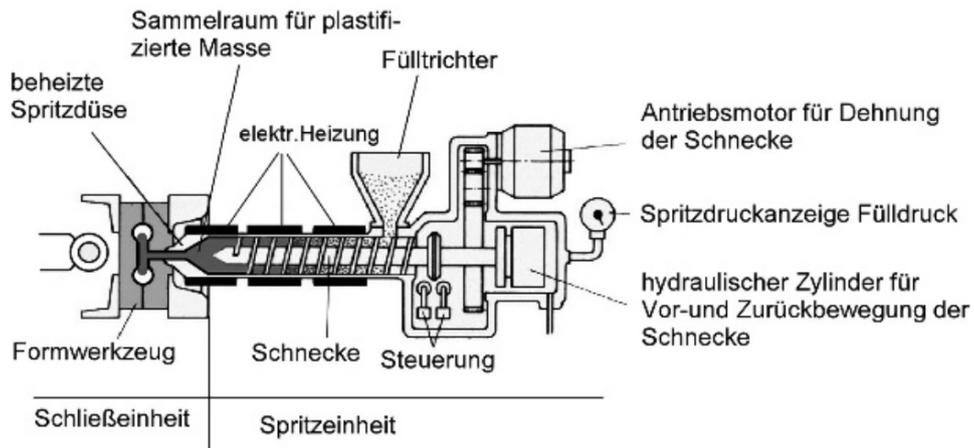


Abb. 2.6: Schematische Darstellung einer Spritzgießmaschine [24]

tungstemperaturen liegen dabei im Bereich $150\text{ }^{\circ}\text{C} < T < 300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Das Werkzeug wird über eine Flüssigkeitstemperierung auf Temperaturen von $10\text{ }^{\circ}\text{C} < T < 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ gekühlt.

Nach dem Einspritzen beginnt das Abkühlen der Schmelze. Während des Abkühlens sinkt das spezifische Volumen des Thermoplasts. Diese Volumenabnahme muss über die Nachdruckphase kompensiert werden, um Verzug, Lunker oder Einfallstellen zu vermeiden. Nach dem Abschluss der Nachdruckphase fährt das Aggregat vom Werkzeug zurück und die Restkühlphase beginnt. Parallel dazu wird durch die Rotation der Dosierschnecke neues Material aufgeschmolzen und in den Schneckenorraum gefördert. Dieses Material wird dann im darauf folgenden Spritzgießzyklus verwendet. Ist die Bauteiltemperatur auf

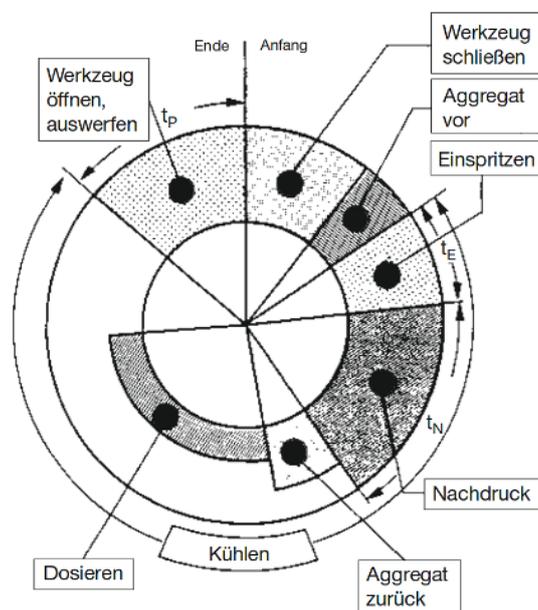


Abb. 2.7: Darstellung eines Spritzgießzyklus [77]

die empfohlene Entformungstemperatur gesunken, wird das Werkzeug geöffnet und das Bauteil über das Auswerfersystem entformt. Anschließend beginnt der Spritzgießprozess erneut. Typische Prozesszeiten sind der folgenden Aufzählung zu entnehmen:

- Einspritzzeit: $0,5 \text{ s} < t < 5 \text{ s}$,
- Nachdruckzeit: $0,5 \text{ s} < t < 30 \text{ s}$,
- Restkühlzeit: $5 \text{ s} < t < 60 \text{ s}$,
- Zykluszeit: $10 \text{ s} < t < 100 \text{ s}$.

Bedingt durch das Fertigungsverfahren und das Fließverhalten von Thermoplastschmelzen treten beim Spritzgießen einige Besonderheiten auf. Dazu gehören unter anderem die Ausbildung von Bindenähten (BN) und die Entstehung von Vorzugsorientierungen von Füll- und Verstärkungsstoffen sowie der Makromoleküle. Bindenähte treten auf, wenn die Schmelze durch ein Hindernis geteilt wird (s. Abb. 2.8) oder wenn ein Bauteil mit mehreren Anspritzpunkten gefertigt wird. Nach der Vereinigung der geteilten Schmelzefronten entsteht in diesem Bereich eine Kerbe bzw. ein Bereich mit signifikant geringeren mechanischen Eigenschaften. MENNIG [81] begründet dies durch

- eine mangelnde Interdiffusion der Makromoleküle der beiden Fließfronten über die Trennebene hinweg,
- das Zusammenfließen der Schmelzefronten orthogonal zur bisherigen Fließrichtung ausgeprägten Fließbewegungen und damit auch Orientierungen sowie
- die Ausbildung einer V-förmigen Kerbe an der Oberfläche des Kunststoffbauteils (s. Abb. 2.8)

im Bereich der Bindenaht. Besonders ausgeprägt ist eine Reduzierung der mechanischen Eigenschaften bei faserverstärkten Thermoplasten. Ähnlich wie bei der fehlenden Interdiffusion der Molekülketten gibt es keine Diffusion von Glasfasern von der einen zur anderen Schmelzefront (vgl. Abb. 2.3). Damit liegt im Bindenahtbereich keine Glasfaserverstärkung vor. Dies muss bei der Auslegung von mechanisch belasteten Bauteilen berücksichtigt werden. Da Bindenähte nicht grundsätzlich durch das oftmals komplexe Strömungsprofil im Spritzgießwerkzeug während des Füllvorgangs verhindern lassen, sollte darauf geachtet werden, dass keine Bindenähte in Bereichen mit einer hohen mechanischen Belastung liegen.

Zusätzlich spielt die Orientierung von Verstärkungsstoffen wie z. B. von Glasfasern eine entscheidende Rolle für das Deformations- und Versagensverhalten von Kunststoffbauteilen. Die Faserorientierung resultiert aus den Strömungsverhältnissen während des Spritzgießens. Ein Schema der Bewegungsvorgänge beim Spritzgießen zeigt Abb. 2.9.

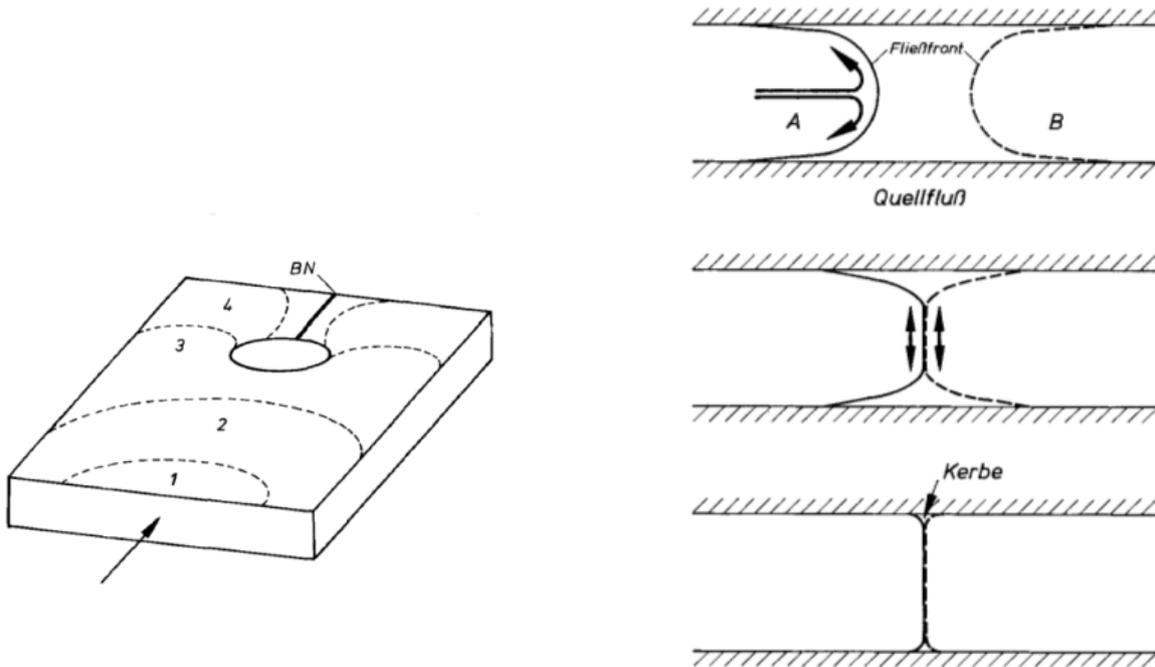


Abb. 2.8: Entstehung einer Bindenaht [81]

Kunststoffschmelzen verhalten sich nicht wie Newton'sche Fluide, d. h. es gibt keinen linearen Zusammenhang zwischen Schubspannung τ und Scherrate $\dot{\gamma}$. Kunststoffschmelzen zeigen ein strukturviskoses Verhalten. Mit steigender Scherrate $\dot{\gamma}$ verläuft die Schubspannung τ degressiv. Für die Verarbeitung von Kunststoffschmelzen ist diese Eigen-

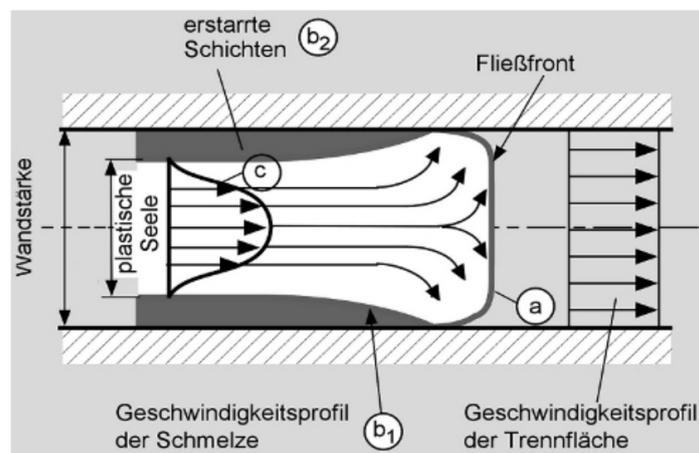


Abb. 2.9: Quellfluss bei Kunststoffschmelzen [24]

a. Schmelzefront

b₁. Randschichten beginnen zu erstarren

b₂. Randschichten sind bereits erstarrt

c. Schmelzprofil in plastischer Seele

schaft sehr vorteilhaft, weil mit zunehmender Scherrate $\dot{\gamma}$ eine relativ betrachtet geringere Schubspannung τ benötigt wird, um die Schmelze durch einen Kanal zu drücken. Zusätzlich durch den Effekt der Wandhaftung entsteht das in Abb. 2.9 dargestellte Strömungsprofil. Dieses Strömungsprofil wird *Quellfließen* oder *fountain flow* genannt und ist verantwortlich für die in Abb. 2.3 gezeigte Faserorientierung. Am Rand des Strömungskanals entsteht durch die Wandhaftung eine Scherströmung, welche die Fasern in Fließrichtung orientiert. In der Kanalmitte herrschen dagegen stark ausgeprägte Dehnströmungen, die zu einer Glasfaserorientierung quer zur Fließrichtung sorgen. Resultierend daraus bilden sich die drei Schichten über den Strömungskanal.

Zusätzlich zu einer möglichen Füllstoff- oder Glasfaserorientierung kann sich durch das Quellfließen auch eine Molekülorientierung ausbilden (s. Abb. 2.10). Diese resultiert aus den hohen Scherraten beim Spritzgießen von bis zu $\dot{\gamma} < 5000 \text{ s}^{-1}$, die durch ein schnelles Abkühlen an der Werkzeugwand eingefroren werden. Die Schmelze benetzt die Wand und bleibt an der Wand haften. Dieser Effekt der *Wandhaftung* ist auch verantwortlich für das Strömungsprofil aus Abb. 2.9. Die nachfließende Schmelze fließt über diese erstarrte Schicht hinweg. Durch diese Scherung besonders an der Werkzeugwand werden die Molekülketten in Fließrichtung verstreckt und orientiert.

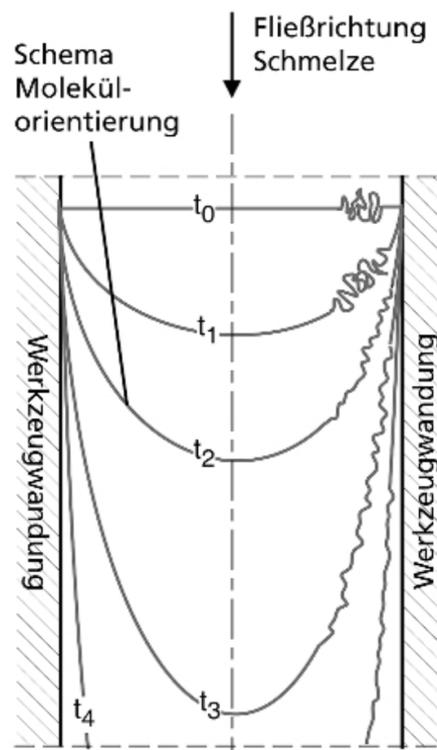


Abb. 2.10: Ausbildung von Molekülorientierungen mit fortschreitender Fließzeit $t_0 < t_1 < t_2 < t_3 < t_4$ [24]

Ähnlich wie bei der Orientierung von Glasfasern resultiert aus der vorhandenen Dehnströmung im Inneren des Strömungskanals eine Molekülorientierung senkrecht zur Fließrichtung. Allerdings herrscht im Inneren ein geringerer Temperaturgradient, sodass die Molekülorientierung nicht eingefroren wird. Dies führt zu einer Ausbildung einer wenig orientierten Mittelschicht, da es dort zu einem gleichmäßigen Kristallwachstum kommt. Die Molekülorientierung tritt deswegen hauptsächlich im Randbereich auf. Diese Molekülorientierung kann zu einem richtungsabhängigen Deformationsverhalten führen. Im Vergleich zu faserverstärkten Thermoplasten ist die Anisotropie jedoch wesentlich geringer ausgeprägt und tritt erst bei hohen Orientierungsgraden auf, die z. B. auch durch ein nachträgliches Verstrecken erreicht werden.

Durch die lokal unterschiedlichen Temperaturen beim Abkühlen entstehen Unterschiede im Kristallisationsgrad über die Wanddicke. Die Außenhaut entsteht durch eine starke Unterkühlung der Schmelze und zeigt für einen teilkristallinen Thermoplasten kaum eine Ausbildung eines kristallinen Gefüges. Dieser Effekt ist ebenfalls bei faserverstärkten Thermoplasten zu beobachten. In der nächsten Zone, der Scherzone, ist eine ausgeprägte orientierte Schicht in einem kristallinen Gefüge mit feiner Kornverteilung zu finden. In der Kernschicht erfolgt die Kristallisation im Vergleich zur Randschicht durch geringere Temperaturgradienten bzw. Abkühlgeschwindigkeiten wesentlich langsamer. Dies lässt ein grobes Gefüge mit großen kristallinen Bereichen, sog. *Sphärolite*, entstehen. Fertigungsparameter bei Spritzgießen wie z. B. die Werkzeugtemperatur oder die Einspritzgeschwindigkeit können die jeweiligen Schichtdicken und somit auch das daraus resultierende Deformationsverhalten signifikant beeinflussen.

Der Einfluss des Füllstoffs Talkum auf das Deformationsverhalten von Kunststoffbauteilen zeigt sich also wie folgt:

- der Spritzgießprozess führt zu einer Orientierung von Molekülen und von Füll- bzw. Verstärkungsstoffen.
- Füll- und Verstärkungsstoffe beeinflussen das Deformationsverhalten.
- die vorliegenden Orientierungen können zu einem richtungsabhängigen Deformationsverhalten führen.
- durch das Spritzgießen werden Bindenähte erzeugt, die zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften, z. B. zu einer Reduzierung der Bruchdehnung, führen.

Diese Effekte werden in der vorliegenden Arbeit durch Herstellung geeigneter Probekörper mit unterschiedlichen Entnahmerichtungen durch verschiedenartige mechanische Untersuchungen z. B. mittels Zug- und Biegeprüfungen bei verschiedenen Prüfgeschwindigkeiten und -temperaturen gemessen und in einem *Füllstoff-Ketten-Modell (FK-Modell)* beschrieben. Zusätzlich werden Untersuchungen mit einem Rasterelektronenmikroskop zur Klärung der Orientierung der Talkumplättchen durchgeführt.

3 Probenherstellung

Für die notwendige Herstellung der Prüflinge durch Spritzgießen und Fräsen wird zunächst die Herstellung von spritzgegossenen Platten mit paralleler Fließfront gezeigt. Anschließend wird die Entwicklung einer spritzgegossenen Platte mit definierter Binde- bzw. Fließnaht und deren Herstellung vorgestellt. Der letzte Abschnitt zeigt schließlich die Präparation der Prüflinge, die aus den hergestellten Platten heraus gefräst werden.

3.1 Spritzgießen der Platte

Zur Untersuchung des Einflusses der Herstellungsbedingungen auf das Deformationsverhalten von unverstärkten Kunststoffen werden zunächst Platten spritzgegossen, aus denen in einem späteren Schritt die Prüfkörper unter definierten Entnahmewinkeln, abhängig von der Schmelzefließrichtung, entnommen werden können. Als Ausgangsprobekörper wird eine Platte mit den nominellen Abmessungen $80 \times 80 \times 2,5 \text{ mm}^3$ verwendet (s. Abb. 3.1). Die Platte wird mittels eines Spritzgießwerkzeugs aus Abb. 3.2 gefertigt. Ein Spritzgießwerkzeug besteht prinzipiell aus zwei Formhälften. Der Hohlraum des Werkzeugs, die sogenannte Kavität, ist auf der rechten Seite in Abb. 3.2 erkennbar und bestimmt dabei die Geometrie und die Oberflächenbeschaffenheit des Bauteils. Auf der Düsenseite (links in Abb. 3.2) wird der geschmolzene Thermoplast ins geschlossene

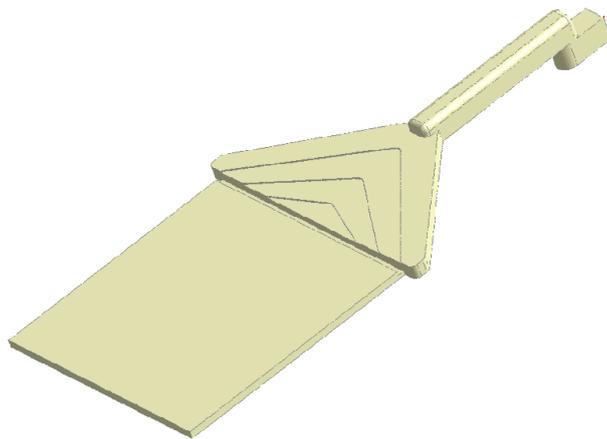


Abb. 3.1: Spritzgegossene Platte

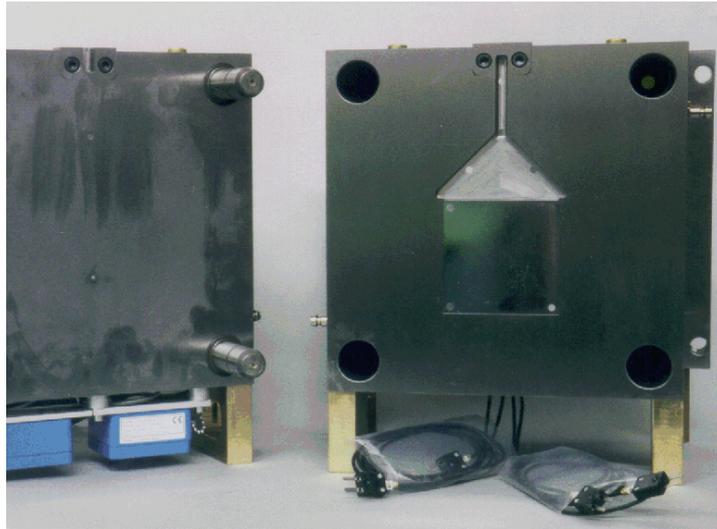


Abb. 3.2: Spritzgießwerkzeug

Werkzeug eingespritzt; die Auswerferseite (rechts in Abb. 3.2) entformt das Bauteil nach dem Öffnen und nach dem Erkalten der Kunststoffschmelze.

Um im Bereich der Platte eine parallele Fließfront zu erreichen, wird ein dreieckiges und abgestuftes Angussystem als Einlauf verwendet. Exemplarisch zeigt Abb. 3.3 eine Füllstudie [82] und eine Spritzgießsimulation der spritzgegossenen Platte. Bei einer Füllstudie wird systematisch das Dosiervolumen erhöht. Begonnen mit einem geringen Dosiervolumen kann durch das Steigern des Dosiervolumens nach jedem Spritzgießzyklus das Füllen des Bauteils visualisiert werden. Das Füllverhalten kann so dargestellt werden: die parallele Fließfront durch das dreieckige und über die Dicke gestufte Angussystem ist deutlich erkennbar. Durch dieses gleichmäßige Füllen stellt sich über die gesamte Plattenlänge eine homogene Molekül- und Füllstofforientierung bzw. Orientierung von Verstärkungsstoffen ein.

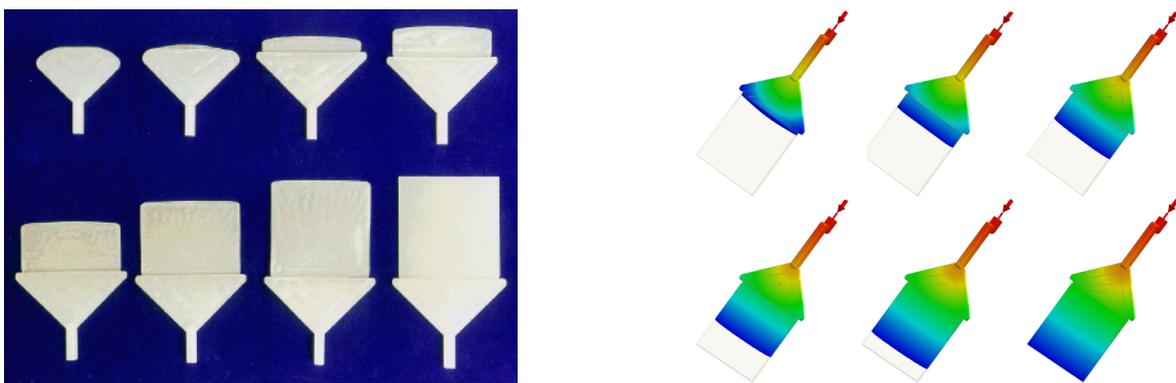


Abb. 3.3: Herstellung der Platte durch Spritzgießen
links: Füllstudie [82], rechts: Spritzgießsimulation

Die Spritzgießsimulation wird mit der Software *Moldex3D* des Herstellers *CoreTech System Co., Ltd.* durchgeführt. Die Materialkennwerte für die Spritzgießsimulation wie z. B.

- die scherraten- und temperaturabhängige Viskosität η ,
- die Abhängigkeit von Druck p , spezifischem Volumen v und Temperatur T ,
- die spezifische Wärmekapazität c_p , oder
- der temperaturabhängige thermische Ausdehnungskoeffizient α

werden neben den Prozessparametern, die an der Spritzgießmaschine zur Herstellung der Platten verwendet werden, als Eingangsdaten in die Simulationssoftware eingegeben. Die Ausbildung einer parallelen Fließfront im Bereich der Platte ist bereits kurz nachdem die Schmelze das Angussystem verlassen hat deutlich erkennbar. Die Farbskalierung ist dabei ein Maß für die Füllzeit (rot: minimale Füllzeit; blau: maximale Füllzeit). Die Auswertung der Spritzgießsimulation zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit der durchgeführten Füllstudie.

Verwendete Materialien in der vorliegenden Arbeit sind ein ungefülltes und unverstärktes Polypropylen (576P von Sabic) und ein mit Talkum und EPDM gefülltes Polypropylen (PP-T20 - Hostacom XBR169G von LyondellBasell mit einem Talkumanteil von 20 Gew – %). Die verwendeten Prozessparameter beim Spritzgießen sind in den Tabellen 3.1 und 3.2 zusammen gefasst. Die Auswahl der Prozessparameter für PP-T20 wird mit der Software *Statistica* des Herstellers *StatSoft (Europe) GmbH* durchgeführt und führt zu unterschiedlichen Ausprägungen der Molekülorientierung. Das genaue Vorgehen ist in [3] beschrieben.

Tabelle 3.1: Prozessparameter PP

Prozessparameter		
Einspritzgeschwindigkeit	mm/s	57
Einspritzzeit	s	0,9
Massetemperatur	°C	200
Werkzeugtemperatur	°C	40
Nachdruck	bar	150
Nachdruckzeit	s	40
Restkühlzeit	s	20

Tabelle 3.2: Prozessparameter PP-T20

Prozessparameter		E1	E2	E3
Einspritzgeschwindigkeit	mm/s	22	135	37
Einspritzzeit	s	4	0,5	2
Massetemperatur	°C	240	200	220
Werkzeugtemperatur	°C		40	
Nachdruck	bar		400	
Nachdruckzeit	s		30	
Restkühlzeit	s		20	

3.2 Bindenahtherstellung

Nach der erfolgten Auswahl der Prozessparameter, um Orientierungen von Molekülketten gezielt einstellen zu können, wird im Folgenden ein weiteres entscheidendes Thema beim Spritzgießen von technischen Bauteilen betrachtet: Bindenähte. NGUYEN-CHUNG [12] unterscheidet zwei Bindenahntypen: beim ersten Typ treffen zwei Schmelzeströme frontal aufeinander und bleiben anschließend an der Kontaktstelle stehen (stagnierende Bindenahnt). Beim zweiten Typ treffen die Schmelzefronten seitlich zusammen und fließen anschließend als vereinte Front weiter (Fließnahnt); exemplarisch ist dies Abb. 3.4 dargestellt.

Um den Einfluss des Strömungsprofils bei Bindenähten zu zeigen, wird für das Spritzgießwerkzeug der Platte (s. Abb. 3.1 und 3.2) ein spezieller Einsatz neu entwickelt und konstruiert. Durch einen modularen Aufbau können nach dem dreieckigen Angussystem

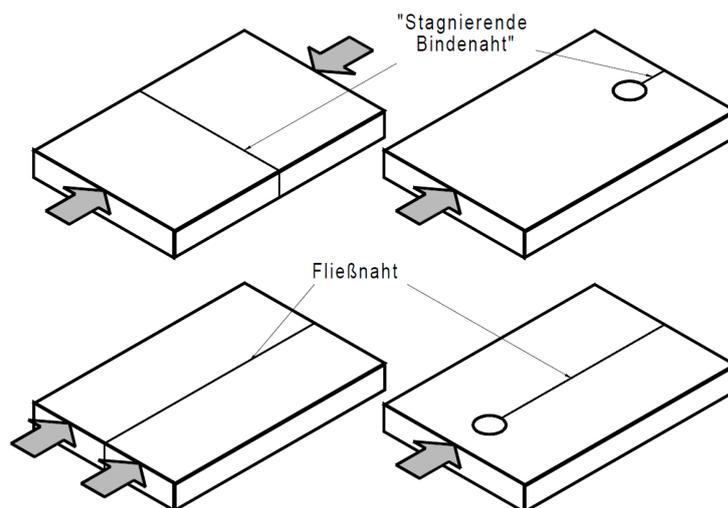


Abb. 3.4: Unterscheidung der Bindenahntypen [12]

tem Schmelzestromteiler mit unterschiedlichen Geometrien eingebaut werden. Bei einem schmalen Schmelzestromteiler (Breite $b = 2,5 \text{ mm}$) bildet sich im weiteren Verlauf eine Fließnaht aus, wohingegen ein breites Hindernis (Breite $b = 50 \text{ mm}$) zu einer stagnierenden Bindenaht führt. Dies wird vor der Umsetzung mit der Spritzgießsimulation *Moldex3D* simuliert (s. Abb. 3.5 für die Erzeugung einer Bindenaht; rot: minimale Füllzeit; blau: maximale Füllzeit). Die jeweiligen Platten für die Erzeugung von Fließ- und Bindenähten zeigt Abb. 3.6.

Nach der Modifikation bzw. dem Umbau des Werkzeugs werden Füllstudien durchgeführt, um die Erzeugung der Fließ- bzw. der Bindenaht zu zeigen. Das unterschiedliche Aufeinandertreffen der beiden Schmelzefronten nach dem eingebauten Hindernis ist in Abb. 3.7 für die Fließnaht und in Abb. 3.8 für die Bindenaht dargestellt. Beim Vergleich zwischen

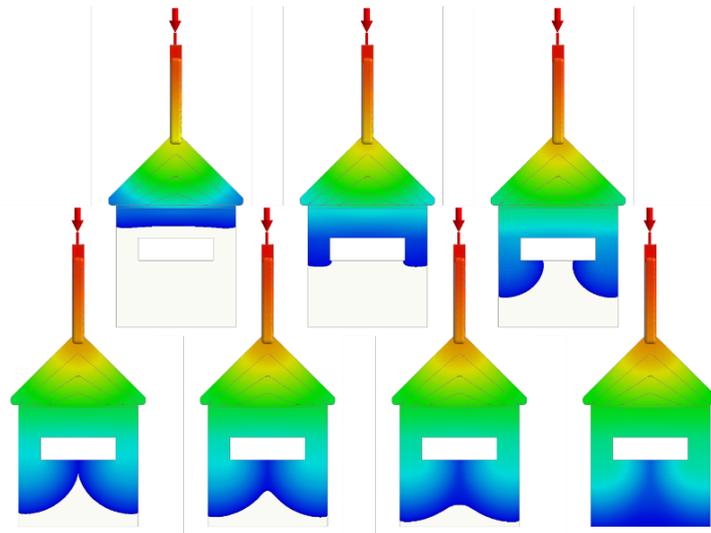


Abb. 3.5: Spritzgießsimulation zur Erzeugung einer Bindenaht

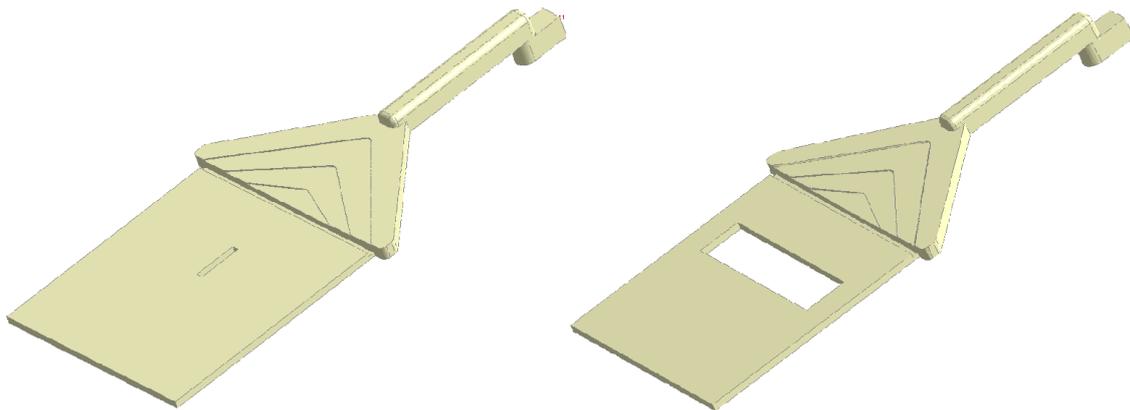


Abb. 3.6: Plattengeometrie mit Schmelzestromteiler
links: $b = 2,5 \text{ mm}$ zur Erzeugung einer Fließnaht
rechts: $b = 50 \text{ mm}$ zur Erzeugung einer Bindenaht



Abb. 3.7: Füllstudie zur Erzeugung einer Fließnaht

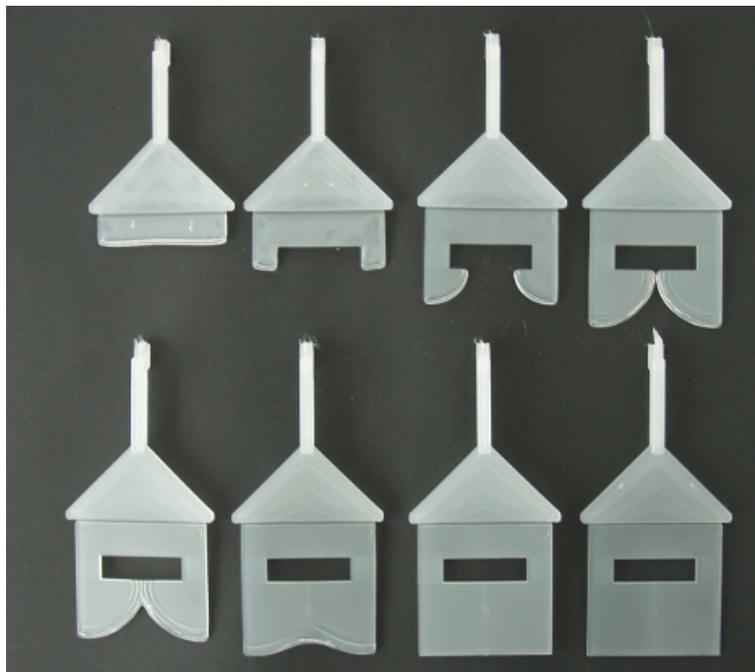


Abb. 3.8: Füllstudie zur Erzeugung einer Bindenaht

Spritzgießsimulation (s. Abb. 3.5) und Füllstudie (s. Abb. 3.8) wird erneut eine sehr gute Übereinstimmung gezeigt.

Generell liegt die Bindenahtproblematik bei unverstärkten Thermoplasten darin begründet, dass in der Binde- bzw. Fließnaht weniger Verschlaufungen der Molekülketten vorliegen als im übrigen Bereich des Bauteils, in drastischen Fällen sogar eine Kerbe im

Bauteil erkennbar ist [83]. Dies kann zu einem dramatischen Abfall der mechanischen Eigenschaften führen [84, 85].

LIM und PARK [86] zeigten 2005, dass die größten Einflussfaktoren für die Bindahtqualität von unverstärkten Kunststoffen die Temperaturen der zwei vereinigenden Schmelzefronten sind. Die Schmelzefronttemperatur wird vor allem durch die Masse- und Werkzeugtemperatur bestimmt. Daher werden bei der Herstellung der Bindahtproben zwei Einstellungen gewählt, einmal mit hoher und einmal mit tiefer Werkzeug- und Masse-temperatur. Die gewählten Prozessparameter für das verwendete Hostacom XBR169G von LyondellBasell sind in Tabelle 3.3 zu finden.

3.3 Herstellung der Probekörper

3.3.1 Probekörpergeometrie

Nach der Herstellung der Platten, sowie der Platten mit Binde- und Fließnaht werden daraus die entsprechenden Prüfkörper für

- Zugversuche,
- Druckversuche,
- Schubversuche sowie
- Biegeversuche

entnommen. Alle geprüften Proben werden mit Hilfe einer CNC-Fräsmaschine herausgefräst. Die Fräsparameter werden in Vorversuchen in Bezug auf eine defektfreie gefräste Oberfläche optimiert. Dies ist wichtig, damit im Probekörper an der gefrästen Oberfläche keine Riefen oder Fräsmarken entstehen, die in mechanischen Versuchen zu einer

Tabelle 3.3: Prozessparameter PP-T20 (Bindenaht)

Prozessbedingungen		E1	E2
Massetemperatur	°C	200	240
Werkzeugtemperatur	°C	20	60
Einspritzgeschwindigkeit	mm/s	35	
Einspritzzeit	s	2	
Nachdruck	bar	400	
Nachdruckzeit	s	30	
Restkühlzeit	s	20	

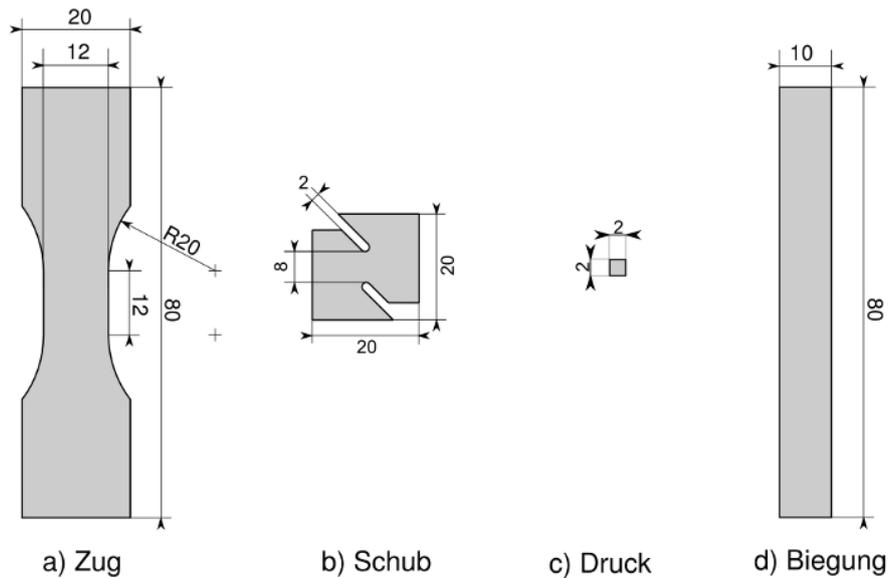


Abb. 3.9: Verwendete Probekörper zur Materialcharakterisierung

Sollbruchstelle werden könnten. Abbildung 3.9 zeigt die verwendeten Probekörper. Soweit nicht gesondert beschrieben, werden die Probekörper aus Platten mit einer Dicke $d = 2,4 \text{ mm}$ heraus gefräst.

Für Zugversuche wird der BECKER-Zugstab [87] verwendet (s. Abb. 3.9a). BECKER [87] konnte zeigen, dass die neuentwickelte Geometrie sowohl allen Ansprüchen von Hochgeschwindigkeitsuntersuchungen als auch quasistatischen Prüfungsgeschwindigkeiten genügt. Sowohl die Dehnratenkonstanz als auch ein einachsiger Spannungszustand in einem großen Bereich der Zugprobe konnten nachgewiesen werden. Der BECKER-Zugstab zeichnet sich durch einen parallelen Prüfbereich mit einer Länge $l = 12 \text{ mm}$ und einer Breite $b = 12 \text{ mm}$ aus.

Die Schubversuche werden mit der Z-Probe aus Abb. 3.9b) durchgeführt. In der Literatur werden einige weitere Prüfkörpergeometrien vorgeschlagen [88, 89, 90]. In der Arbeit von BECKER [87] werden diese Geometrien bewertet, die jeweiligen Vorteile der einzelnen Prüfkörper vereint und daraus ein neuer Prüfkörper entwickelt: die Z-Probe. Die Z-Probe bietet den Vorteil, dass sie mittels Fräsen sowohl aus Platten wie auch aus anderen Halbzeuggeometrien leicht zu entnehmen ist. Zwischen den beiden Fräsnuten im Abstand von $Z = 8 \text{ mm}$ stellt sich der Belastungszustand "Simple Shear" ein.

Druckversuche werden üblicherweise an kurzen Zylinderproben oder an schmalen Prüfkörpern durchgeführt. In [87] sind die Unterschiede des Deformationsverhaltens zwischen Zylinder und geführtem Stab im Deformationsverhalten aufgeführt. Auf Basis dieser Untersuchungen werden die Druckversuche hier nicht an geführten Stäben, son-

dern an Quadern durchgeführt (s. Abb. 3.9c). Die Quader weisen eine Kantenlänge von ca. $2 \times 2 \times 2,4 \text{ mm}^3$ auf.

Für die Durchführung der quasistatischen Biegeversuche werden gerade Proben mit einem konstanten Querschnitt ohne Radius oder Taillierung mit einer Länge $l = 80 \text{ mm}$ und einer Breite $b = 10 \text{ mm}$ in Anlehnung an [91] aus den Platten heraus gefräst. Für die dynamischen Biegeversuche werden ebenfalls gerade Streifen ohne Radius und Taillierung mit der gleichen Länge $l = 50 \text{ mm}$ und der Breite $b = 10 \text{ mm}$ aus den Platten heraus gefräst (s. Abb. 3.9d). Diese Versuche können insbesondere in der numerischen Simulation zur Validierung von Materialmodellen verwendet werden. Sie geben darüber hinaus einen Hinweis zur vorhandenen Zug-Druck-Asymmetrie des Werkstoffs.

3.3.2 Entnahmerichtung und -position der Probekörper

Zur Untersuchung der Richtungsabhängigkeit des Deformationsverhaltens werden die Zugstäbe aus der Platte unter Entnahmewinkeln α von 0° , $22,5^\circ$, 45° , $67,5^\circ$ und 90° entnommen. Als Referenzrichtung dient hier die Fließrichtung der Kunststoffschmelze nach dem dreieckigen Angussverteiler (s. Abb. 3.10). Im weiteren Verlauf wird die Entnahmerichtung auf zwei Arten angegeben:

- $\alpha = 0^\circ$ sowie
- W0.

Zusätzlich werden Probekörper für Schub- und Druckversuche unter Entnahmewinkeln von 0° und 90° aus der Platte heraus gefräst. Die Biegeversuche werden mit Probekörpern durchgeführt, welche unter 0° , 45° und 90° entnommen werden. In Vorversuchen konnte gezeigt werden, dass die Entnahmeposition keinen Einfluss auf das Deformationsverhalten hat; es spielt also keine Rolle, ob Zug-, Schub- oder Druckproben angussnah oder angussfern aus der Platte ohne Fließhindernis heraus präpariert werden [3].

Bei der Entnahmeposition der Probekörper mit Fließhindernis werden die Positionen angussnah und angussfern unterschieden; dies zeigt Abb. 3.11. Es werden ausschließlich

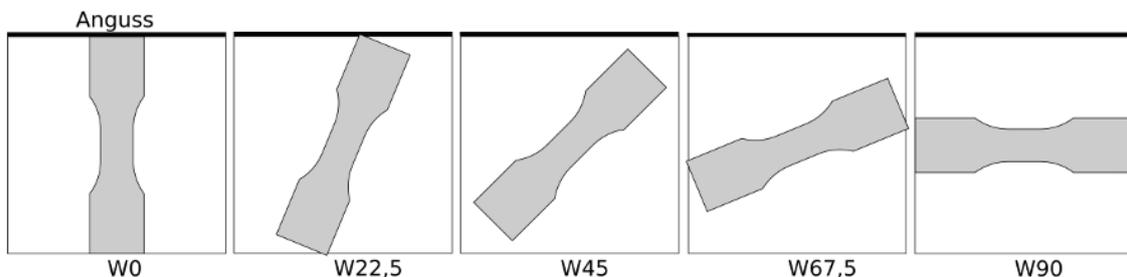


Abb. 3.10: Entnahmerichtungen der Zugproben in der Platte

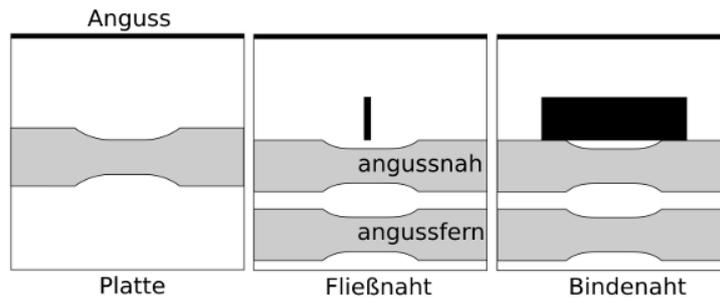


Abb. 3.11: Entnahmeposition der Zugproben
links: ohne Fließhindernis, Mitte: Fließnaht, rechts: Bindenaht

quasistatische Zugversuche durchgeführt. Der Einfluss einer weiteren Entnahmerichtung unter 60° wurde in [3] gezeigt.

4 Grundlagen der Charakterisierung

Das folgende Kapitel gibt einen Überblick über die verwendeten Methoden zur Charakterisierung der Prüfkörper. Zunächst wird eine einfache Methode zur qualitativen Abschätzung der Molekülorientierung vorgestellt. Anschließend werden die durchgeführten Versuche zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens beschrieben. Abschließend wird eine bildgebende Methode vorgestellt, mit der die Orientierung möglicher Füll- und Verstärkungstoffe visualisiert werden kann.

Die folgende Tabelle 4.1 gibt einen ersten Überblick, welche Versuche zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens durchgeführt werden. Darin werden die einzelnen Versuchsarten bei den entsprechenden Prüftemperaturen und Abzugsgeschwindigkeiten aufgelistet. Weiterhin sind unterschiedliche Entnahmerichtungen ($\alpha = 0^\circ$ bis $\alpha = 90^\circ$) dargestellt (vgl. Abschnitt 3.3).

4.1 Schwindungsversuche zur Abschätzung der Molekülorientierung

Für die Bestimmung der Molekülorientierung existieren unterschiedliche Methoden wie z. B. die Infrarotspektroskopie [92, 93] oder die Doppelbrechung [94, 95], mit denen diese direkt zu bestimmen ist. Allerdings bedingen diese Methoden meist einen hohen apparativen oder präparativen Aufwand. Daher wird im Folgenden eine indirekte Methode verwendet, um die Molekülorientierung in Spritzgießbauteilen zu visualisieren.

Dabei werden die spritzgegossenen Platten und daraus präparierte Zugprüfstäbe (s. Abschnitt 3.3.1) unterhalb der Schmelztemperatur in einen Ofen gelegt und die Schrumpfung nach dem Tempern gemessen: je größer die Schrumpfung ausfällt, desto größer ist die vorliegende Molekülorientierung [96, 97]. Dies lässt sich mit der Relaxation der Molekülketten oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g begründen, ab der sich die Molekülketten bewegen können. Diese Bewegungsfähigkeit der Molekülketten nimmt mit steigender Temperatur zu. Neben den genannten Vorteilen zur Abschätzung der Molekülorientierung muss allerdings darauf hingewiesen werden, dass mit dieser Methode nur gleiche Kunststofftypen miteinander verglichen werden können und es keine allgemeingültige Vergleichsmöglichkeit zwischen unterschiedlichen Kunststoffen gibt.

Tabelle 4.1: Übersicht der Versuche zur Materialcharakterisierung

Material	Versuch	Prüfgeschwindigkeit	Temperatur	Entnahmewinkel				
				0°	22,5°	45°	67,5°	90°
PP	Schwindung		170 °C	x				x
PP-T20			170 °C	x				x
PP	Zug	5 mm/min	23 °C	x				x
PP-T20	Zug	5 mm/min	23 °C ¹	x	x	x	x	x
			-35 °C	x				x
			80 °C	x				x
PP-T20	Zug		23 °C	0,01 m/s	x			x
				0,5 m/s	x			x
				3,0 m/s	x			x
				6,0 m/s	x			x
PP-T20	Biegung		23 °C	0,0001 m/s	x			x
				0,001 m/s	x			x
				1,0 m/s	x			x
				4,4 m/s	x			x
PP-T20	Schub	1 mm/min		x				x
	Druck	0,2 mm/min	23 °C	x				x
	Biegung	2 mm/min		x		x		x
PP-T20	Zug	5 mm/min	23 °C					Bindenaht: 90°

Tabelle 4.2: Schwindungsversuche zur qualitativen Abschätzung der Molekülorientierung

Material		PP	PP-T20
Temperatur	°C	170	170
Zeit	min	5	5

In Voruntersuchungen kann somit der Einfluss der Spritzgießbedingungen auf die aus dem Spritzgießprozess resultierenden Molekülorientierungen abgeschätzt werden. Die verwendeten Zeiten und Temperaturen sind in Tabelle 4.2 dargestellt.

¹ Zusätzlich: Auswertung der Temperaturerhöhung mit einer Wärmebildkamera für die Entnahmerichtungen 0° und 90°

4.2 Quasistatische Zugversuche

Im folgenden Abschnitt werden die Grundlagen der mechanischen Charakterisierung erläutert. Die Ergebnisse der Versuche dienen als Basis für die Beschreibung des Deformationsverhaltens von unverstärkten Thermoplasten, wobei die Anisotropie durch Molekülorientierungen und Füllstofforientierungen sowie die Ausbildung von Bindenähten berücksichtigt wird.

Eine Besonderheit von Kunststoffen im Vergleich zu den meisten Metallen und Legierungen ist die Zug-Druck-Asymmetrie [98, 99, 100]. Dabei zeigen Kunststoffe einen höheren Widerstand gegen Fließen unter Druckbelastung als unter Zugbelastung. Beispiele hierfür finden sich unter anderem in den Arbeiten von BECKER [87] und JUNGINGER [101]. Dieses unterschiedliche Verhalten zeigt sich im Verformungs- wie auch im Versagensverhalten und ist spezifisch für jeden Kunststoff, was sich auf die Morphologie des Kunststoffs zurückführen lässt [102]. Um dies im zu entwickelnden Materialmodell zu berücksichtigen, werden mechanische Versuche zur Beschreibung des Deformationsverhaltens bei unterschiedlichen Belastungsarten durchgeführt. Diese werden im Folgenden genauer beschrieben.

Für den universellen Einsatz bei konstanten oder auch variablen Prüfgeschwindigkeiten werden servohydraulische Prüfmaschinen verwendet. Durch geeignete Probengeometrien und Prüfvorrichtungen können unterschiedliche Spannungszustände realisiert werden. Die quasistatischen Versuche werden an der Universalprüfmaschine Z020 der Fa. Zwick ($v_{\max} = 750 \text{ mm/min}$, $F_{\max} = 20 \text{ kN}$) bei Temperaturen $T = -35 \text{ °C}$, $T = 23 \text{ °C}$ und $T = 80 \text{ °C}$ mit einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 5 \text{ mm/min}$ durchgeführt. Die Dehnungsmessung erfolgt dabei mittels optischer Grauwertkorrelation. Dies ist notwendig, da Effekte wie z. B. das lokale Einschnüren der Zugprobe im plastischen Bereich nicht mit herkömmlichen Dehnungsmessmethoden messbar sind. Weiterhin wird das lokale Deformationsverhalten als essentielle Eingabegröße für Materialmodellen in der FEM benötigt. Dies erfordert eine lokal auflösende Dehnungsmesstechnik. Die Dehnungsermittlung über die Messung des Traversenwegs ist nicht einsetzbar, da hierbei nur ein über die gesamte Probenlänge und die Geometrie der Probe gemittelter Dehnungswert berechnet wird. Außerdem zeigt die Maschinensteifigkeit einen Einfluss auf die Messergebnisse.

Bei der Grauwertkorrelation zur lokalen Dehnungsmessung wird ein stochastisches Muster auf die Probe aufgebracht (s. Abb. 4.1 links) und mit einer Digitalkamera während des Versuchs gefilmt. Die benötigte Bildrate liegt bei den quasistatischen Versuchen bei maximal 5 Bilder pro Sekunde. Im Anschluss an den Versuch werden mittels eines Kreuzkorrelationsalgorithmus [103] Verschiebungen und Verzerrungen des Musters zwischen den einzelnen gespeicherten Bildern berechnet. Diese Berechnung erfolgt mit der Software *VIC-2D* vom Hersteller *Correlated Solutions, Inc.*. Dazu wird das Gesamtbild in einzelne Facetten mit konstanter Facettengröße und konstantem Facettenabstand aufgeteilt. Von jeder dieser Einzelfacetten wird der Verschiebungsvektor und daraus die lokale Dehnung berechnet. Nach der Bildkorrelation steht die lokale Verschiebungs- und Deh-

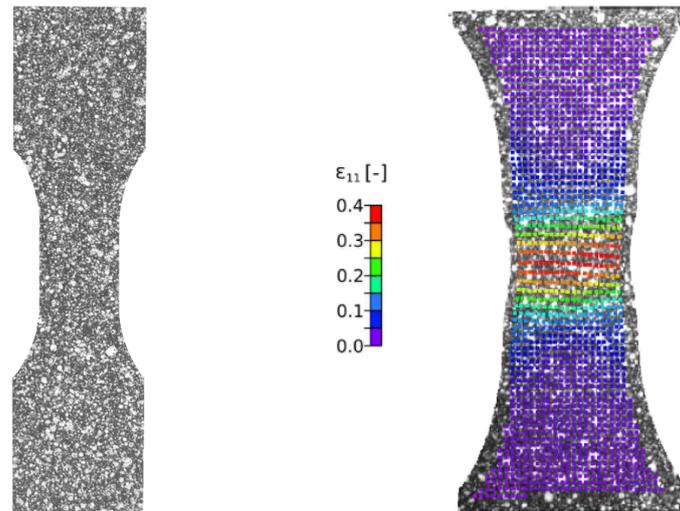


Abb. 4.1: Dehnungsmessung mittels Grauwertkorrelation [87]
 links: Zugstab mit Grauwertmuster
 rechts: korreliertes Einzelbild mit einzelnen Facetten

nungsverteilung auf der Probenoberfläche für jedes aufgenommene Bild, wie in Abb. 4.1 rechts gezeigt, zur Verfügung.

Aus den Dehnungen der einzelnen Facetten wird für jedes Bild - also auch für jeden Zeitschritt - ein Dehnungswert berechnet. Dafür wird der Mittelwert der Dehnungen aller Facetten im Bereich der größten Dehnung für jeden Zeitschritt gebildet. In BECKER [87] wird der Einfluss dieses Mittelungsbereiches gezeigt. Je größer der Mittelungsbereich gewählt wird, umso weniger lokal ist die Dehnungsmessung. In dieser Arbeit wird für alle Zugversuche ein Mittelungsbereich $l = 2$ mm gewählt. Veranschaulicht wird dies in Abb. 4.2: dort wird exemplarisch der ausgewählte Mittelungsbereich $l = 2$ mm für einen quasistatischen Zugversuch (Abzugsgeschwindigkeit $v = 5$ mm/min, Prüftemperatur $T = 23$ °C) von PP-T20 kurz vorm Versagen gezeigt. Die grau eingefärbten Facetten werden nicht für die Dehnungsberechnung verwendet. Aus den farbig dargestellten Facetten wird schließlich ein mittlerer Dehnungswert berechnet.

Im weiteren Verlauf wird aufgrund der auftretenden großen Deformationen als nicht-lineares Verzerrungsmaß immer die logarithmische Dehnung (auch HENCKY-Dehnung genannt)

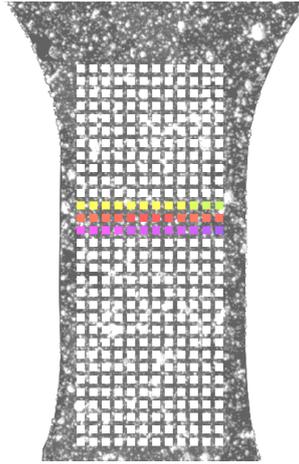


Abb. 4.2: Mittelungsbereich zur Berechnung der Dehnung von PP-T20

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{1}{L} dL = \ln \left(\frac{l}{l_0} \right), \quad (4.1)$$

$$\varepsilon_q = \ln \left(\frac{b}{b_0} \right) \quad (4.2)$$

verwendet. Dabei wird die logarithmische Längsdehnung ε mit dem Quotienten der aktuellen Länge l und der Ursprungslänge l_0 berechnet, wohingegen die logarithmische Querdehnung ε_q mit der aktuellen Breite b und der Ursprungsbreite b_0 berechnet wird. Aus dem Quotienten aus Querdehnung ε_q und Längsdehnung ε lässt sich die Querkontraktionszahl bzw. POISSON-Zahl

$$\nu = -\frac{\varepsilon_q}{\varepsilon} \quad (4.3)$$

berechnen. Die inkrementelle Querkontraktion

$$\nu_{\text{inkr}} = -\frac{\dot{\varepsilon}_q}{\dot{\varepsilon}} \quad (4.4)$$

wird aus dem Quotienten der Dehnrate in Querrichtung $\dot{\varepsilon}_q$ und in Längsrichtung $\dot{\varepsilon}$ berechnet. Verwendet wird diese Berechnung zum Teil bei der Erstellung von Materialkarten: z.B. bezeichnen KOLLING et al. [104] dies als *plastic Poisson ratio*. Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird durchgehend die inkrementelle Querkontraktion ν_{inkr} verwendet bzw. gezeigt. Die (technische) Spannung

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \quad (4.5)$$

berechnet sich aus dem Quotienten der Kraft F und der Ursprungsfläche A_0 , wohingegen sich die wahre Spannung

$$\sigma_w = \frac{F}{A} \quad (4.6)$$

aus dem Quotienten der Kraft F und der tatsächlichen Querschnittsfläche A errechnet. Der tatsächliche Querschnitt

$$A = b d \quad (4.7)$$

wird über die tatsächliche Breite b und Dicke d ermittelt, wobei beide Größen mit den logarithmischen Dehnungen in Querrichtung ε_q und in Dickenrichtung ε_d verknüpft sind:

$$b = b_0 \exp(\varepsilon_q), \quad (4.8)$$

$$d = d_0 \exp(\varepsilon_d). \quad (4.9)$$

Mit Hilfe der Berechnung des Ursprungsquerschnitts

$$A_0 = b_0 d_0 \quad (4.10)$$

aus dem Produkt der Breite b und der Dicke d lässt sich die tatsächliche Fläche

$$A = A_0 \exp(\varepsilon_q + \varepsilon_d) \quad (4.11)$$

errechnen. Unter der Annahme von transversal-isotropem Materialverhalten ($\varepsilon_q = \varepsilon_d$) [105] kann die wahre Spannung

$$\sigma_w = \frac{F}{A_0 \exp(2\varepsilon_q)} \quad (4.12)$$

berechnet werden. Abschließend wird die berechnete Dehnung mit dem gemessenen Kraftsignal zusammengeführt, um daraus den lokalen Spannungs-Dehnungs-Verlauf des Werkstoffs berechnen zu können.

Ein Vorteil der Zugversuche ist die Möglichkeit, die relative Volumenänderung mit Hilfe der log. Längsdehnung ε und der inkrementellen Querkontraktionszahl ν_{inkr} abzuschätzen. Im Folgenden wird die Herleitung gezeigt. Ein Würfel mit der Kantenlänge a_0 wird auf das Maß $a_1 \times a_2 \times a_2$ verformt. Die Materialeigenschaften seien isotrop, während der mechanischen Belastung zeigt das Material eine konstante Querkontraktionszahl.

Aus der Definition von Längs- und Querdehnung

$$\varepsilon = \ln \frac{a_1}{a_0} \rightarrow \exp(\varepsilon) = \frac{a_1}{a_0} \rightarrow a_1 = a_0 \exp(\varepsilon), \quad (4.13)$$

$$\varepsilon_q = \ln \frac{a_2}{a_0} \rightarrow \exp(\varepsilon_q) = \frac{a_2}{a_0} \rightarrow a_2 = a_0 \exp(\varepsilon_q) \quad (4.14)$$

und der Definition der Querkontraktion:

$$\nu = -\frac{\varepsilon_q}{\varepsilon} \rightarrow \varepsilon_q = -\nu \varepsilon \quad (4.15)$$

lässt sich das verformte Volumen

$$V = a_1 a_2^2 = a_0 \exp(\varepsilon) \left(a_0 \exp(\varepsilon_q) \right)^2 \quad (4.16)$$

berechnen. Mit Gl. (4.15) ergibt sich

$$V = a_0^3 \exp(\varepsilon) \left(\exp(-\nu \varepsilon) \right)^2. \quad (4.17)$$

Damit wird mit Hilfe des Ursprungsvolumens $V_0 = a_0^3$:

$$V = V_0 \exp\left(\varepsilon(1 - 2\nu)\right). \quad (4.18)$$

Die relative Volumenänderung ergibt sich somit zu:

$$\frac{V}{V_0} = \exp\left(\varepsilon(1 - 2\nu)\right). \quad (4.19)$$

Zusätzlich zu den Spannungs-Dehnungs-Daten wird bei ausgewählten Versuchen die Temperatur des Probekörpers während des Experiments mit Hilfe einer Wärmebildkamera gemessen. Zum Einsatz kommt dabei die Image IR 3525[®] von *InfraTec GmbH*. Damit können Temperaturunterschiede von $\Delta T < 0,02$ K gemessen werden. Die gewählte Aufnahmezeit beträgt 1 Bild pro Sekunde. Das Funktionsprinzip dieser Wärmebildkamera besteht darin, emittierte Infrarotstrahlung in einem Wellenlängenbereich $3,7 \mu\text{m} < \lambda < 4,8 \mu\text{m}$ zu messen. Mit einem Emissionskoeffizienten von $k = 0,9$ für Kunststoffe kann damit direkt die Temperatur der Probe bestimmt werden. Bei der Bildfrequenz $f = 1$ Hz beträgt die Auflösung der Kamera 320 x 256 IR-Pixel.

4.3 Rasterelektronenmikroskop

Die Verteilung und die Ausrichtung des Füllstoffs Talkum im PP-T20 wird mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) gemessen. Dabei werden Bilder erzeugt, indem ein fokussierter Elektronenstrahl die Probenoberfläche abstrahlt. Durch Wechselwirkungen der Elektronen mit den Atomen im Probekörper entstehen unterschiedliche Signale, die Informationen über die Oberfläche der Probe oder deren chemische Zusammensetzung

liefern. Es können Auflösungen im Bereich < 1 nm erreicht werden. Als Elektronenquelle dient eine Glühkathode. Der gesamte Prozess findet üblicherweise im Hochvakuum statt. Durch den Beschuss mit Elektronen kann es gerade bei nicht leitenden Materialien zur Aufladung der Probekörper kommen. Um dies zu verhindern, wird auf die Probenoberfläche eine sehr dünne Edelmetallschicht aufgebracht. Das Funktionsprinzip des Rasterelektronenmikroskops ist in Abb. 4.3 dargestellt. Als auswertbare Signale werden hauptsächlich

- Sekundärelektronen,
- Rückstreuelektronen oder
- die durch den Elektronenbeschuss entstehende charakteristische Röntgenstrahlung

verwendet. Sekundärelektronen werden durch den Beschuss der Probe mit dem Elektronenstrahl, den sog. Primärelektronen, erzeugt. Sie werden nur in der Oberfläche der untersuchten Probe im Bereich von wenigen Nanometern erzeugt und weisen nur eine geringe Energie auf. Die Auswertung der Sekundärelektronen bilden daher die Topographie der Oberfläche ab.

Rückstreuelektronen sind vom Probekörper zurückgestreute Primärelektronen. Die Signalintensität ist im wesentlichen von der Ordnungszahl des Materials abhängig; je höher die Ordnungszahl, desto größer ist die Ausbeute der Rückstreuelektronen. Dies führt dazu, dass Bereiche mit höherer mittlerer Ordnungszahl im Bild der Rückstreuelektronen heller erscheinen. Begründet durch diesen Effekt wird dieses Bild als Möglichkeit zur Auswertung des Materialkontrasts verwendet. Rückschlüsse auf die Verteilung unterschiedlicher Elemente in der Probe sind dabei möglich.

Die charakteristische Röntgenstrahlung im REM wird verwendet zur Bestimmung der Elementzusammensetzung. Die Röntgenstrahlung entsteht, wenn ein Primärelektron ein kernnahes Elektron eines Atoms der Probe heraus stößt. Die entstandene Lücke wird durch ein Elektron aus einem höheren Orbital besetzt. Dabei wird Energie in Form von Röntgenstrahlung frei, das für jedes Atom charakteristisch ist. Durch diesen Effekt ermöglicht die Auswertung der charakteristischen Röntgenstrahlung eine Aussage über die vorhandenen chemischen Elemente. Ein ausführlicher Überblick über die Einsatzmöglichkeiten des Rasterelektronenmikroskopie bei Kunststoffen ist in [106] zu finden.

Zur Probenpräparation wird der ungeprüfte Zugstab in flüssigem Stickstoff auf eine Temperatur $T = -196$ °C abgekühlt und anschließend durchgebrochen. Dieser Vorgang wird *Kaltbruch* genannt. Damit lassen sich die sich im Kunststoff eingebetteten Füllstoffe in den späteren REM-Aufnahmen deutlich erkennen. Anschließend wird der gebrochene Probekörper mit einer dünnen Goldschicht besputtert und im Rasterelektronenmikroskop betrachtet. Abbildung 4.4 zeigt die Entnahmestelle zu betrachteten Probe dargestellt als graue Schnittebene. Ähnlich sieht die Probenpräparation für geprüfte Zug-

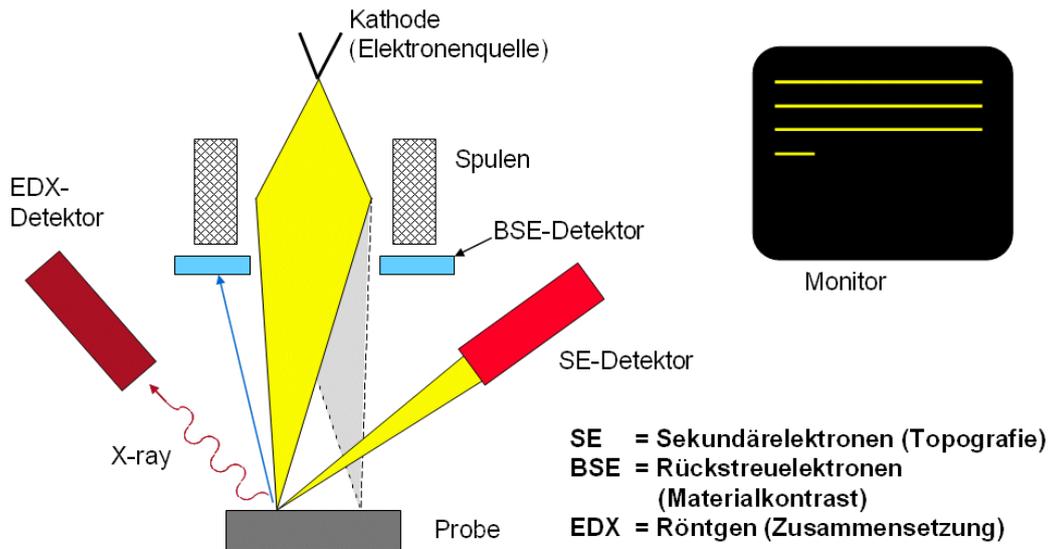


Abb. 4.3: Funktionsprinzip des Rasterelektronenmikroskops [107]

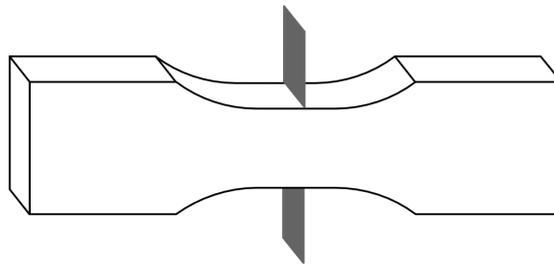


Abb. 4.4: Entnahmeposition der Probe fürs REM

proben aus. Ca. 5 mm nach der Bruchstelle werden die im Stickstoff abgekühlten Proben erneut gebrochen, die Bruchflächen mit Gold geschichtet und anschließend REM-Bilder aufgenommen. Für die Untersuchungen der betrachteten Werkstoffe wird ein Rasterelektronenmikroskop SM-300 von Topcon verwendet.

4.4 Quasistatische Schubversuche

Wie in Abschnitt 3.3.1 gezeigt werden die Schubversuche mit der Z-Probe durchgeführt. Neben den bereits genannten Vorteilen liegt ein weiterer darin, dass diese mittels einer Vorrichtung auf einer Standardzugprüfmaschine geprüft werden kann, indem sie kraftschlüssig zwischen die Spannbacken einer Zugprüfmaschine geklemmt werden (s. Abb. 4.5

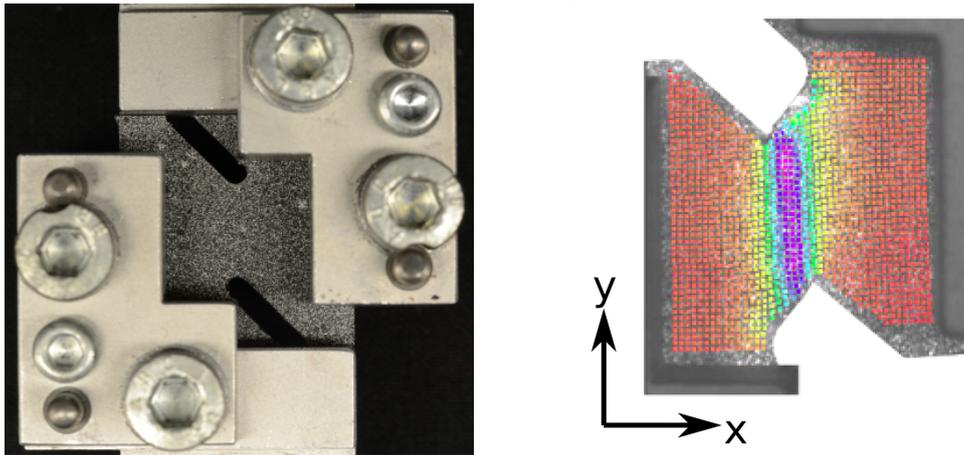


Abb. 4.5: Durchführung der quasistatischen Schubversuche
 links: Einspannvorrichtung für die Z-Probe
 rechts: Facettendarstellung des Schiefungsfeldes kurz
 vor dem Versagen (blau entspricht einer Schubverzerrung)

links). Alle Schubversuche werden mit einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 1 \text{ mm/min}$ bei einer Temperatur $T = 23 \text{ °C}$ durchgeführt.

Zwischen den beiden gefrästen Nuten bildet sich während des Versuchs ein Schiefungsfeld aus, das mit Hilfe der Grauwertkorrelation auswertbar ist. In Abb. 4.5 rechts sind die Facetten des Schiefungsfeldes kurz vor dem Versagen des Probekörpers dargestellt.

Die Schubspannung

$$\tau = \frac{F}{Zd} \quad (4.20)$$

wird aus der Kraft F und dem Probenquerschnitt im Schubbereich, also dem Abstand der beiden Fräsnuten Z und der Dicke des Schubbereichs d berechnet, wohingegen die Schiefung

$$\gamma = \frac{d_y}{b} \quad (4.21)$$

direkt aus dem Quotienten der Verschiebung d_y und der Nutbreite b berechnet wird. In allen durchgeführten Versuchen beträgt die Nutbreite $b = 2 \text{ mm}$. Abschließend werden Kraft- und Deformationswerte synchronisiert.

4.5 Quasistatische Druckversuche

Um das Deformationsverhalten von unverstärkten Thermoplasten unter Berücksichtigung der bereits erwähnten Zug-Druck-Asymmetrie möglichst genau in Simulationen abbilden zu können, muss bei der Materialmodellierung neben Zug- und Schubzuständen auch eine Druckbelastung berücksichtigt werden. Allerdings gibt es in der Literatur nur wenige zufriedenstellende Ansätze für einen uniaxialen Druckversuch, der bis über den elastischen Bereich hinaus sinnvolle Ergebnisse liefert [98, 100, 108, 109].

Hierbei ergeben sich eine Vielzahl von Problemen bei der Versuchsdurchführung: oftmals wird die Reibung während des Versuchs zu groß, was zu einem Ausbauchen der Probe und damit zu einem mehrachsigen Spannungszustand führt. Weiterhin ergeben sich Probleme aus der Probenlänge. Eine zu lange Probe führt zu einem Stabilitätsversagen durch Ausknicken des Probekörpers. Aus diesen Überlegungen resultiert, dass die Druckversuche an kurzen, Zylinderproben oder an schlanken Prüfkörpern durchgeführt werden, die dann während des Versuchs geführt werden müssen. In [87] werden die Unterschiede zwischen Zylinder und geführtem Stab im Deformationsverhalten diskutiert und gegenüber gestellt.

Wie in Abschnitt 3.3.1 gezeigt werden die Druckversuche nicht an geführten Stäben, sondern an Quadern durchgeführt. Der Aufbau der Druckversuche ist in Abb. 4.6 dargestellt. Die Druckversuche werden mit einer Traversengeschwindigkeit $v = 0,2 \text{ mm/min}$ bei einer Temperatur $T = 23 \text{ °C}$ durchgeführt.

Die Quader weisen eine Kantenlänge von $2 \text{ mm} \times 2 \text{ mm} \times 2,5 \text{ mm}$ auf. Die Dehnungen werden wieder mittels optischer Grauwertkorrelation gemessen. Die Berechnung der Spannungen und Dehnungen erfolgt analog zu den uniaxialen Zugversuchen (s. Abschnitt 4.2). Um den Reibungseinfluss zu minimieren, werden die Druckflächen mit Teflon geschmiert. Dabei kann sowohl ein Teflonspray oder auch ein Teflonband zum Einsatz kommen. Weiterhin wird nicht nur die Front sondern auch eine Seite des Würfels gefilmt, um mögliche Inhomogenitäten in der Deformation korrigieren zu können. Eine genaue Beschreibung der durchgeführten Druckversuche findet sich in der Arbeit von DILLENBERGER [110]. Durch ein Schmieren mit Teflon gelingt es, das Ausbauchen der Seitenflächen zu minimieren. Somit wird ein einachsiger Spannungszustand erreicht (s. Abb 4.7). Abschließend werden die Werte aus der Kraftmessung und aus der Dehnungsberechnung zusammengeführt.

4.6 Dynamische Zugversuche

Die dynamischen Zugversuche werden mit der Hochgeschwindigkeitsprüfmaschine HTM 5020 von Zwick durchgeführt (s. Abb. 4.8 links). Dabei können Prüfgeschwindigkeiten

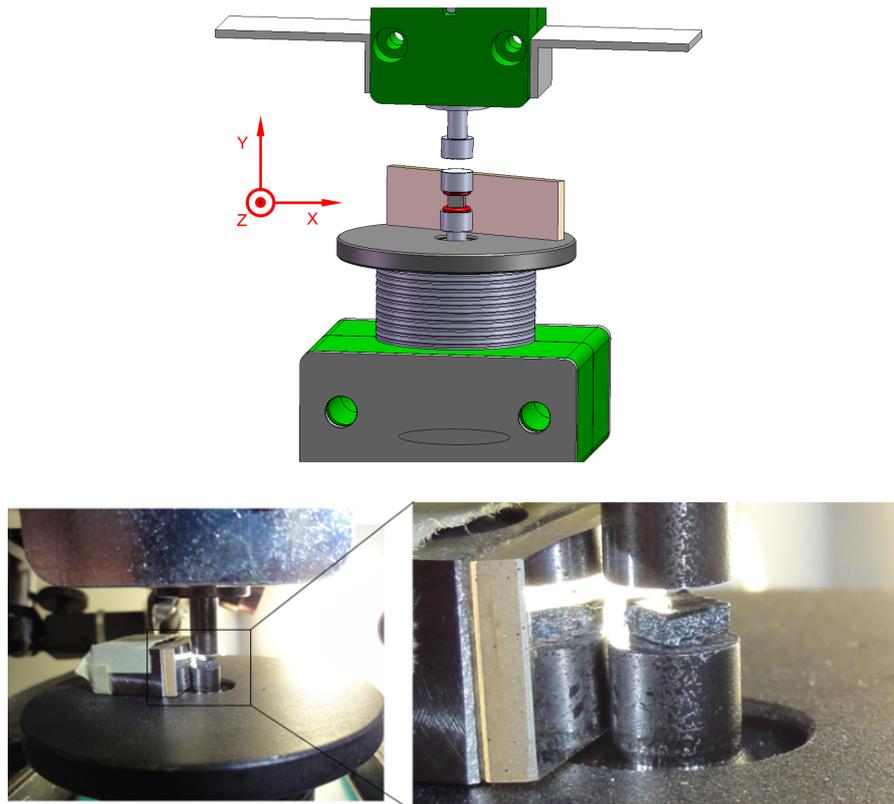


Abb. 4.6: Versuchsaufbau der Druckversuche
oben: schematischer Aufbau, unten: realer Aufbau

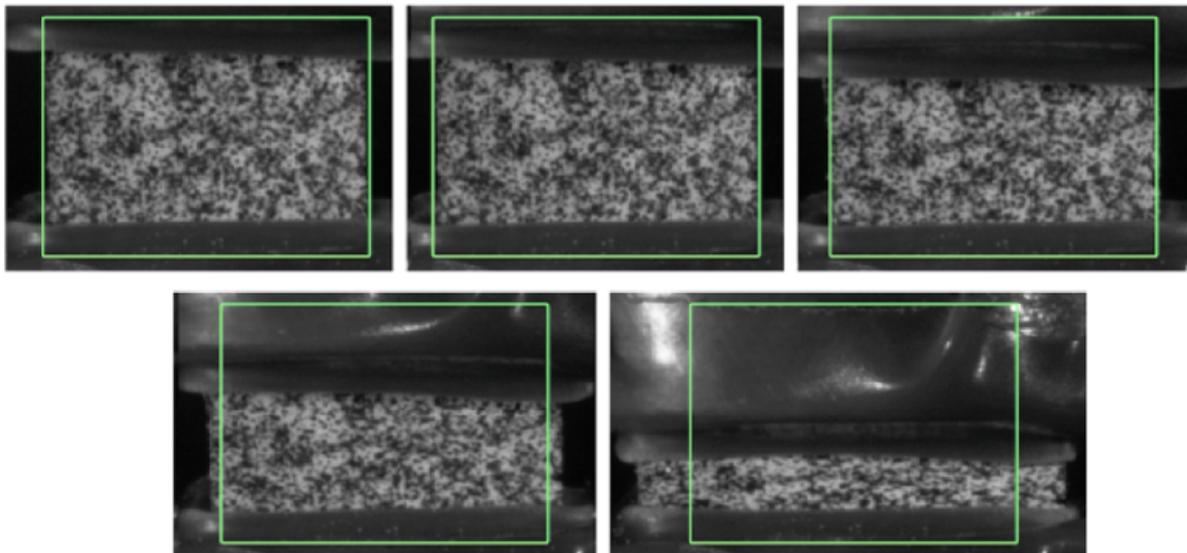


Abb. 4.7: Bildaufnahmen während des Druckversuchs [110]

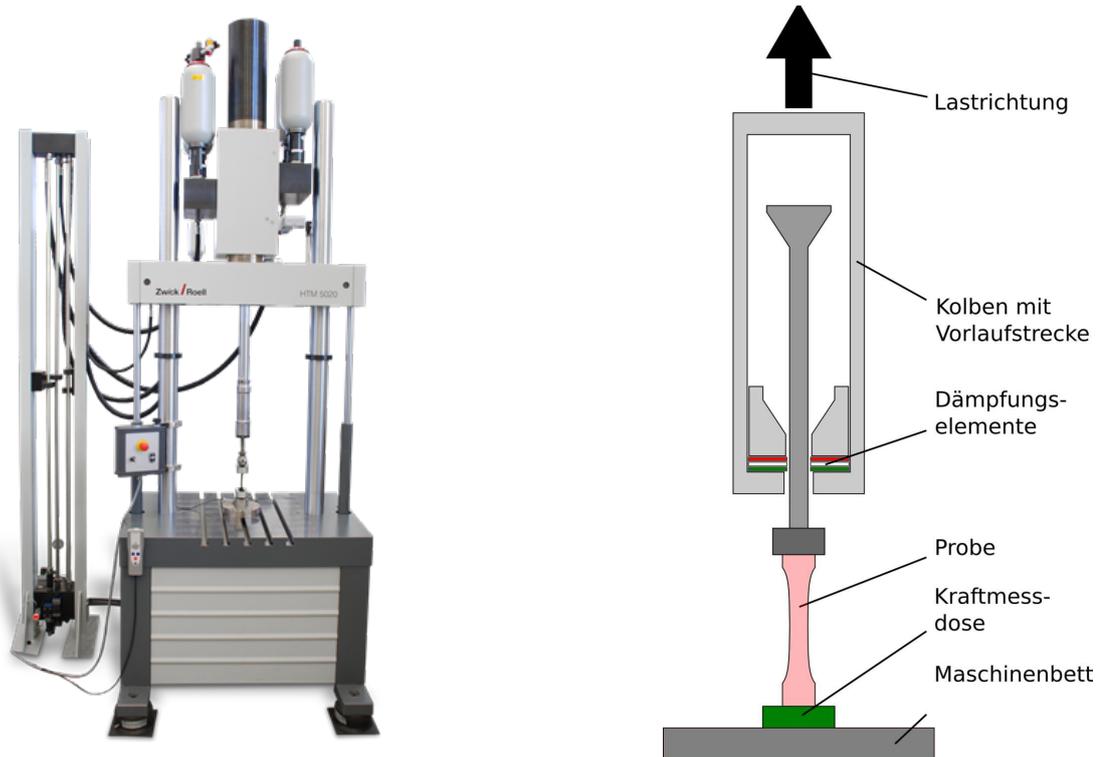


Abb. 4.8: Durchführung der dynamischen Zugversuche
 links: Hochgeschwindigkeitszugprüfmaschine HTM 5020 von Zwick [111]
 rechts: schematische Darstellung der Vorlaufstrecke [87]

von bis zu 20 m/s und eine maximale Kraft von 50 kN erreicht werden. Die Zugversuche werden mit Abzugsgeschwindigkeiten von

- $v = 0,01$ m/s,
- $v = 0,5$ m/s,
- $v = 3,0$ m/s und
- $v = 6,0$ m/s

durchgeführt. Um den Probekörper erst bei der gewünschten, hohen Geschwindigkeit zu belasten, wird eine Vorlaufstrecke verwendet (s. Abb. 4.8 rechts). Der Probekörper wird in einem Mitnehmerstab befestigt. Nach einem fest definierten Kolbenweg wird der Mitnehmerstab beschleunigt und die Probe belastet. Eine Variation des Kolbenwegs führt zu einer unterschiedlichen Anfangsgeschwindigkeit der Prüfung.

Durch die schnellen Bewegungen und das Auftreffen des Kolbens auf den Mitnehmerstab durch einen Formschluss entsteht in der Kraftmessdose eine Druckwelle, welche Schwingungen anregt. Diese Schwingungen überlagern das Messsignal der Kraftmessdo-

se. Dieser Effekt lässt sich durch die Verwendung geeigneter Dämpfungselemente in der Vorlaufstrecke verringern, vermeiden lassen sich die Schwingungen allerdings nicht.

BECKER [87] konnte einen Weg zeigen, diese unerwünschte Schwingungen herauszurechnen. Er entwickelte verschiedene Filteralgorithmen, um das Kraftsignal von den Schwingungen des Gesamtsystems zu trennen. Der Einsatz dieser Filter ermöglicht es reproduzierbar, ein von Eigenschwingungen bereinigtes Kraftsignal zu errechnen. Die so ermittelten Werte können wie in Abschnitt 4.2 verwendet werden, um daraus (wahre) Spannungen zu berechnen.

Die Dehnungsmessung erfolgt wie bereits bei den quasistatischen Zugversuchen in Abschnitt 4.2 beschrieben mittels optischer Dehnungsmessung. Allerdings liegt die benötigte Bildrate bei ca. 36.000 Bildern pro Sekunde bei einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 6 \text{ m/s}$. Bei einer Versuchsdauer von ca. $t \approx 2 \text{ ms}$ werden so ca. 70 Bilder gespeichert, mit denen durch Hilfe eines Kreuzkorrelationsalgorithmus die Verschiebungen und die Verzerrungen des Musters errechnet werden. Weniger Bilder sollten für Materialien mit einer hohen Versagensdehnung nicht verwendet werden, da sonst zu wenige Informationen über den gesamten Dehnungsbereich, insbesondere aber im elastischen Bereich zur Verfügung stehen. Nach der Berechnung von Spannung und Dehnung werden nun beide Messgrößen synchronisiert.

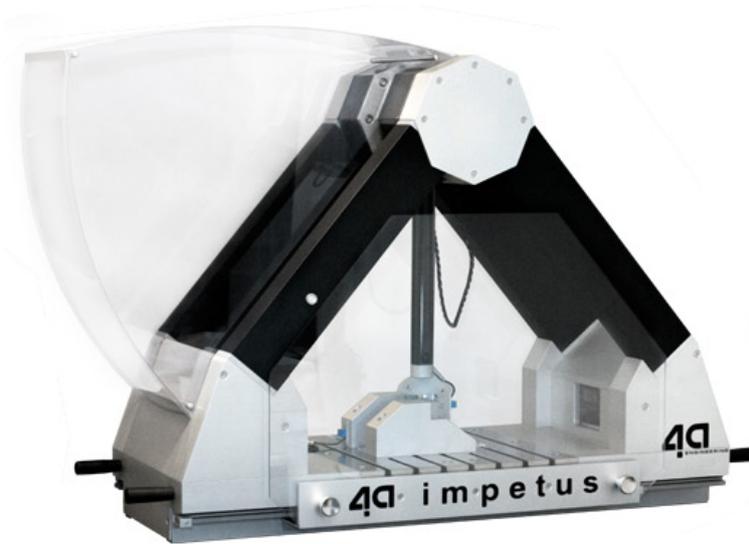
4.7 Quasistatische und dynamische Biegeversuche

Sehr häufig werden Universalprüfmaschinen eingesetzt, um durch Zug-, Schub-, Druck- oder Biegeversuche das Deformationsverhalten von Thermoplasten zu beschreiben. Wie in Abschnitt 4.2 gezeigt werden mittels Grauwertkorrelation Verzerrungen und Dehnungen berechnet. Die dafür benötigten Bilder werden während des Versuchs mit einer Kamera aufgenommen. Abschließend werden die Dehnungen mit dem Kraftsignal aus der Kraftmessdose über einen Zeitstempel zusammen geführt.

Diese Methode ist eine mögliche Vorgehensweise, um Eingangsdaten für die Struktursimulation zu ermitteln. Neben den bereits genannten Vorteilen ergeben sich bei dieser Vorgehensweise zwei wesentliche Nachteile.

- Es ist eine Vielzahl an Versuchen notwendig.
- Die Dehnungsberechnung mittels Grauwertkorrelation ist eine zeit- und somit kostenintensive Auswertemethode.

Zur Charakterisierung des Deformationsverhaltens werden daher zum Vergleich dynamische Biegeversuche mit einem instrumentierten Pendelschlagwerk, dem *4a impetus* (s. Abb. 4.9), durchgeführt. Diese sind im Vergleich zu den Zug-, Druck- und den Schubversuchen eine (kosten-)effiziente Methode mit großer praktischer Relevanz zur Bestimmung

Abb. 4.9: Dynamisches Pendel *4a impetus* [112]

des Deformationsverhaltens. Für Dehnraten $1\text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 200\text{ s}^{-1}$ können die Versuche mit dem kompakten Tischgerät *4a impetus* durchgeführt werden.

Die Biegung ist einer der am häufigsten auftretende Lastfälle beim Einsatz von Kunststoffen in mechanisch belasteten Bauteilen [113], dabei ist die Kenntnis über das mechanische Deformationsverhalten der Randschicht besonders von Interesse. Daher sind dynamische Biegeversuche ein eleganter Weg, um Materialkarten für die Struktursimulation zu erzeugen. Besonders macht sich das bei den Kunststoffen bemerkbar: durch die sich während des Spritzgießens bildende Quellströmung und der Abkühlung der Kunststoffschmelze zeigen Thermoplaste unterschiedliche mechanische Eigenschaften über den Querschnitt eines Bauteils: in der Randschicht zeigt ein Bauteil ein anderes mechanisches Verhalten im Vergleich zum Kernbereich. Besonders ausgeprägt ist dieses Verhalten bei glasfaserverstärkten Thermoplasten, wobei wie bereits erwähnt der Biegeversuch eine Untersuchung der hochorientierten Randbereiche zulässt. In Kombination mit weiteren Versuchen z.B. dem Zugversuchen kann das gemittelte Verhalten über der Dicke wiedergegeben werden, womit sich dann auch Aussagen zum relativen mechanischen Verhalten von Kern- zur Randschicht gewinnen lassen. *4a impetus* bietet dabei unterschiedliche Ansätze, um zu Materialkarten für die Simulation zu gelangen, im Rahmen dieser Arbeit wird vergleichsweise der relativ einfache Ansatz über reine Biegeversuche gegenübergestellt. Abbildung 4.10 zeigt den Bereich des Auflagers mit Prüfkörper und Pendel.

Bis zur fertigen Materialkarte durch Biegeversuche mit dem *4a impetus* sind drei Schritte notwendig [114]:

- Durchführung statischer und dynamischer Biegeversuche,

Abb. 4.10: Aufbau des *4a impetus*

- Datenauswertung sowie
- Materialparameteridentifikation mittels Optimierungssoftware (Reverse Engineering).

Abbildung 4.11 zeigt schematisch das prinzipielle Vorgehen von den Versuchen über die Auswertung bis zur Erstellung der Materialkarte.

Im ersten Schritt werden quasistatische und dynamische Biegeversuche durchgeführt. Die quasistatischen Biegeversuche werden mit einer elektromechanischen Universalprüfmaschine (AG-X von *Shimadzu*) und die dynamischen Biegeversuche mit dem *4a impetus* durchgeführt. Bei einer konstanten lichten Weite $l_w = 40$ mm des Auflagers und unterschiedlichen Geschwindigkeiten v des Pendels kurz vor dem Auftreffen auf den Prüfkörper bzw. der Biegefinne auf der Zugprüfmaschine ergeben sich unterschiedliche Dehnratenbereiche $\dot{\epsilon}$ während der Prüfung. Die verwendeten Prüfparameter sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Im zweiten Schritt werden die Daten aus den Biegeversuchen aufbereitet und Kraft-Verschiebungs-Beziehungen ermittelt. Die Kraft F wird dabei mit dem sich am Pendel befindenden Beschleunigungssensor (s. Abb. 4.10) als Produkt der Masse m und der Beschleunigung a , also $F = m a$, ermittelt. Für die Masse m wird eine reduzierte Masse wegen der Trägheit des Pendelarms eingesetzt. Durch die Wegmessung mit dem Winkelsensor, der sich ebenfalls im Pendelarm befindet, kann nun die Zeit eliminiert werden und das Ergebnis sind Kraft-Weg-Daten.

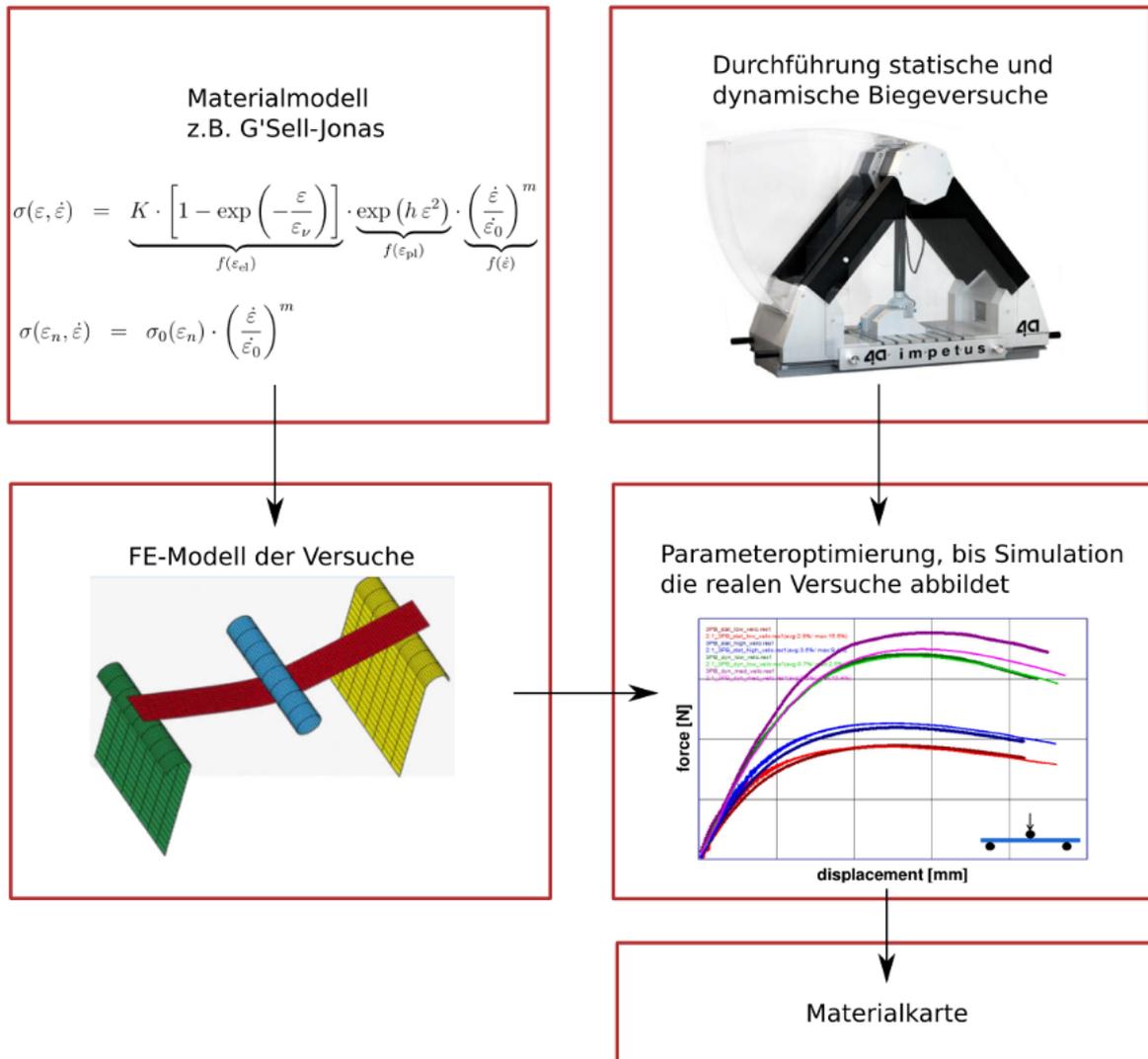


Abb. 4.11: Schematisches Vorgehen bei der Auswertung der dynamischen Biegeversuche über Reverse Engineering

Tabelle 4.3: Prüfparameter Biegeversuche mit 4a impetus

Prüfmaschine	Auflager l_w [mm]	Prüfgeschwindigkeit v [m/s]	Dehnratenbereich $\dot{\varepsilon}$ [1/s]
Universalprüfmaschine	40	0,0001	0,0001 - 0,001
		0,001	0,001 - 0,01
4a impetus	40	1,0	1 - 10
		4,4	60 - 100

In der industriellen Anwendung sind großteils sehr einfache Materialmodelle (elastisch-viskoplastisch mit VON-MISES-Fließfläche und Volumenkonstanz) aufgrund ihrer Rechenzeit und -stabilität im Einsatz, auch wenn diese kunststoffspezifische Charakteristiken wie Viskoelastizität und Volumenzunahme nicht wiedergeben. Die Softwarelösung 4a impetus bietet darüber hinaus auch die Möglichkeit komplexere Materialmodelle mit allgemeiner Fließfläche und Volumenzunahme zu berücksichtigen.

Vergleichend zur komplexen Materialcharakterisierung wird nun im dritten Schritt ein einfaches praxisnahes elastisch viskoplastisches VON-MISES-Materialmodell verwendet. Durch Reverse Engineering der gemessenen Kraft-Zeit-Daten wird eine parametrisierte Materialkarte ermittelt, die Informationen zur Verschiebung sind dabei eine zusätzliche Kontrolle. Damit wird die Fließspannung σ_y in Abhängigkeit der plastischen Dehnung ε_p für verschiedene plastische Dehnraten $\dot{\varepsilon}_p$ berechnet. Die Simulation wird mit *LS-Dyna* und die Optimierungsroutine mit *LS-OPT* von *Livermore Software Technology Corporation* durchgeführt. Dabei werden die Parameter so lange variiert bzw. optimiert, bis die Kraft-Verschiebungs-Daten der quasistatischen und dynamischen Biegeversuche mit den simulierten Werten übereinstimmen. Informationen zum Modellaufbau sind in Abschnitt 6.5 zu finden.

Als Ergebnis werden daraus abschließend Materialkarten ausgegeben. Dabei handelt es sich um dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Daten. REITHOFER und FERTSCHEJ [113] zeigen eine genaue Beschreibung der Optimierung und geben einen Überblick über die verfügbaren Modellierungsansätze zur Beschreibung der Fließfläche bzw. der Dehnratenabhängigkeit.

5 Ergebnisse der Untersuchungen

Das folgende Kapitel zeigt die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen. Dabei werden zunächst die Schwindungsversuche vorgestellt, um daraus eine Orientierung der Molekülketten qualitativ abschätzen zu können. Anschließend werden die Ergebnisse der mechanischen Charakterisierung gezeigt, die durch das *Füllstoff-Ketten-Modell* in Abschnitt 5.4 erklärt werden, das wiederum durch Aufnahmen im Rasterelektronenmikroskop bestätigt werden soll.

5.1 Schwindung

Bei den Schwindungsversuchen von PP 576P zeigt sich sehr deutlich die Ausbildung einer Vorzugsorientierung (s. Abb. 5.1). Die drei Zugstäbe links wurden in Fließrichtung aus den spritzgegossenen Platten heraus gefräst ($\alpha = 0^\circ$, W0), wohingegen die drei Zugproben rechts quer zur Fließrichtung entnommen wurden ($\alpha = 90^\circ$, W90). Bereits die Bilder nach der Schwindung im Ofen zeigen ein unterschiedliches Verhalten der W0- und W90-Proben. Die Schwindung in Entnahmerichtung ist bei den W0-Proben signifikant höher als bei W90-Proben. Demgegenüber schwinden die W90-Zugstäbe quer zur Entnahmerichtung stärker als die W0-Zugstäbe. Durch den Spritzgießprozess werden demnach die Molekülketten durch die vorhandene Dehn- und Scherströmung in Fließrichtung orientiert. Durch die Auslagerung im Ofen bei Temperaturen T oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g relaxieren die orientierten Molekülketten, wodurch sich qualitativ die Orientierungsrichtung abschätzen lässt.

Ein ähnliches Ergebnis zeigt sich bei PP-T20. Die Schwindung der W0-Proben (drei Zugstäbe in Abb. 5.2 links) zeigt sich vor allem in Entnahmerichtung, die W90-Proben (drei Zugstäbe in Abb. 5.2 rechts) schwinden vorwiegend quer zur Entnahmerichtung. Auch hier ist folglich davon auszugehen, dass das Spritzgießen zu Orientierungseffekten in der Platte führt. Allerdings kann die Schwindung bei PP-T20 sowohl durch die Orientierung der Molekülketten als auch durch eine Orientierung des Füllstoffs Talkum hervorgerufen werden. Daher muss die Orientierung des Füllstoffs durch REM-Aufnahmen (s. Abschnitt 5.5) geklärt werden.

Zusätzlich zur ersten Betrachtung der geschrumpften Zugstäbe kann die Änderung der Form der Zugstäbe vermessen werden. Länge, Breite und Dicke der Zugstäbe werden vor



Abb. 5.1: Schwindungsversuche von PP



Abb. 5.2: Schwindungsversuche von PP-T20

und nach den Schwindungsversuchen bestimmt, und daraus die Schwindung errechnet (s. Tabelle 5.1). Die Schwindung S_l in Längsrichtung bzw. S_b in Breitenrichtung

$$S_l = - \frac{\text{Längenänderung}}{\text{Ausgangslänge}} = - \frac{\Delta l}{l_0} \quad (5.1)$$

$$S_b = - \frac{\text{Breitenänderung}}{\text{Ausgangsbreite}} = - \frac{\Delta b}{b_0} \quad (5.2)$$

wird dabei ähnlich berechnet wie eine technische Dehnung aus dem Quotienten aus Längenänderung und Ursprungslänge bzw. Breitenänderung und Ursprungsbreite.

Der Messbereich zur Auswertung der Schwindung ist in Längsrichtung der Zugproben die gesamte Länge des Zugstabs $l_0 \approx 80 \text{ mm}$ und in der Breite die Ausgangsbreite des

Tabelle 5.1: Ergebnisse der Schwindungsversuche

Material	Entnahme- winkel	Schwindung [%]	
		Länge	Breite
PP	0°	5,2	-5,5
	90°	-0,5	10,5
PP-T20	0°	14,1	-0,9
	90°	-1,5	27,1

parallelen Bereichs $b_0 \approx 12$ mm. Der Eindruck der Bilder der geschrumpften Zugstäbe aus Abb. 5.1 und 5.2 wird hiermit quantifiziert: sowohl bei PP als auch bei PP-T20 schwindet in Längsrichtung (entspricht der Länge bei W0-Proben und der Breite bei W90-Proben) und wird größer in Querrichtung (entspricht der Breite der W0-Proben und der Länge der W90-Proben). Durch das Spritzgießen entsteht demnach eine Platte mit einer Vorzugsorientierung von Molekülketten oder Füllstoffen. Die Auswirkungen dieser Orientierung auf das mechanische Verhalten der aus der Platte heraus präparierten Probekörper wird in den nächsten Abschnitten gezeigt.¹

5.2 Quasistatische Zugversuche von PP

Nach der Anisotropie der Schwindungsversuche im letzten Abschnitt für Polypropylen ohne und mit Füllstoffen sollen im Folgenden die Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche für das ungefüllte Polypropylen 576P diskutiert werden. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten bei einer Traversengeschwindigkeit $v = 5$ mm/min (Q5) und einer Prüftemperatur $T = 23$ °C für Zugproben mit einem Entnahmewinkel $\alpha = 0$ ° (W0) und $\alpha = 90$ ° (W90) ist in Abb. 5.3 dargestellt. Dabei werden in Abb. 5.3 oben jeweils die Mittelwertkurve von fünf gemessenen Einzelkurven gezeigt, unten finden sich exemplarisch die fünf Einzelmessungen und die Mittelwertkurve. Die Reproduzierbarkeit der Messungen ist sehr hoch, sodass im Folgenden ausschließlich gemittelte Daten aus fünf Einzelmessungen gezeigt werden. Die Versuche werden bei einem Traversenweg von $l = 25$ mm abgebrochen, da bei größeren Längenänderungen eine optische Auswertung der Dehnung durch das extreme Einschnürverhalten des Werkstoffs nicht mehr möglich ist. Das Ende der Kurven stellt somit nicht das Versagen von PP dar.

Der ungefüllte Werkstoff PP zeigt keinen signifikanten Einfluss des Entnahmewinkels α auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten im quasistatischen Zugversuch (s. Abb. 5.3).

¹ Es sei jedoch erneut darauf hingewiesen, dass die Schwindungsversuche keine Aussage zur quantitativen Orientierung von Molekülketten oder Füllstoffen erlauben. Auch ein Vergleich der Werte unterschiedlicher Kunststoffe kann keine Aussage treffen, welcher Kunststoff mehr oder weniger stark orientiert ist.

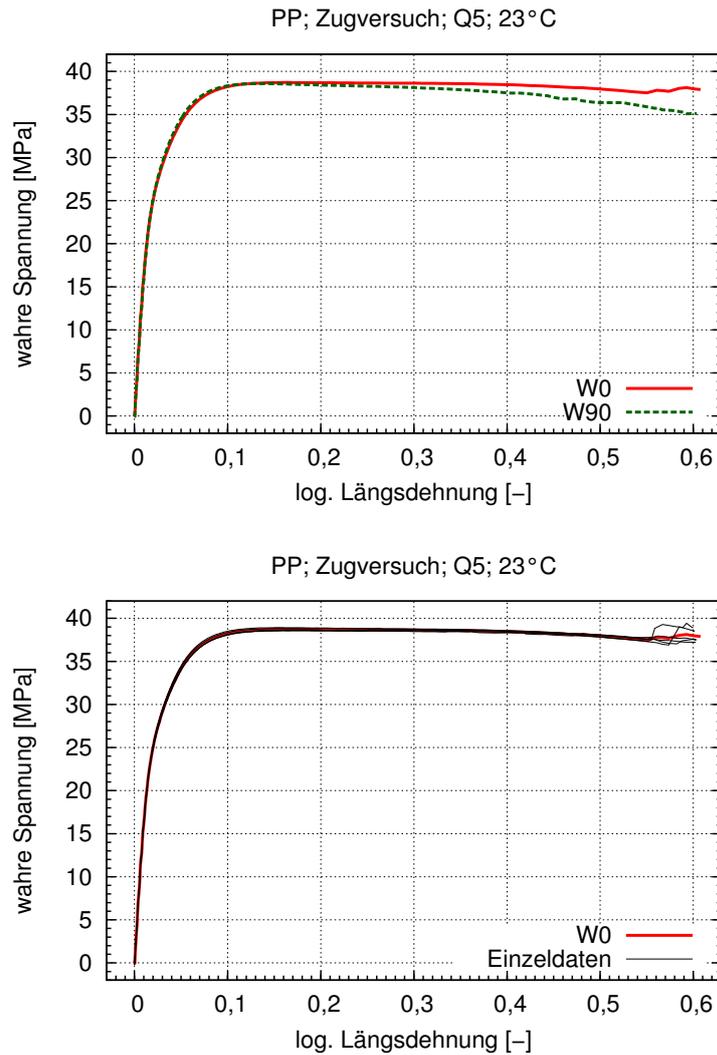


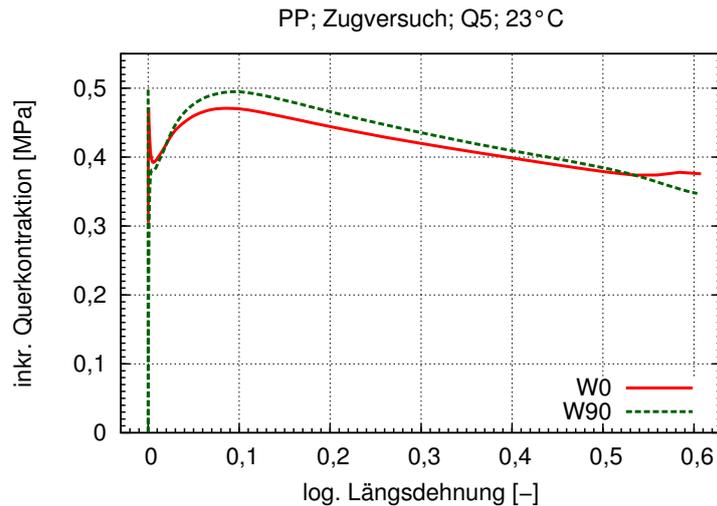
Abb. 5.3: Quasistatischer Zugversuch von PP:
Spannung-Dehnungs-Verhalten

Sowohl der Elastizitätsmodul ausgewertet in einem Dehnungsbereich von $0,0005 < \varepsilon < 0,0025$ (s. Tabelle 5.2) als auch im plastischen Bereich ist keine Richtungsabhängigkeit erkennbar. Nach Erreichen der Streckgrenze σ_y bleibt die Spannung σ_w mit steigender Dehnung ε auf dem gleichen Niveau. Die Unterschiede des Spannungsniveaus von W0- und W90-Proben liegt bei $\Delta\sigma_w(\varepsilon = 0,4) < 2,5\%$. Eine durch das Spritzgießen hervorgerufene Molekülorientierung führt bei einem ungefüllten Polypropylen folglich nicht zu einem anisotropen Werkstoffverhalten.

Ein ähnliches Bild zeigt sich bei der Betrachtung der Querkontraktion ν über der Dehnung ε (s. Abb. 5.4). Im elastischen Bereich zeigt sich kein Unterschied zwischen W0-

Tabelle 5.2: Richtungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls von PP

Entnahmerichtung	Elastizitätsmodul [MPa]	Standardabweichung [MPa]
0°	1777	62
90°	1702	44
Mittelwert	1736	63

Abb. 5.4: Quasistatischer Zugversuch von PP:
Querkontraktion

und W90-Proben. Im plastischen Bereich liegt der Unterschied der Querkontraktion $\Delta\nu(\varepsilon = 0,1) < 5\%$.

Als Fazit kann festgestellt werden, dass eine Orientierung von Molekülketten bei einem ungefüllten PP nicht zu einer Anisotropie der mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur führt. Sowohl Spannungs-Dehnungs- als auch Querdehnverhalten zeigen keine signifikanten richtungsabhängige Effekte, die bei einer Bauteilauslegung oder bei der Simulation von mechanisch beanspruchten Baugruppen berücksichtigt werden müssen.

5.3 Quasistatische Zugversuche von PP-T20

Im folgenden Abschnitt werden die Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche von PP-T20 bei einer Traversengeschwindigkeit $v = 5 \text{ mm/min}$ (Q5) und einer Prüftemperatur $T = 23^\circ\text{C}$ für unterschiedliche Entnahmerichtungen vorgestellt. Dabei werden sowohl der

elastische als auch der plastische Bereich ausgewertet und zusätzlich gemessene Effekte durch unterschiedliche Erklärungsansätze erläutert.

5.3.1 Deformationsverhalten

Obwohl ein Einfluss einer Molekülorientierung auf das mechanische Verhalten von ungefülltem Polypropylen nicht gemessen wurde, wird im Folgenden ein Material verwendet, welches als Füllstoff u.A. Talkum enthält. Dabei handelt es sich um das PP Hostacom XBR169G. In den Schwindungsversuchen zeigt das PP-T20 ein ähnliches Verhalten wie das ungefüllte PP (vgl. Abschnitt 4.1). Entgegen der Versuche in Abschnitt 5.2 zeigt das talkumgefüllte Polypropylen in den quasistatischen Zugversuchen mit einer Transversengeschwindigkeit $v = 5 \text{ mm/min}$ (Q5) und einer Prüftemperatur $T = 23^\circ\text{C}$ ein richtungsabhängiges Deformationsverhalten (s. Abb. 5.5 oben).

Das Spannungsniveau im plastischen Bereich von Proben mit einer Entnahmerichtung $\alpha = 0^\circ$ (W0) liegt ca. $\Delta\sigma_w \approx 20\%$ über den quer zur Fließrichtung ($\alpha = 90^\circ$, W90) entnommenen Prüfkörpern. Dieser Unterschied ist signifikant größer als die Messgenauigkeit bei der Versuchsdurchführung (s. Abb. 5.5 unten) für jeweils fünf Wiederholungsmessungen für Prüfkörper mit Entnahmewinkeln $\alpha = 0^\circ$ und $\alpha = 90^\circ$. Für alle hier gezeigten Ergebnisse werden fünf Einzelmessungen durchgeführt; gezeigt werden jeweils gemittelte Daten. Das Ende der gezeigten Kurven zeigt jeweils das Versagen der Probekörper. Eine Untersuchung zum Versagen ist nicht Gegenstand dieser Arbeit. Entgegengesetzt dazu entspricht das Ende der Spannungs-Dehnungs-Diagramme von ungefülltem PP (s. Abb. 5.3) nicht dem Versagen der Probekörper, sondern dem Ende der Auswertung. Die Lokalisierung der Dehnung ist bei ungefüllten PP deutlich ausgeprägter als bei PP-T20.

5.3.2 Auswertung des Elastizitätsmoduls

Bei der Auswertung des Elastizitätsmoduls wird zunächst ein geeigneter Dehnungsbereich für dessen Berechnung gesucht. Nach [115] soll der Elastizitätsmodul im Dehnungsbereich $0,0005 < \varepsilon < 0,0025$ ausgewertet werden. Unterschiedliche Auswertebereiche werden exemplarisch (PP-T20, W0, Q5) in Abb. 5.6 gezeigt. Auf Basis dieser Daten wird der Auswertebereich für den Elastizitätsmodul für alle hier gezeigten Versuche auf Dehnungen $0,001 < \varepsilon < 0,005$ festgelegt. Da alle hier gemessenen und ausgewerteten Daten als Eingangsdaten für die Struktursimulation dienen sollen, ist eine Abweichung von der Norm legitim. Bereits bei den verwendeten Probekörpern wird von der Norm abgewichen, da der CAMPUS-Zugstab sich nicht für dynamische Untersuchungen eignet [101]. Die Vergleichbarkeit der einzelnen Messungen mit unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten und Prüftemperaturen durch einen fest definierten Auswertebereich ist jedoch gegeben.

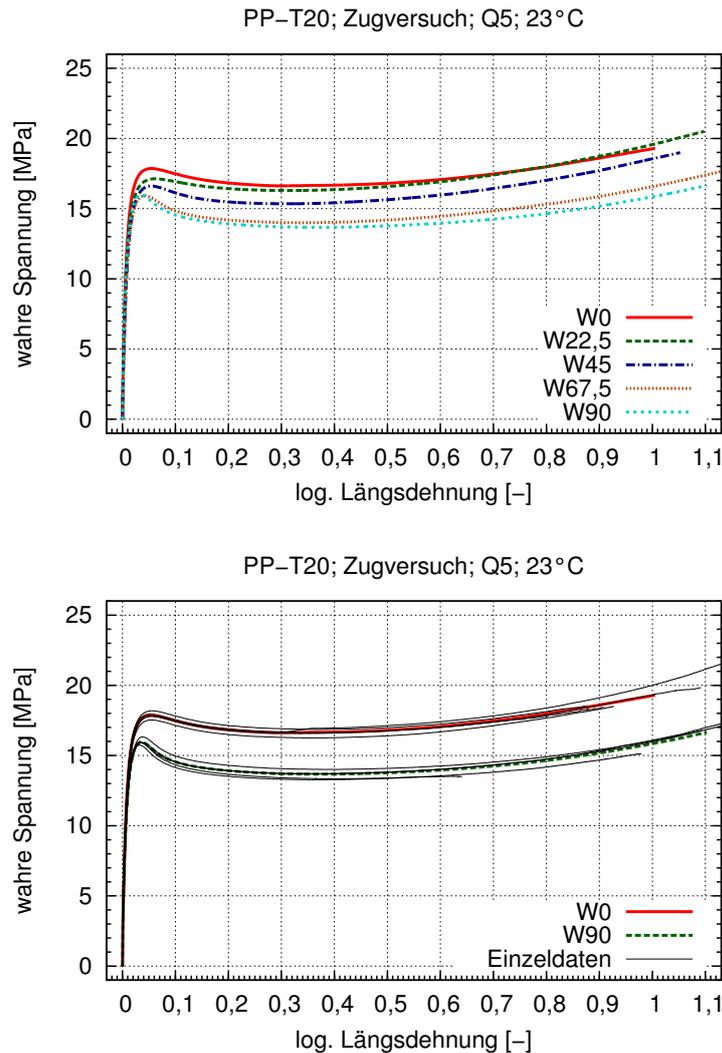


Abb. 5.5: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Eine indirekte Auswertemethode mit berechneten Grenzen, wie es z. B. KEUERLEBER [116] beschreibt, stellt daher keine Alternative dar. Im Hinblick auf die später gezeigten dynamischen Versuche ist ein größerer Auswertebereich durchaus wünschenswert, da bei einem kleinen Auswertebereich der Dehnungen nur wenige Bilder bei hohen Prüfgeschwindigkeiten $v > 3 \text{ m/s}$ zur Verfügung stehen. Die Messungenauigkeit kann durch einen größeren Auswertebereich somit verringert werden.

Tabelle 5.3 zeigt die Werte der berechneten Elastizitätsmoduln. Eine Richtungsabhängigkeit im elastischen Bereich ist im Gegensatz zum plastischen Bereich nicht vorhanden. Die Messwerte liegen innerhalb der Messungenauigkeit. Das elastische Verhalten kann demnach als transversal-isotrop angesehen werden. Im Vergleich zum ungefüllten PP

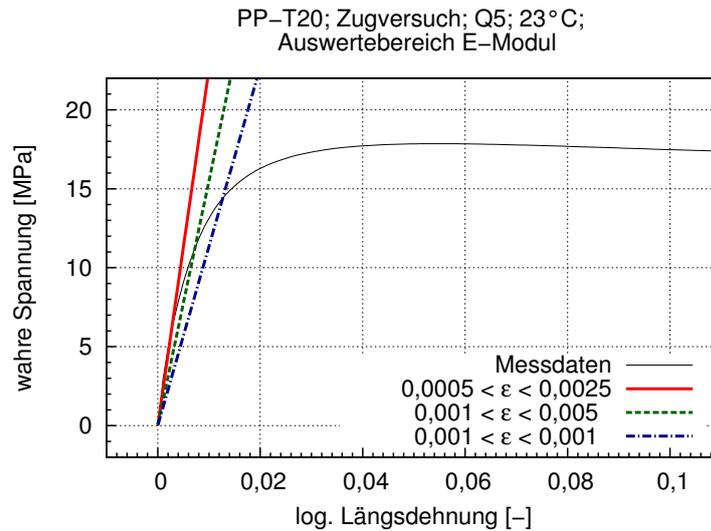


Abb. 5.6: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Auswertung des Elastizitätsmoduls (grün: gewählter Bereich)

Tabelle 5.3: Richtungsabhängigkeit des Elastizitätsmoduls von PP-T20

Entnahmerichtung	Elastizitätsmodul	Standardabweichung
	[MPa]	[MPa]
0°	1551	69
22,5°	1541	149
45°	1404	86
67,5°	1480	96
90°	1266	165
Mittelwert	1449	113

(vgl. Tabelle 5.2) zeigt der Elastizitätsmodul von PP-T20 niedrigere Werte. Dies kann entweder an den Füllstoffen Talkum und EPDM, an einer anderen inneren Struktur (z.B. Kristallinität, Molmasse bzw. Molmassenverteilung) oder aber an einer Hohlräumbildung durch Partikel-Matrix-Ablösung liegen.

5.3.3 Dehnungsentfestigung

Nach der Streckgrenze σ_y zeigt das Material mit steigender Dehnung ε eine abfallende Spannung σ_w (s. Abb. 5.5). Dieser Effekt wird als *Dehnungsentfestigung* bezeichnet und könnte erklärbar sein mit einer adiabaten Erwärmung des Probekörpers während des Zugversuchs. Die Ursache für die Erwärmung liegt in der Bewegung der Molekülketten und der Füllstoffe während der Deformation beim Zugversuch, die zu einer inneren

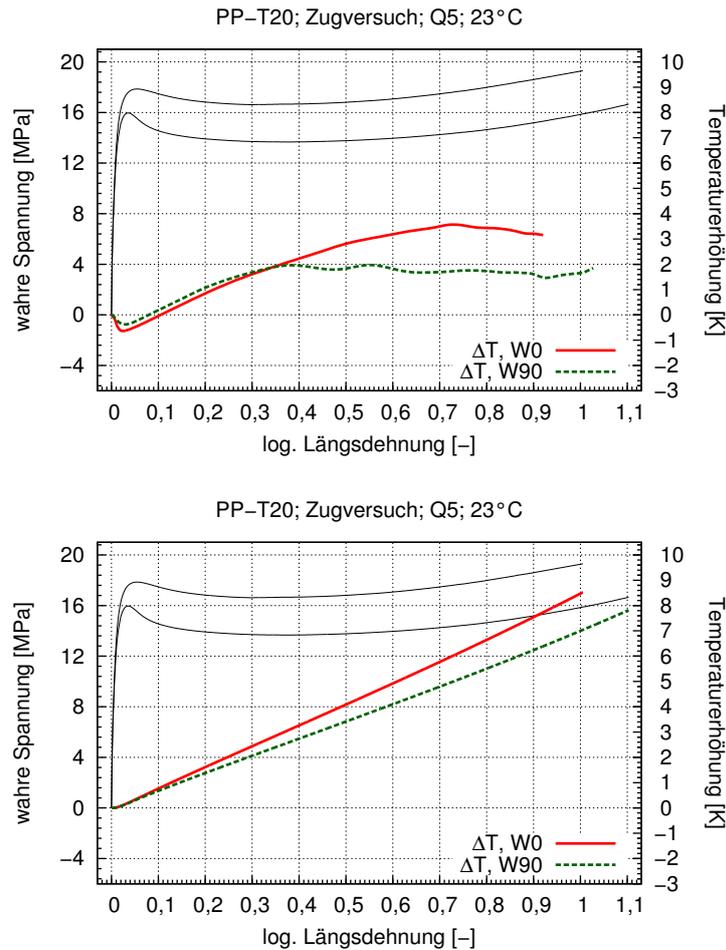


Abb. 5.7: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20
 oben: gemessene Temperaturerhöhung mit einer Wärmebildkamera
 unten: errechnete Temperaturerhöhung nach DIXON und PARRY

Reibung im Material führt. Den gemessenen Verlauf der Temperaturerhöhung ΔT zeigt Abb. 5.7 oben. Zunächst sinkt die Temperatur im elastischen Bereich um $\Delta T < 1$ K ab. Mit dem Einsetzen der plastischen Deformation steigt die Temperatur der Probekörper deutlich an. Die Temperaturerhöhung ΔT liegt für W0-Proben bei $\Delta T \approx 4$ K und bei W90-Proben bei $\Delta T \approx 2$ K jeweils kurz vorm Versagen der Probekörper. Dies erklärt jedoch nicht die Entfestigung bei einer Dehnung $\varepsilon = 0,1$. Diese ist daher auf die Talkum-Matrix-Ablösung zurückzuführen.

Neben der Messung der Temperaturerhöhung ΔT mit einer Wärmebildkamera lässt sich diese auch mit der Gleichung

$$\Delta T = \beta \frac{1}{C_p} \int_0^\varepsilon \sigma(\bar{\varepsilon}) d\bar{\varepsilon} \quad (5.3)$$

nach DIXON und PARRY [117] mit der Spannung $\sigma(\bar{\varepsilon})$, der volumenbezogenen Wärmekapazität C_p und dem Umsatz β abschätzen unter der Annahme einer adiabaten Erwärmung, wobei für den Umsatz nach TAYLOR und QUINNEY [118] ein Wert von $\beta = 0,9$ angenommen wird. Damit kann eine Temperaturerhöhung $\Delta T < 8\text{ K}$ abgeschätzt werden (s. Abb. 5.7 unten). Die Temperaturerhöhung für W0-Proben ist bei der Dehnung $\varepsilon = 1$ um $\Delta T \approx 1,5\text{ K}$ größer als bei W90-Proben. Die innere Reibung, verantwortlich für die Temperaturerhöhung, im Material ist demnach in Fließrichtung höher als quer zur Fließrichtung. Allerdings lässt sich mit der Abschätzung nach Gl. (5.3) nicht der Temperaturabfall im elastischen Bereich ermitteln, da diese als Abschätzung der Temperaturerhöhung durch plastische Deformation bei Metallen dient.

Abbildung 5.8 zeigt einen Vergleich zwischen gemessener und errechneter Temperaturerhöhung. Auffällig ist, dass das Modell von DIXON und PARRY die Abkühlung der Probekörper im elastischen Bereich nicht abbildet. Die Temperaturerhöhung ΔT mit dem Beginn der plastischen Deformation bis hin zu einer Dehnung $\varepsilon \approx 0,4$ ist jedoch zwischen beiden Methoden sehr ähnlich. Die Steigungen beider Kurven sind annähernd gleich. Erst für größere Deformationen wird der Anstieg der Temperaturerhöhung ΔT mit steigender Dehnung ε geringer. Dies kann auf mehrere Ursachen zurückgeführt werden.

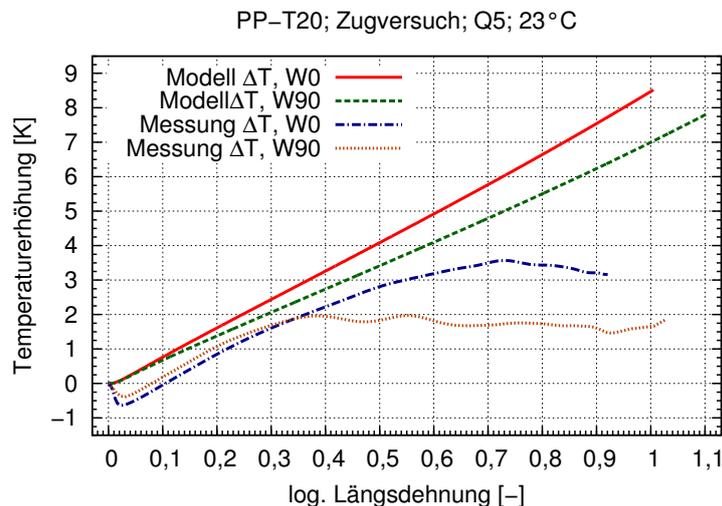


Abb. 5.8: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20: Vergleich zwischen gemessener und errechneter Temperaturerhöhung

- Durch die Versuchsdauer im Bereich von mehreren Minuten kühlen die Probekörper aus. Dieser Effekt kann jedoch nur gemessen werden und wird beim mathematischen Modell aus Gl. (5.3) nicht berücksichtigt. Mögliche Unterschiede der Wärmeleitfähigkeit durch das anisotrope Materialverhalten werden ebenfalls nicht weiter berücksichtigt.
- Die Temperaturerhöhung ΔT findet nur in Bereichen der Probekörper statt, in denen es zur plastischen Deformation kommt. Bei einer starken Lokalisierung der Deformation, also einer starken Einschnürung des Probekörpers, wird die entstandene Wärme durch Wärmeleitungseffekte in Bereiche mit geringerer plastischer Deformation geleitet. Die gemessene Temperaturerhöhung ΔT ist in diesem Fall ebenfalls geringer als die errechnete Temperaturerhöhung ΔT .

5.3.4 Richtungsabhängige mechanische Eigenschaften

Generell weist das Material wie schon in Abb. 5.5 gezeigt im plastischen Bereich ein richtungsabhängiges Deformationsverhalten auf. Ab der Streckgrenze σ_y ist ein anisotropes Materialverhalten deutlich erkennbar. Bei der Auswertung der wahren Spannung σ_w an diskreten Dehnungen ε lässt sich die Richtungsabhängigkeit anschaulich zeigen. In Abb. 5.9 ist der Zusammenhang zwischen der wahren Spannung σ_w und dem Entnahmewinkel α bei der Dehnung $\varepsilon = 0,1$ dargestellt. Mit der parametrischen Funktion

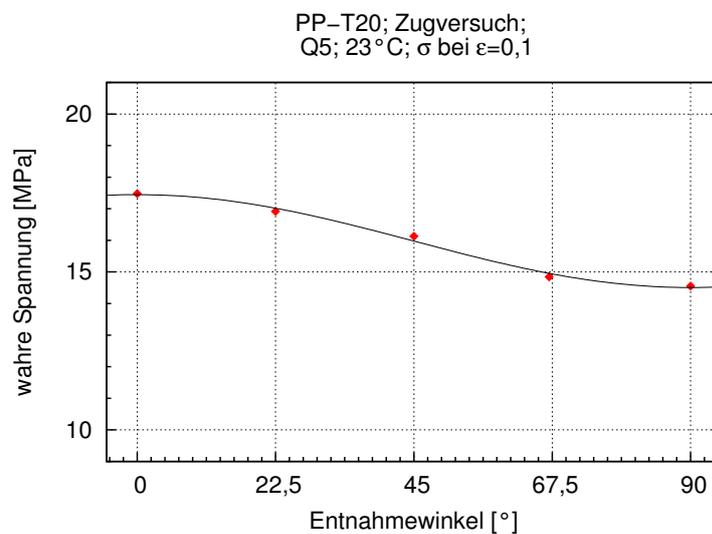


Abb. 5.9: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Richtungsabhängigkeit bei $\varepsilon = 0,1$

$$\sigma_w(\alpha) = \hat{\sigma} \cos(2\alpha) + \sigma_{w0} \quad (5.4)$$

können die Messdaten mit den Materialkonstanten $\hat{\sigma}$ und σ_{w0} beschrieben werden. Der Parameter σ_{w0} entspricht dabei der Spannung σ_w ($\varepsilon = 0,1$) bei dem Entnahmewinkel $\alpha = 0^\circ$. Die Messdaten werden nun mit Gl. (5.4) auch an anderen definierten Dehnungen ε gefittet. So kann die Anisotropie im plastischen Bereich anschaulich gezeigt werden (s. Abb. 5.10). Für die Darstellung in Polarkoordinaten werden die Messdaten bzw. die Funktion sowohl an der 90° - als auch an der 180° -Achse gespiegelt. Für die Spannungen σ_w in Abhängigkeit des Entnahmewinkels α bildet sich für alle Dehnungen eine ovale Fließfläche. Diese Form der Fließfläche ist üblicherweise bei faserverstärkten Thermoplasten zu finden. MÜLLER et al. [79] zeigen diese Fließfläche für ein glasfaserverstärktes Polypropylen.

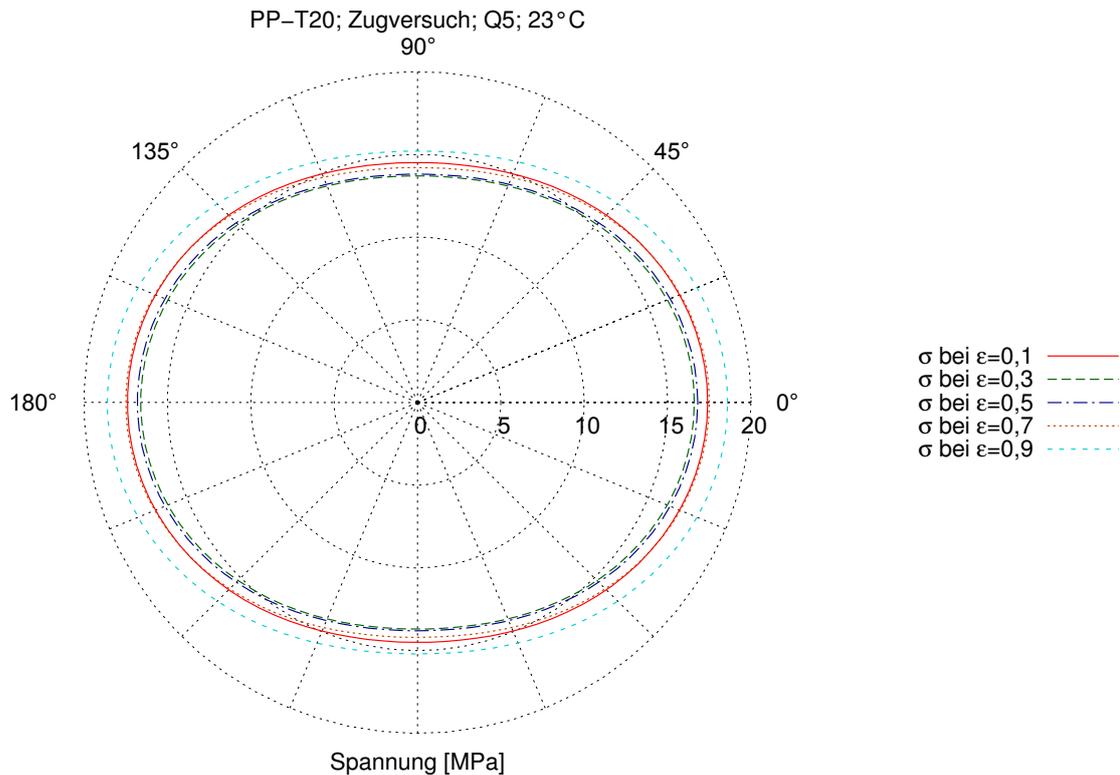


Abb. 5.10: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20: Richtungsabhängigkeit bei verschiedenen Dehnungen

5.3.5 Querdehnverhalten

Ebenso zeigen sich im Querdehnverhalten anisotrope Effekte (s. Abb. 5.11). Die inkrementelle Querkontraktionszahl ν_{inkr} für Längsproben ($\alpha = 0^\circ$) liegt um ca. 70 % über den Querproben ($\alpha = 90^\circ$). Die Querkontraktion für alle Prüfrichtungen liegt auf einem niedrigen Niveau, was durch eine hohe Volumenzunahme während des Zugversuchs erklärbar ist. Generell weist die Querprobe ($\alpha = 90^\circ$) ausnahmslos die niedrigste Querkontraktionszahl ν , also die größte Volumenzunahme auf, wohingegen die Proben mit einer Entnahmerichtung $\alpha = 22,5^\circ$ die höchste Querkontraktion zeigen, was der geringsten Volumenzunahme entspricht.

Anschaubarer als mit einer Darstellung der inkrementellen Querkontraktionszahl ν_{inkr} als Funktion der Dehnung ε lässt sich die relative Volumenänderung $\frac{\Delta V}{V}$ (s. Gl. (4.19)) in Abhängigkeit von der Querkontraktion ν und der log. Längsdehnung ε berechnen (s. Abb. 5.12). Die Volumenzunahme von Proben mit einem Entnahmewinkel $\alpha = 90^\circ$ liegt bei der Dehnung $\varepsilon = 1$ bei ca. 78 %, wohingegen Längsproben ($\alpha = 0^\circ$) eine Volumenzunahme von ca. 69 % aufweisen. Insgesamt betrachtet liegt das Niveau der Volumenzunahme auf einem sehr hohen Niveau. Erklärbar ist dies durch die Entstehung von Mikrorissen. Die Mikrorisse entstehen während des Zugversuchs durch das Ablösen der Talkumpartikel von der PP-Matrix [119, 120]. Dieser Effekt wird als *Crazing* bezeichnet und ist oft erkennbar durch eine Weißfärbung des Materials. Eine weiterführende Erklärung zum *Crazing* ist in Abschnitt 5.4 zu finden.

Diese anisotropen Effekte lassen sich jedoch ähnlich wie beim Spannungs-Dehnungsverhalten nicht im elastischen Bereich für Dehnungen $\varepsilon < 0,005$ zeigen (s. Tabelle 5.4). Das Querdehnverhalten im elastischen Bereich ist somit ebenfalls transversal isotrop. Die

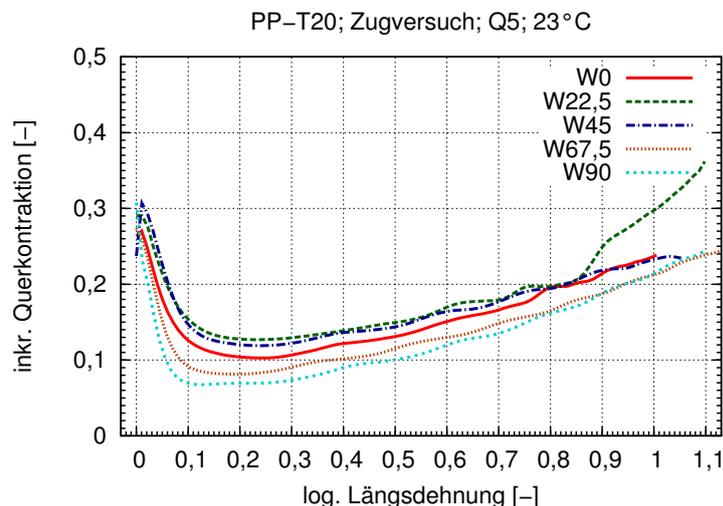


Abb. 5.11: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20: Querdehnverhalten

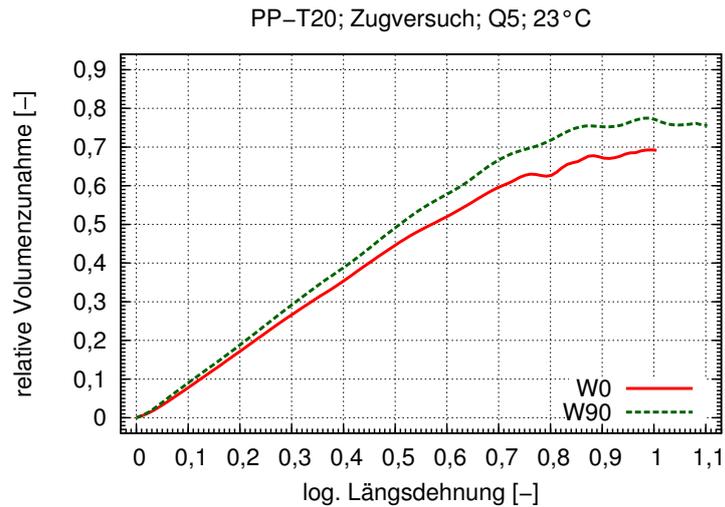


Abb. 5.12: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20: Volumenzunahme

Tabelle 5.4: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20: Richtungsabhängigkeit der Querkontraktionszahl im elastischen Bereich

Entnahmerichtung	Querkontraktionszahl ν	Standardabweichung
0°	0,279	0,016
22,5°	0,304	0,019
45°	0,300	0,010
67,5°	0,272	0,013
90°	0,266	0,014
Mittelwert	0,284	0,014

mittlere Querkontraktionszahl im elastischen Bereich beträgt unter Berücksichtigung aller Entnahmerichtungen $\nu \approx 0,3$. DASSOW [121] zeigt in seinen Messungen, dass bei Zugversuchen die Querkontraktionszahl ν für ungefülltes Polypropylen üblicherweise in einem Bereich von $0,3 < \nu < 0,45$ liegt. Im elastischen Bereich zeigt PP-T20 ein ähnliches, also bereits bekanntes Verhalten.

5.3.6 Zusammenfassung

Zusammenfassend werden bei den quasistatischen Zugversuchen bei Raumtemperatur von PP-T20 die folgenden Beobachtungen zum Deformationsverhalten gemacht:

- Dehnungsentfestigung,
- transversal-isotropes elastisches Verhalten,
- anisotropes plastisches Spannungs-Dehnungs- sowie Querdehnverhalten sowie
- eine sehr große anisotrope Volumenzunahme im plastischen Deformationsbereich.

Die Effekte der Dehnungsentfestigung und der niedrigen Querkontraktion ν bzw. der großen Volumenzunahme können durch die genannten Ansätze adiabate Erwärmung und Ablösung der Matrix vom Füllstoff sowie durch Schädigung erklärt werden. Für die verbleibenden Effekte - transversal-isotropes elastisches Verhalten bei späterem anisotropen plastischen Verhalten in Verbindung mit einem anisotropen Verhalten der Querkontraktionszahl ν - lassen sich in der Literatur keine vernünftigen Erklärungsansätze finden.

Die Anisotropie im Spannungs-Dehnungs-Verhalten ist bei faserverstärkten Thermoplasten sowohl im elastischen als auch im plastischen Bereich bekannt. Somit können die richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften nicht von einer Füllstofforientierung alleine kommen, zumal der Füllstoff Talkum nicht als Faser sondern als Plättchen vorliegt. Eine Erklärungsmodell für die gemessenen Effekte wird im folgenden Abschnitt dargestellt.

5.4 Füllstoff-Ketten-Modell

Die Auswertung der Zugversuche aus dem letzten Abschnitt zeigen ein interessantes Deformationsverhalten von PP-T20. Einige Effekte können durch bereits bekannte Ansätze erklärt werden, allerdings gibt es in der wissenschaftlichen Literatur für

- ein transversal-isotropes elastisches Verhalten in Verbindung mit
- einem anisotropen plastischen Verhalten

keine befriedigenden Erklärungen. Die Schwindungsversuche zeigen ein richtungsabhängiges Schwindungsverhalten bei der Auslagerung im Ofen oberhalb der Glasübergangstemperatur T_g . Als Ursache lassen sich entweder eine Orientierung des Füllstoffs Talkum oder eine Orientierung der Molekülketten benennen. Zumindest kann das anisotrope Schwindungsverhalten des ungefüllten Polypropylens auf eine Molekülorientierung

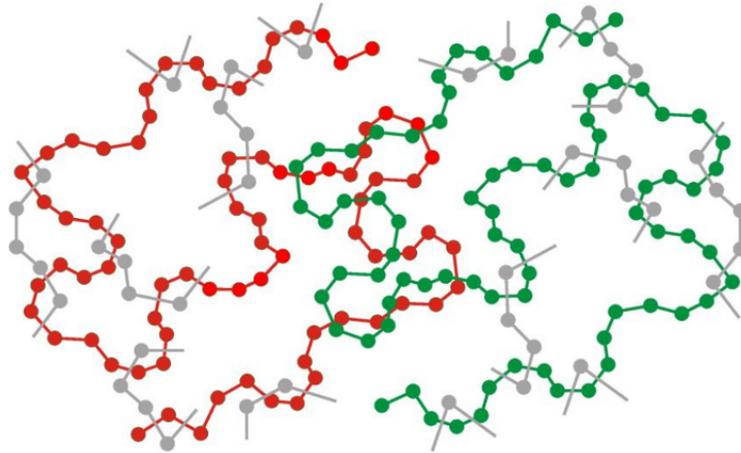


Abb. 5.13: Darstellung eines unorientierten Schlaufennetzwerks durch isotherme Kristallisation von PP

zurück geführt werden. Als Modellvorstellung kann die Molekülorientierung als Schlaufennetzwerk betrachtet werden (s. Abb. 5.13). Dort sind zwei einzelne Molekülketten rot und grün hervorgehoben. Die grau dargestellten Ausschnitte von Molekülketten sind benachbarte Makromoleküle, die zur Ausbildung des Schlaufennetzwerks beitragen.

Bei einer isothermen Kristallisation ohne weitere äußeren Einflüsse wie z.B. Scher- oder Dehnströmungen, die aus dem Strömungsprofil resultieren, kommt es zu einer undefor-mierten Anordnung dieses Netzwerks um die Talkumplättchen herum (s. Abb. 5.14).

Beim Spritzgießen unterliegt die Kunststoffschmelze allerdings wie in Abschnitt 2.3 gezeigt starken Dehn- und Scherströmungen. Dies kann zu einer Orientierung des Füllstoffs als auch des Molekülnetzwerks führen. Bei der Betrachtung der Versuchsdaten mit einem glasfasergefüllten Polypropylen von MUELLER et al. [79] ist allerdings ein richtungs-abhängiges Deformationsverhalten bereits im elastischen Bereich bzw. bei der Auswer-

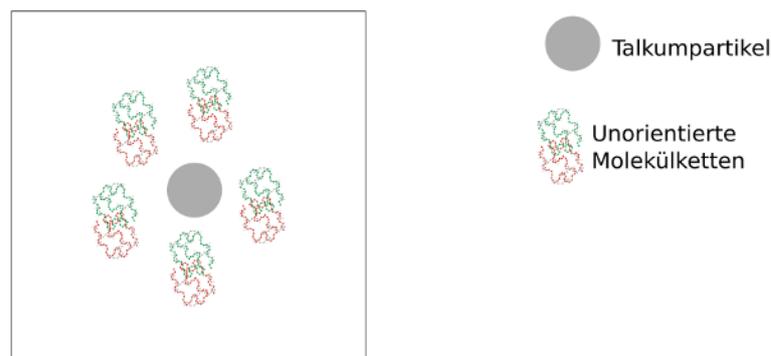


Abb. 5.14: Ausbildung eines isotropen Schlaufennetzwerks bei einer isothermen Kristallisation um ein Talkumplättchen herum

tung des Elastizitätsmoduls zu sehen. Dieses Verhalten kann auf eine Ausrichtung der Glasfasern in Folge des Quellflusses beim Spritzgießen zurückgeführt werden: in der Randschicht bildet sich eine Orientierung der Glasfasern in Fließrichtung und in der Mitte des Strömungskanals bildet sich eine Gasfaserorientierung quer zur Fließrichtung aus. Die Betrachtung einer dünnen und füllstoffarmen Randschicht wird im weiteren Verlauf nicht näher betrachtet. Durch die geometrische Form des Füllstoffs, der Glasfasern, kann so das richtungsabhängige Deformationsverhalten erklärt werden. Die Quantität der Anisotropie hängt dabei vom Fließverhalten ab. Bildet sich mit zunehmender Viskosität des Matrixmaterials eine breitere Mittelschicht, sinkt die Richtungsabhängigkeit des Deformationsverhaltens.

Da die Anisotropie bei den Versuchen mit PP-T20 im elastischen Bereich nicht vorhanden ist, können die gemessenen Effekte auch nicht ausschließlich auf eine Orientierung des Füllstoffs Talkum zurückgeführt werden. Alleine die Molekülorientierung bzw. die Ausbildung und die Deformation von Molekülnetzwerken in Kombination mit dem vorhandenem Füllstoff Talkum bleibt als Ursache für die elastische Isotropie bei anschließend plastischer Anisotropie. Beim Spritzgießen verteilen sich die Talkumpartikel statistisch über das gesamte Plattenvolumen und orientieren sich dabei vorwiegend in Fließrichtung. Die genaue Verteilung und Orientierung des Talkums ist in Abschnitt 5.5 zu finden. Gleichzeitig orientieren sich die Schlaufenetzwerke ebenfalls in Fließrichtung (s. Abb. 5.15).

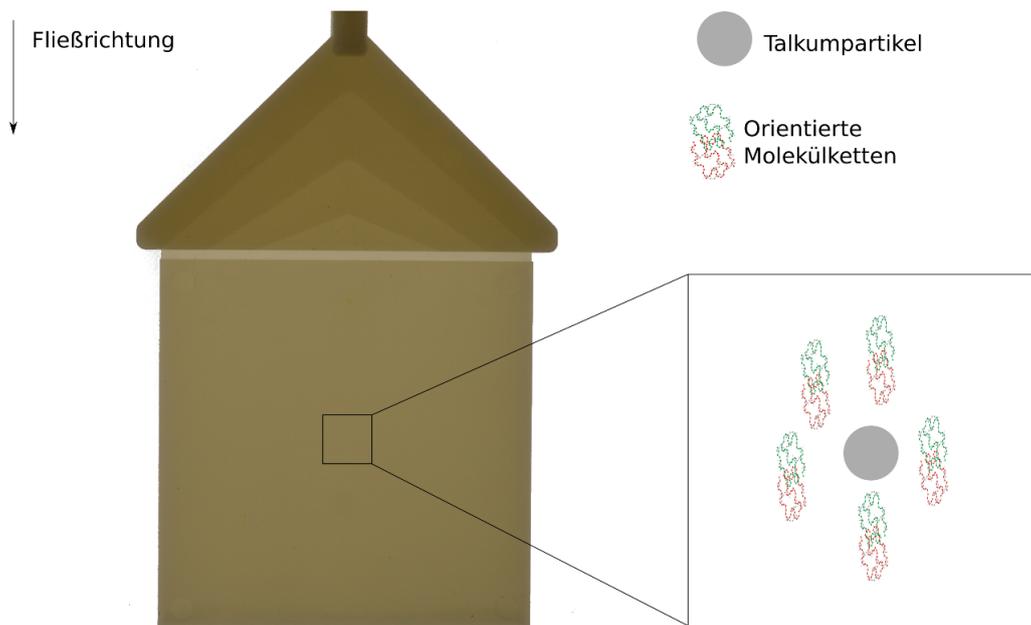
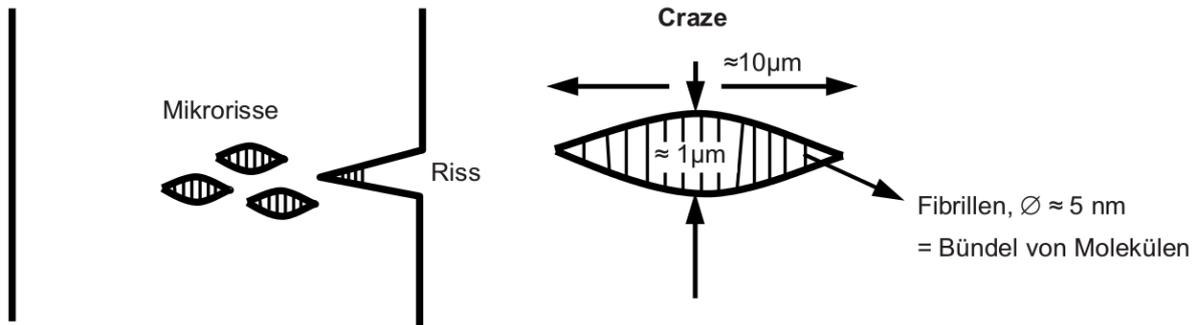


Abb. 5.15: Ausbildung eines orientierten Schlaufenetzwerks bei der Kristallisation einer spritzgegossenen Platte mit PP-T20

Abb. 5.16: Erklärung von *Crazing* [75]

Durch den Füllstoffanteil bzw. den Talkumanteil von 20 Gew. – % fließt die Schmelze durch dünne Kanäle zwischen den Plättchen und wird lokal deutlich orientiert bzw. deformiert. Ursächlich für die gemessenen Effekte ist eine Behinderung der Bewegung der orientierten Molekülketten durch den Füllstoff Talkum. Grundsätzlich tritt eine irreversible Bewegung bzw. ein Verschieben der einzelnen Molekülsegmente erst im plastischen Bereich auf. BONNET [75] zeigt schematisch die Entstehung bzw. die Ausbildung von Mikrorissen (s. Abb. 5.16). Durch eine mechanische Belastung bilden sich Mikrorisse. Diese sind sehr kleine und lokale Verformungszonen, die eine Vielzahl von Fibrillen beinhalten. Fibrillen sind eine Anhäufung von ca. 100 Einzelmolekülen. Bei einer zu starken Dehnung reißen die Fibrillen und die Mikrorisse bzw. der *craze* führt zum Riss. Abbildung 5.17 veranschaulicht den Effekt der Mikrorissbildung.

Liegt nun eine Molekülorientierung vor, kommt es je nach Belastungsrichtung zu unterschiedlichen Kettenbewegungen und Ablösemechanismen vom Füllstoff (s. Abb. 5.18). Sind die Molekülketten in Belastungsrichtung orientiert ($\alpha = 0^\circ$), gleiten die Ketten während des Zugversuchs gegeneinander ab und die gesamten Molekülsegmente werden deformiert (s. Abb. 5.18b). Weiterhin kommt es zu Mikrorissen bzw. *Crazing* durch das Ablösen der Molekülketten von den Talkumpartikeln.

Bei einer Orientierung der Molekülsegmente quer zur Belastungsrichtung ($\alpha = 90^\circ$) werden diese durch die anliegende Belastung partiell wieder entdehnt (s. Abb. 5.18c). Verstärkt wird dieser Effekt durch das Talkum, da das PP durch den Füllstoff eingezwängt ist. Die Materialantwort von W90-Proben ist weicher bzw. das Materialverhalten ist weniger steif als bei W0-Proben. Ebenso ist die Volumenänderung bzw. das *Crazing* von W90-Proben größer als von W0-Proben, da das *Crazing* bei weniger stark orientierten Kunststoffen zu einem früheren Versagen führt.

Durch dieses *Füllstoff-Ketten-Modell* (FK-Modell) kann das Deformationsverhalten von PP-T20 im uniaxialen, quasistatischen Zugversuch für die unterschiedliche Entnahmerichtungen $\alpha = 0^\circ$ und $\alpha = 90^\circ$ bei Raumtemperatur erklärt werden.

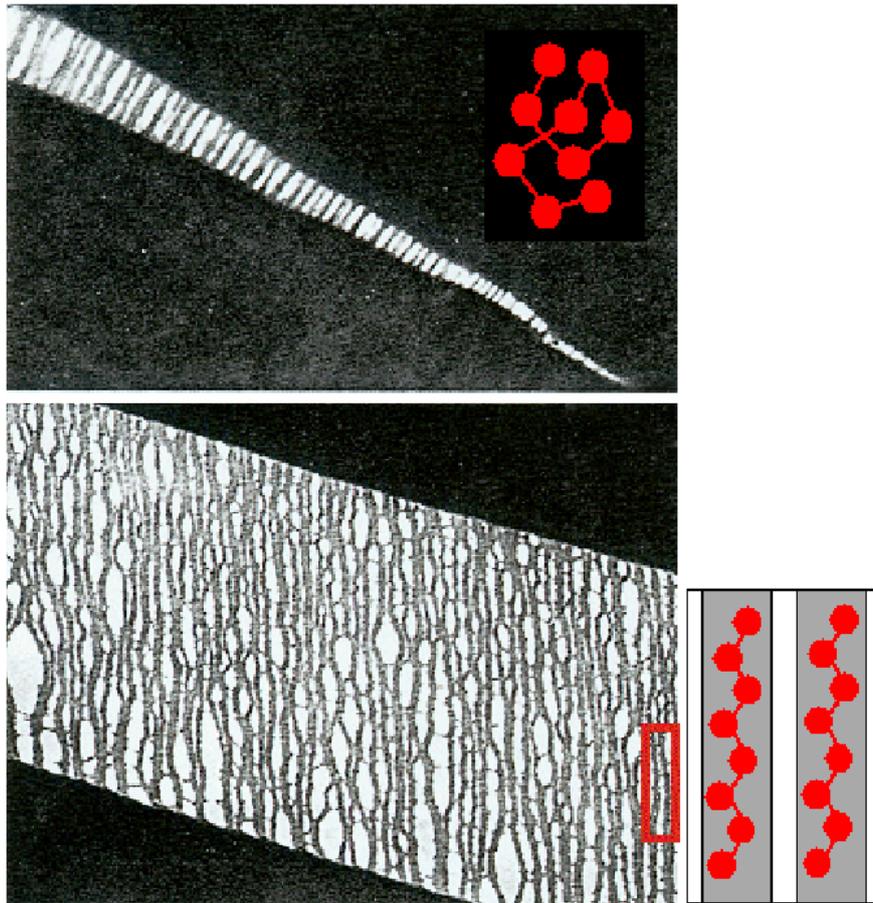


Abb. 5.17: Darstellung der Mikrorissbildung (*Crazing*)²

5.5 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Zur qualitativen Abschätzung der Orientierung des Füllstoffs Talkum im PP-T20 wird der Werkstoff in einem Rasterelektronenmikroskop analysiert. Alle im folgenden gezeigten REM-Bilder sind an Proben aufgenommen, die aus Zugstäben heraus präpariert werden. Die Breite des Zugstabs zeigt in allen Bildern jeweils nach oben. Die Positionen P1 bis P4 befinden sich dabei in der Mitte bzw. am Rand des Zugstabs (s. Abb. 5.19).

Die Fließrichtung für W0-Proben ist demnach senkrecht zur dargestellten Ebene der REM-Aufnahmen, bei W90-Proben zeigt die Fließrichtung der gezeigten REM-Aufnahmen von oben nach unten. Zum besseren Verständnis ist die Fließrichtung für W0- und W90-Proben in Abb. 5.20 dargestellt. Der Probekörper wird jeweils längs und quer zur Fließrichtung entnommen und anschließend entlang der gestrichelten Linie durchgebrochen. Die Blickrichtung entspricht in den REM-Aufnahmen dem jeweils dargestellten Pfeil.

² Mit freundlicher Genehmigung von PD Dr. G. Hellmann, Deutsches Kunststoff-Institut

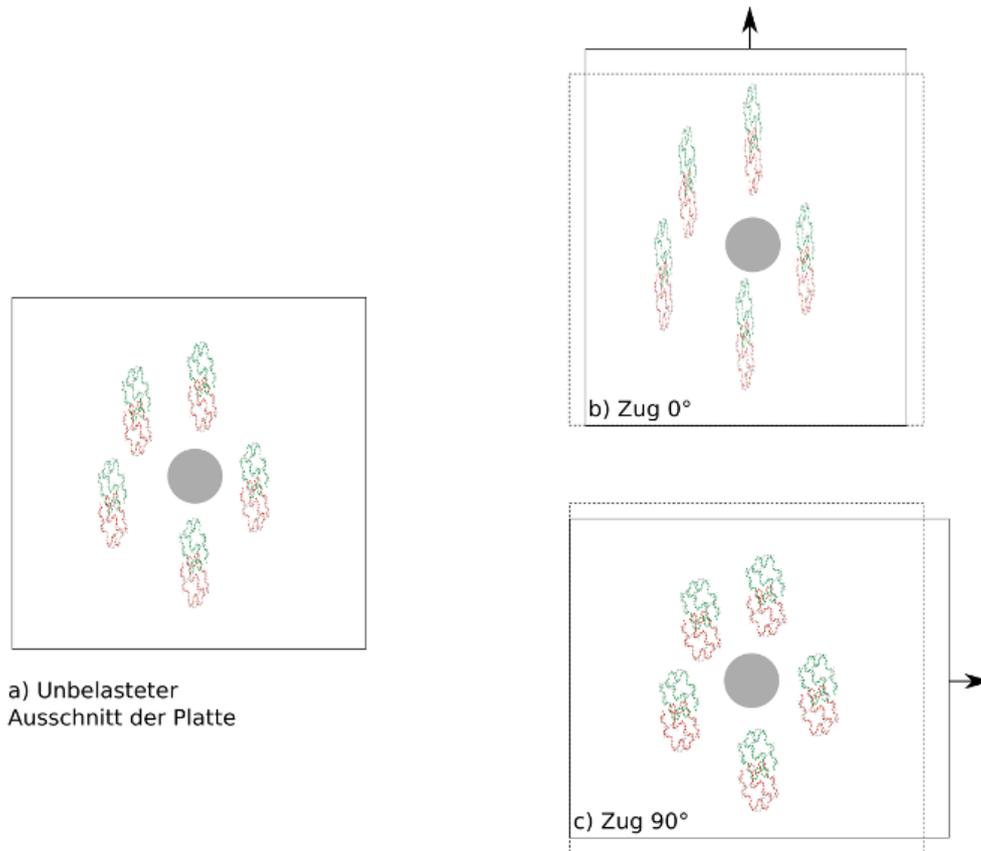


Abb. 5.18: Deformation des Schlaufennetzwerks von PP-T20:
 Prüfrichtung $\alpha = 0^\circ$ und $\alpha = 90^\circ$
 unbelastet: gestrichelte Linie, belastet: durchgezogene Linie

In Abb. 5.21 sind zunächst die REM-Aufnahmen bei 500-facher Vergrößerung von ungeprüften W0-Proben dargestellt beginnend von P1 (Mitte) oben links bis zu P4 (Randbereich) unten rechts. In der Mitte der Probekörper ist ein schmaler Streifen mit einer Dicke $d \approx 50 \mu\text{m}$ erkennbar, in dem keine Vorzugsorientierung des Talkums vorliegt. Abseits dieses unorientierten Bereichs ist in allen vier Aufnahmen zu erkennen, dass der Füllstoff Talkum in Fließrichtung orientiert ist. Nur sehr wenige Talkumplättchen sind nicht in dieser Vorzugsrichtung orientiert.

Im Randbereich kann eine füllstoffarme Randschicht mit einer Dicke $d \approx 80 \mu\text{m}$ beobachtet werden. Dies stellt eine Analogie zu glasfasergefüllten Thermoplasten dar: auch dort ist eine Randschicht zu finden, in der keine Glasfasern vorhanden sind. Im Gegensatz zu Glasfasern kommt es beim Talkum allerdings nicht zu einem mehrschichtigen Aufbau durch unterschiedliche Füllstofforientierungen (vgl. Abb. 2.3). Aufgrund der geringen Dicke der füllstoffarmen Randschicht und der wenig orientierten Mittelschicht im Vergleich zur Plattendicke $d = 2,5 \text{ mm}$ werden diese beiden Effekte zur qualitativen

Beschreibung der Talkumorientierung im Folgenden vernachlässigt, da die Summe der unorientierten Bereiche weniger als 5 % der Gesamtdicke des Probekörper ausmacht.

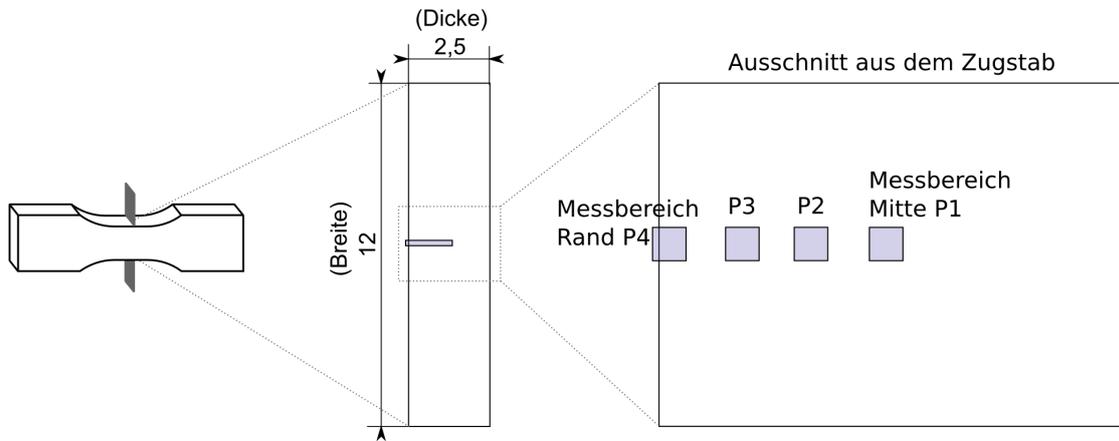


Abb. 5.19: Position der Messbereiche P1 (Mitte) bis P4 (Rand)

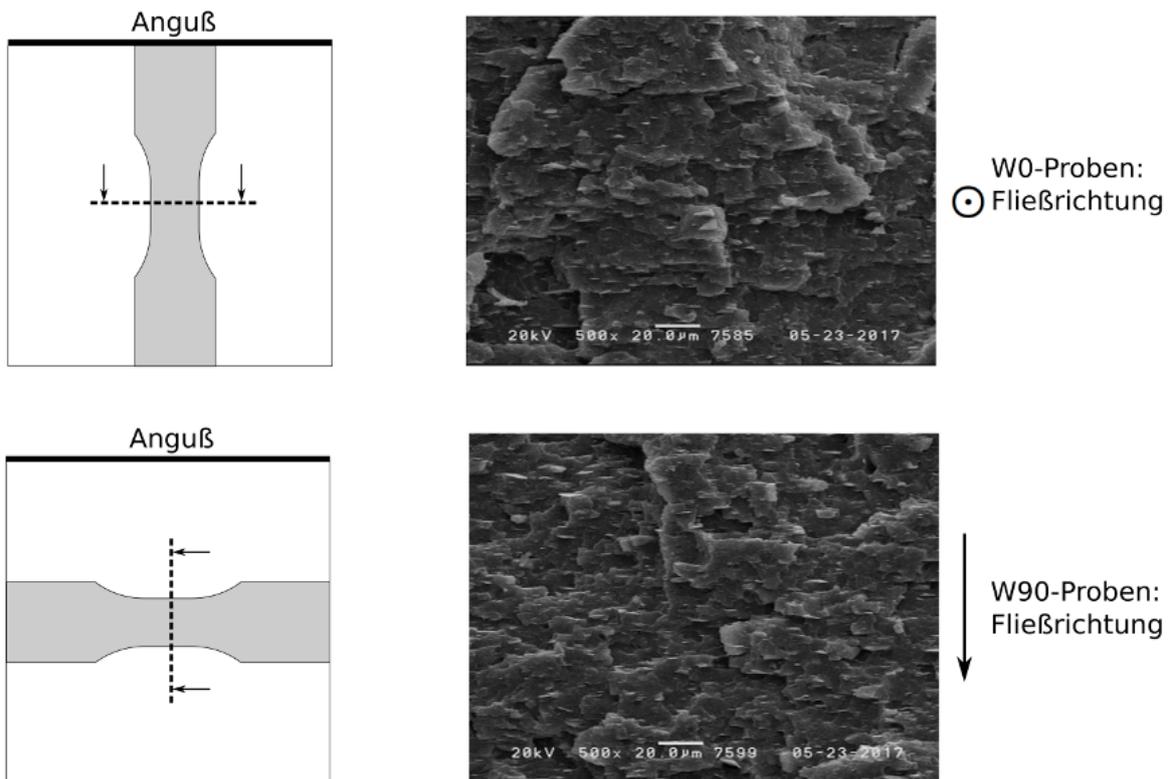


Abb. 5.20: Darstellung der Fließrichtung für W0- und W90-Proben in den REM-Aufnahmen

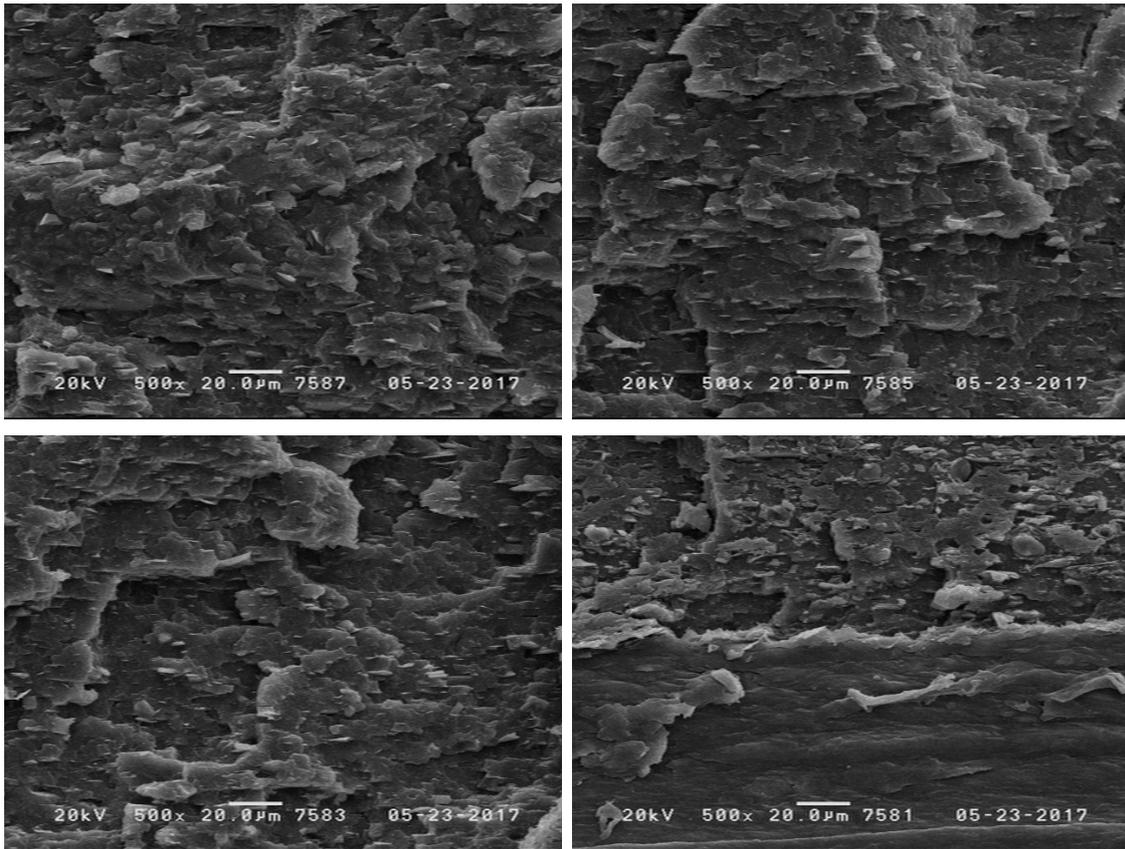


Abb. 5.21: Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) von ungeprüften W0-Proben bei 500-facher Vergrößerung
oben links: P1, oben rechts: P2, unten links: P3, unten rechts: P4

Ein sehr ähnliches Bild zeigt sich bei den REM-Aufnahmen von W90-Proben (s. Abb. 5.22):

- eine wenig orientierte Mittelschicht mit einer Dicke $d \approx 70 \mu\text{m}$,
- eine füllstoffarme Randschicht mit einer Dicke $d \approx 80 \mu\text{m}$ sowie
- Talkumpartikel, die vorwiegend quer zur Fließrichtung orientiert sind.

Im Gegensatz zu linearen Füllstoffen wie die bereits erwähnten Glasfasern gibt es in der Strömung der Kunststoffschmelze keine Kraft, die dafür sorgt, dass sich das Talkumplättchen senkrecht zur Fließrichtung orientiert. Somit sind im Probekörper in einem Großteil der Dicke Talkumpartikel sowohl längs als auch quer zur Fließrichtung orientiert. Schematisch ist dies in Abb. 5.23 dargestellt. Die Bereiche, in denen das Talkum nicht vorzugsweise in oder quer zur Fließrichtung orientiert ist, werden in dieser Darstellung vernachlässigt.

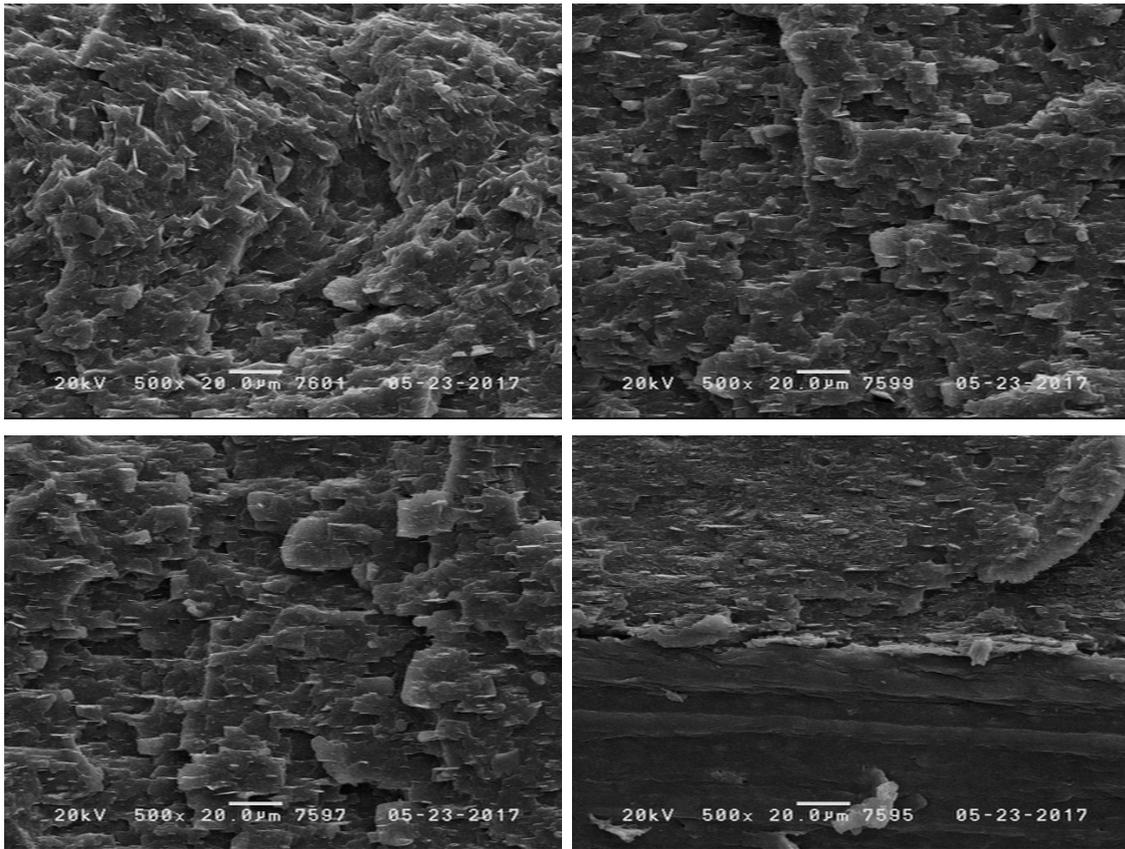


Abb. 5.22: Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) von ungeprüften W0-Proben bei 500-facher Vergrößerung
oben links: P1, oben rechts: P2, unten links: P3, unten rechts: P4

Zusätzlich zu den ungeprüften Zugstäben werden auch REM-Aufnahmen von geprüften Zugstäben angefertigt. Diese werden ca. 2 mm nach der Bruchfläche ebenfalls durch Kaltbruch erzeugt. Exemplarisch zeigt Abb. 5.24 zwei REM-Aufnahmen an der Position P2 für W0-Proben (links) und W90-Proben (rechts) bei 500-facher Vergrößerung. Qualitativ lassen sich allerdings keine Unterschiede zwischen beiden Proben, also auch keine unterschiedliche Hohlraumbildung, erkennen.

5.6 Weitere quasistatische Zugversuche von PP-T20

Im folgenden Abschnitt werden weitere Einflüsse auf das Deformationsverhalten von PP-T20 gezeigt. Dabei werden Versuche bei verschiedenen Prüftemperaturen, mit unterschiedlicher Dicke des Zugstabs und mit verschiedenen Parametern während des Spritzgießprozesses analysiert.

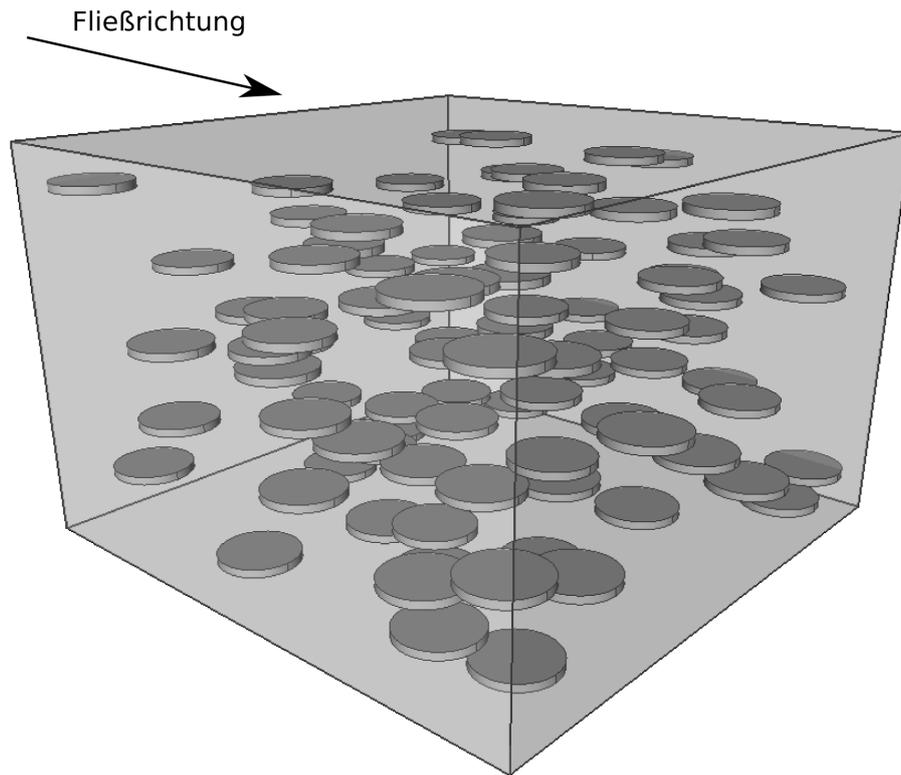


Abb. 5.23: Talkumverteilung und -orientierung in spritzgegossenen Bauteilen

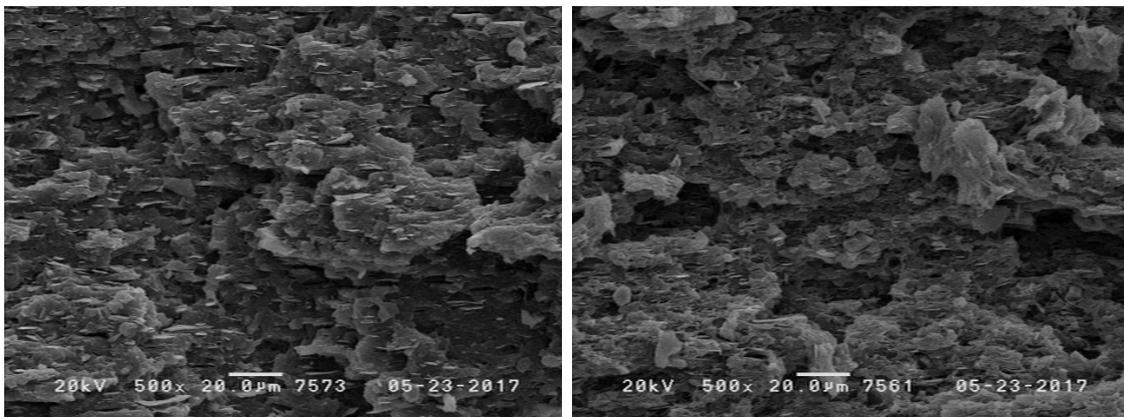


Abb. 5.24: Aufnahmen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) von geprüften Proben bei 500-facher Vergrößerung an Position P2
links: W0, rechts: W90

5.6.1 Einfluss der Prüftemperatur

Zur Beschreibung des Deformationsverhaltens von Kunststoffen muss auch das Verhalten bei verschiedenen Temperaturen berücksichtigt werden, da Belastungen von Kunststoff-

bauteilen nicht nur bei Raumtemperatur bzw. bei $T = 23^\circ\text{C}$ auftreten. Ein typischer Temperaturbereich, in dem die Funktion von Kunststoffbauteilen weiterhin gegeben sein muss, liegt z. B. in der Automobilentwicklung bei $-35^\circ\text{C} < T < 80^\circ\text{C}$ [2]. Sehr häufig liegt gerade in diesem Temperaturbereich die Glasübergangstemperatur T_g . Bei $T < T_g$ ist die Beweglichkeit der Molekülketten stark eingeschränkt und quasi "eingefroren". Der Werkstoff zeigt dann ein steifes und sprödes Verhalten. Für $T > T_g$ steigt hingegen die Beweglichkeit der Molekülketten und der Werkstoff wird weicher.

Üblicherweise liegt die Glasübergangstemperatur von Polypropylen bei $-20^\circ\text{C} < T_g < 5^\circ\text{C}$ [122], bei PP-T20 liegt die Glasübergangstemperatur allerdings bei $T_g \approx -45^\circ\text{C}$, was durch die Füllstoffe Talkum und EPDM bedingt ist. Daher werden für die Beschreibung des Deformationsverhaltens von PP-T20 neben den Versuchen bei Raumtemperatur auch die notwendigen Zugversuche bei der minimalen und der maximalen Temperatur, also $T = -35^\circ\text{C}$ und $T = 80^\circ\text{C}$, durchgeführt und bewertet (s. Abb. 5.25).

Im elastischen Bereich sinkt mit steigender Prüftemperatur die Steifigkeit von PP-T20. Unterschiede zwischen W0- und W90-Proben sind im elastischen Bereich auch bei unterschiedlichen Prüftemperaturen nicht erkennbar. Nach Erreichen der Streckgrenze σ_y tritt eine deutliche Dehnungsentfestigung bei $T = -35^\circ\text{C}$ auf, bei $T = 80^\circ\text{C}$ ist diese Dehnungsentfestigung nicht zu sehen. Anisotrope Effekte sind bei allen Prüftemperaturen im plastischen Bereich erkennbar. Bei niedriger und mittlerer Temperatur sind die Unterschiede ab der Streckgrenze σ_y nahezu konstant, wohingegen die Unterschiede zwischen W0 und W90 bei hoher Prüftemperatur bei der Streckgrenze noch recht gering sind und mit steigender Dehnung zunehmen.

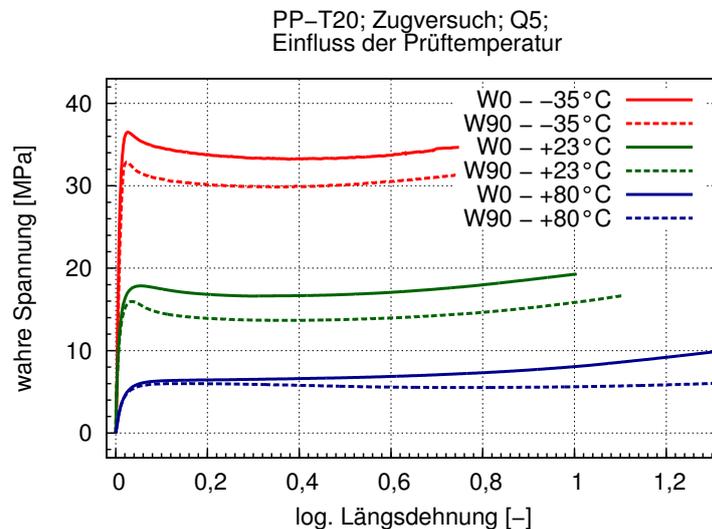


Abb. 5.25: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Einfluss der Prüftemperatur auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten

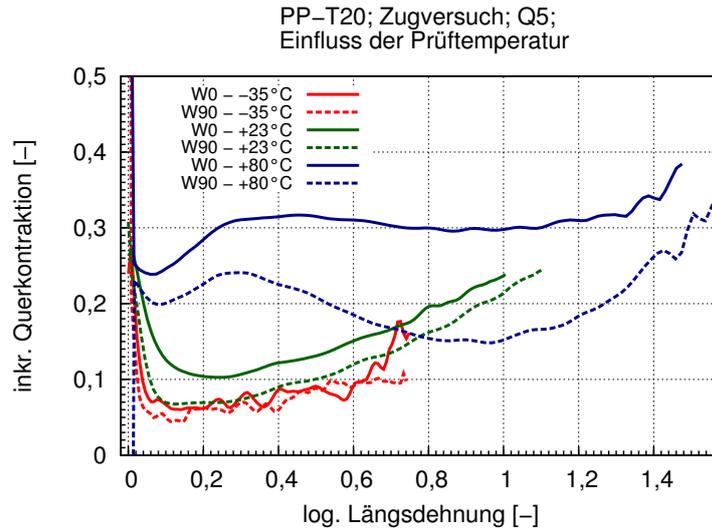


Abb. 5.26: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Einfluss der Prüftemperatur auf die Querkontraktion

Dieses Verhalten ist mit dem *FK-Modell* erklärbar (s. Abb. 5.18). Bei $T = -35^\circ\text{C}$ und $T = 23^\circ\text{C}$ gibt es unterschiedliche Bewegungen der Molekülketten und unterschiedliche Ablösemechanismen vom Talkum. Bei $T = 80^\circ\text{C}$ fallen diese Unterschiede geringer aus, da die Beweglichkeit der Molekülketten durch die hohen Prüftemperaturen bereits relativ hoch ist. Der Einfluss der Molekülorientierung ist somit gering. Im plastischen Bereich dominiert zunächst die Bewegung der Makromoleküle. Das Ablösen vom Talkum beginnt erst langsam und steigert sich mit voranschreitender Dehnung. Bei der Zugprüfung quer zur Fließrichtung setzt dieser Effekt später ein als bei einer Prüfung in Fließrichtung. Daher steigt der Grad der Anisotropie mit steigender Dehnung.

Nachvollziehen lässt sich dieses Verhalten bei der Darstellung der inkrementellen Querkontraktion ν in Abhängigkeit von der Dehnung ε bei den verschiedenen Prüftemperaturen (s. Abb. 5.26).

Bei $T = -35^\circ\text{C}$ ist die inkrementelle Querkontraktion am geringsten und es sind kaum Unterschiede zwischen W0- und W90-Proben erkennbar. Hier dominiert das Ablösen der Matrix vom Füllstoff Talkum; die Beweglichkeit der Makromoleküle ist sehr niedrig. Bei $T = 23^\circ\text{C}$ findet sowohl eine Ablösung der Matrix vom Talkum als auch eine größere Bewegung der Molekülketten statt. Die Querkontraktion ν liegt daher höher als bei $T = -35^\circ\text{C}$, Unterschiede zwischen W0 und W90 sind deutlich erkennbar.

Bei $T = 80^\circ\text{C}$ schließlich liegt die Querkontraktion für W0-Proben für Dehnungen $\varepsilon > 0,2$ bei $\nu \approx 0,3$. Der dominierende Deformationsmechanismus ist hier die Bewegung bzw. das Ableiten von Molekülketten. Bei W90-Proben liegt die Querkontraktion ν signifikant unter dem Niveau der W0-Proben. Hier stellt sich unter uniaxialer Zugbelastung ein anderer Deformationsmechanismus ein: nicht die Bewegung der orientierten

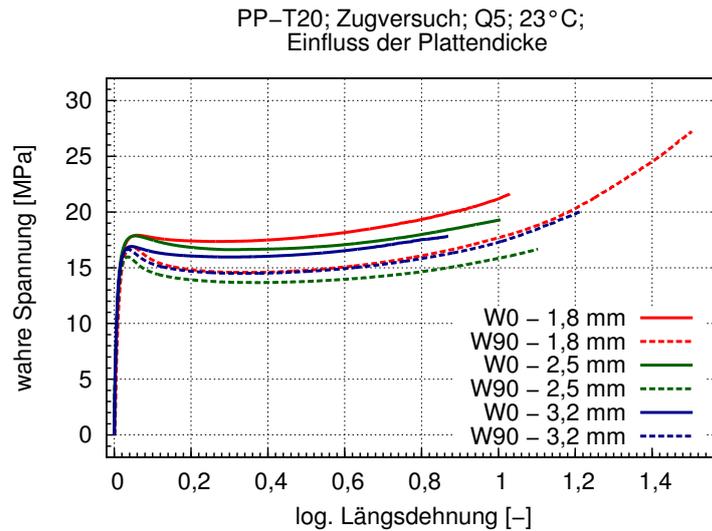


Abb. 5.27: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Einfluss der Plattendicke auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Molekülketten sondern das Ablösen der Makromoleküle vom Füllstoff Talkum ist der dominierende Effekt. Damit sind auch die Unterschiede im Spannungs-Dehnungs-Verhalten erklärbar. Insgesamt ist die Haftung zwischen Talkum und Polymermatrix bei hohen Temperaturen besser als bei niedrigen Temperaturen. Dies führt zu weniger Ablösung zwischen Füllstoff und Polymerketten.

5.6.2 Einfluss der Dicke der Probekörper

Bisher wurden die Ergebnisse mit Probekörpern mit einer nominellen Dicke $d = 2,5$ mm gezeigt. Allerdings spielt auch die Plattendicke eine große Rolle für das Deformationsverhalten von Thermoplasten (s. Abb. 5.27).

Die drei unterschiedlichen Plattendicken $d = 1,8$ mm, $d = 2,5$ mm und $d = 3,2$ mm zeigen ein isotropes elastisches und ein anisotropes plastisches Verhalten. Die Anisotropie im plastischen Bereich wird ab der Streckgrenze σ_y deutlich. Die Ausprägung der Anisotropie wird mit zunehmender Dicke geringer. Die Probekörper mit der Dicke $d = 3,2$ mm zeigen die geringste Richtungsabhängigkeit. Auch dieses Verhalten ist erklärbar durch das *FK-Modell*. Der Einfluss der Randschicht wird mit steigender Plattendicke immer geringer. In der Randschicht ist der Füllstoffanteil nahezu null (vgl. Abb. 5.21) und die Polymermatrix liegt in einer amorphen Struktur vor. Die Dicke der sich ausbildenden amorphen Randschicht ist unabhängig von der Plattendicke und beträgt $d \approx 80 \mu\text{m}$. Dies führt bei dünneren Platten zu einer höheren Füllstoffkonzentration in der mittleren Schicht. Die höhere Füllstoffkonzentration führt zu einer höheren Anisotropie in der Platte, da ein höherer Talkumanteil zu einer stärkeren Ausprägung des unterschied-

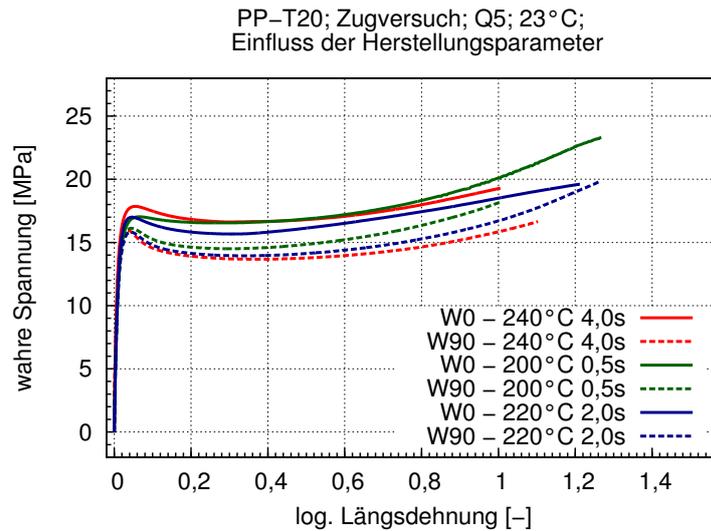


Abb. 5.28: Quasistatischer Zugversuch von PP-T20:
Einfluss der Prozessparameter auf das Spannungs-Dehnungs-Verhalten

lichen Deformationsmechanismus im *FK-Modell* führt. Die Anisotropie sinkt also mit steigender Plattendicke.

5.6.3 Einfluss der Spritzgießparameter

Bisher können alle gemessenen Effekte mit dem *FK-Modell* erklärt werden. Das gemessene richtungsabhängige Deformationsverhalten lässt sich dabei immer auf eine Kombination aus Füllstoff und Molekülorientierung zurückführen, was zu unterschiedlichen, je nach Belastungsrichtung, Bewegungs- und Ablösemechanismen führt. So zeigt sich eine Richtungsabhängigkeit des Spannungs-Dehnungs-Verhaltens auch bei unterschiedlichen Prozessparametern, allerdings mit unterschiedlicher Ausprägung (s. Abb. 5.28).

Bei niedriger Massetemperatur $T_m = 200\text{ °C}$ und kurzer Einspritzzeit $t = 0,5\text{ s}$ ist die Ausprägung der Richtungsabhängigkeit am Geringsten. Mit steigender Massetemperatur ($T_m = 220\text{ °C}$ bzw. $T_m = 240\text{ °C}$) und längerer Einspritzzeit ($t = 2\text{ s}$ bzw. $t = 4\text{ s}$) steigt die Anisotropie im plastischen Bereich. Dieser Effekt ergibt sich aus dem Spritzgussprozess, bei der sich eine amorphe Randschicht ausbildet. Die Dicke der amorphen Randschicht hängt von den Prozessparametern ab. Bei niedrigen Temperaturen und kurzen Einspritzzeiten bildet sich eine dickere amorphe Randschicht aus als bei höheren Temperaturen und längeren Einspritzzeiten. Die Molekülketten wiederum werden hauptsächlich in der Mittelschicht und nicht in der amorphen Randschicht orientiert. Über den Probenquerschnitt ergibt sich somit für niedrige Massetemperaturen und kurze Einspritzzeiten die niedrigste mittlere Orientierung der Molekülketten.

Dies spiegelt sich in der Ausprägung der Anisotropie von PP-T20 wieder: durch eine geringere Molekülorientierung entstehen geringere Unterschiede zwischen W0- und W90-Proben, da die unterschiedlichen Deformations- und Ablösemechanismen von der PP-Matrix bzw. zwischen Füllstoff und PP-Matrix bei geringerer Molekülorientierung weniger stark ausgeprägt sind. Der Einfluss der Prozessparameter beim Spritzgießen passt demnach ebenso ins *FK-Modell* wie die vorherigen Untersuchungen.

5.7 Quasistatische Schubversuche von PP-T20

Im Gegensatz zu den Zugversuchen, welche anisotrope Effekte zeigen, liegt das Deformationsverhalten unter Schub für Prüfkörper, welche längs und quer zur Fließrichtung entnommen werden, auf dem gleichen Schubspannungsniveau (s. Abb. 5.29). Die geringen Unterschiede resultieren aus Messungenauigkeiten. Das Ende der Kurven zeigt das Ende des schubdominierten Bereichs und somit der Auswertung und nicht das Versagen der Probekörper unter Schubbelastung. Ab diesem Punkt ergibt sich eine nicht mehr zu vernachlässigende Überlagerung mit Zugspannungen und somit ein mehrachsiger Spannungszustand.

Auch bei mit Glasfaser gefüllten Kunststoffen ist bekannt, dass es keine unterschiedlichen Spannungsniveaus von W0- und W90-Proben unter Schubbelastung gibt [123]. KRIVACHY [124] konnte für mit Glasfasern gefüllte Kunststoffe nachweisen, dass eine spiegelsymmetrische Ausrichtung des Füllstoffs zur Fließrichtung (W0) und zur Mitte über den Probenquerschnitt zu einem orthotropen Materialverhalten führt. Exakt diese Ausrichtung zeigen die REM-Aufnahmen von PP-T20 (s. Abschnitt 5.5). Dies führt

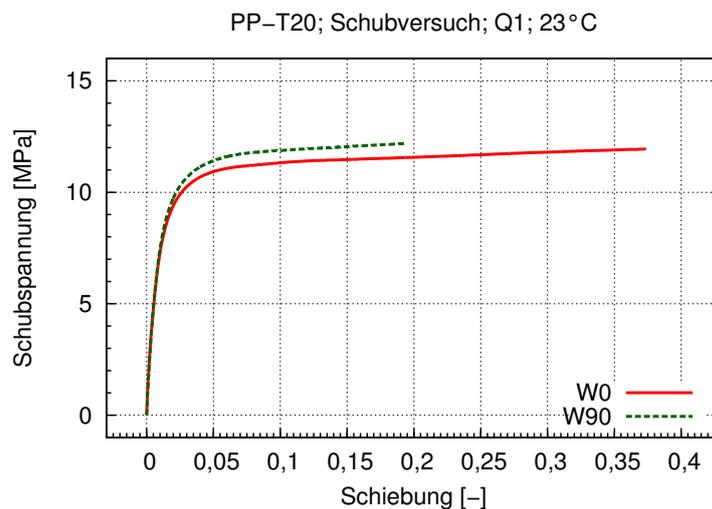


Abb. 5.29: Quasistatischer Schubversuch von PP-T20

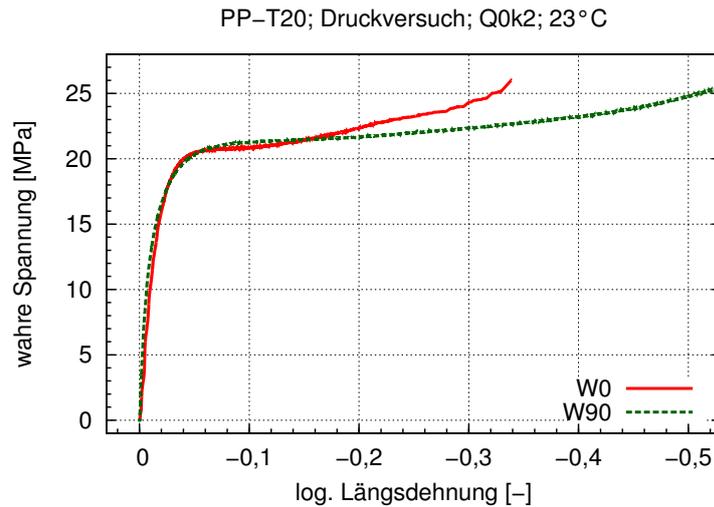


Abb. 5.30: Quasistatischer Druckversuch von PP-T20

dazu, dass es auch hier keine Unterschiede beim Verhalten unter Schub für die Entnahmerichtungen 0° und 90° gibt.

5.8 Quasistatische Druckversuche von PP-T20

Wie schon bei den Schubversuchen in Abschnitt 5.7 zeigen die Druckversuche keinen Einfluss der Entnahmerichtung auf das Deformationsverhalten (s. Abb. 5.30). Im Gegensatz zu den Zugversuchen kann kein richtungsabhängiges Deformationsverhalten ermittelt werden. Die Unterschiede für Dehnungen $|\varepsilon| > 0,2$ können auf Reibungseinflüsse zwischen Probe und Druckstempel zurückgeführt werden. Die geringen Unterschiede im elastischen Bereich sind durch Messungenauigkeiten erklärbar. Das jeweilige Ende der Kurven zeigt das Ende der Auswertung und kein Versagen des Probekörpers.

Generell sind Druckversuche von gefüllten Thermoplasten eher dominiert vom Verhalten der Matrix. So ist beispielsweise die Anisotropie bei einem langglasfaserverstärkten Polypropylen (Füllstoffanteil 30 Gew.-%) in Druckversuchen deutlich weniger stark ausgeprägt als beim Zugversuch [123]. Bei einem Füllstoffanteil von 10 Gew.-% ist liegt der Unterschied der wahren Spannung zwischen W0 und W90 bei $\Delta\sigma_w < 10\%$.

Eine Erklärung für das isotrope Spannungs-Dehnungs-Verhalten unter uniaxialem Druck gibt auch hier das FK-Modell mit einer Füllstoffverteilung über das gesamte Probenvolumen bei zeitgleicher Molekül- und Füllstofforientierung in Fließrichtung. Die inkrementelle Querkontraktion sollte im Bereich $0,4 < \nu < 0,5$ liegen, die Volumenänderung dementsprechend während des Versuchs gering sein. Somit kommt es nicht zu Mikrorissen, Crazeing oder Ablösungen zwischen Matrix und Füllstoff. Die genannten Phänomene

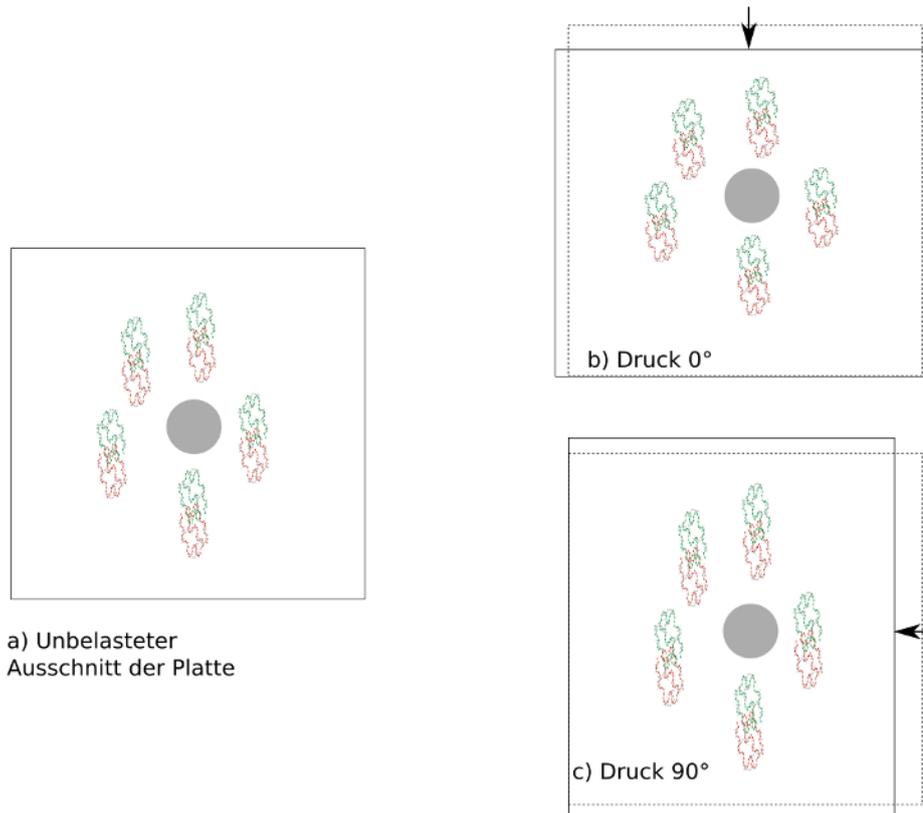


Abb. 5.31: Deformation des Schlaufennetzwerks von PP-T20 während des Druckversuchs: Prüfrichtung $\alpha = 0^\circ$ und $\alpha = 90^\circ$
 unbelastet: gestrichelte Linie; belastet: durchgezogene Linie

- verantwortlich für die Anisotropie beim Zugversuch - treten während des Druckversuchs nicht oder nur signifikant weniger ausgeprägt auf, was zu einem isotropen Deformationsverhalten führt. Ein Einfluss der Moleküllorientierung oder einer Dehnungsbehinderung der Molekülketten durch den Füllstoff ist nicht gegeben.

Prinzipiell ist ein Einfluss des Schlaufennetzwerks, also der Moleküllorientierung, allerdings vorhanden. Schematisch wird dies in Abb. 5.31 dargestellt. Für W0-Proben wird das Schlaufennetzwerk gestaucht, bei W90-Proben kommt es zur weiteren Dehnung der bereits durch das Spritzgießen deformierten Molekülnetzwerke. Durch die deutlich geringeren Dehnungen und das nicht-vorhandene Crazing führt der gezeigte Mechanismus, der durch das *FK-Modell* abgebildet wird, nicht zu richtungsabhängigen, anisotropen Eigenschaften.

5.9 Dynamische Zugversuche von PP-T20

Neben den quasistatischen Versuchen werden dynamische Zugversuche bei hohen Dehnraten durchgeführt. Diese werden durch hohe Abzugsgeschwindigkeiten $v > 0,01$ m/s (D0,01) erreicht. Zunächst werden die Versuchsergebnisse exemplarisch bei einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 0,01$ m/s vorgestellt. Anschließend werden die Ergebnisse mit höheren Abzugsgeschwindigkeiten

- $v = 0,01$ m/s (D0,01),
- $v = 0,5$ m/s (D0,5),
- $v = 3,0$ m/s (D3,0),
- $v = 6,0$ m/s (D6,0) sowie
- $v = 5$ mm/min (QS bzw. Q5) zum Vergleich die quasistatischen Zugversuche

gezeigt und erläutert. Abbildung 5.32 zeigt das Deformationsverhalten von PP-T20 bei einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 0,01$ m/s für W0-, W45- und W90-Proben bei $T = 23$ °C. Das Spannungs-Dehnungsverhalten (Abb. 5.32 oben) zeigt nach Erreichen der Streckgrenze σ_y eine Dehnungsentfestigung. Dies kann mit einer Ablösung des Füllstoffs Talkum von der Matrix erklärt werden (vgl. Abschnitt 5.3).

Erkennbar sind weiterhin unterschiedliche Spannungsniveaus in Abhängigkeit des Entnahmewinkels α . Die größte erreichbare Spannung σ zeigt sich bei W0-Proben, wohingegen W90-Proben das geringste Spannungsniveau aufweisen. Die Unterschiede im Spannungsniveau liegen bei 20 %. Diese Unterschiede sind analog zu den quasistatischen Zugversuchen (vgl. Abschnitt 5.3) mit dem *FK-Modell* erklärbar. Aus den unterschiedlichen Orientierungen der Molekülketten resultieren bei gleicher Orientierung des Füllstoffs Talkum unterschiedliche Deformationsmechanismen, die je nach Entnahmerichtung (Entnahmewinkel $\alpha = 0^\circ$ bzw. $\alpha = 90^\circ$) zu den unterschiedlichen Spannungen führen (s. Abschnitt 5.4).

Abbildung 5.32 unten zeigt die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ des Probekörpers bei einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit $v = 0,01$ m/s. Die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ liegt nach dem Anstieg auf ein Maximum im Bereich von $0,4$ 1/s $< \dot{\epsilon} < 0,6$ 1/s. Dieser Einlaufbereich kann nicht vermieden werden, da der Probekörper zu Beginn beschleunigt werden muss. Daher ist es mit dieser Methode sehr schwer, bereits im elastischen Bereich hohe Dehnrates zu erreichen.

Die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ zeigt eine schwach ausgeprägte Abhängigkeit von der Entnahmerichtung: bei W0-Versuchen ist kein deutlicher Abfall der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ nach den vorhandenen Einlaufeffekten zu sehen, wohingegen bei den W90-Proben ein Abfall der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ erkennbar ist. Einen Einfluss auf die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ haben

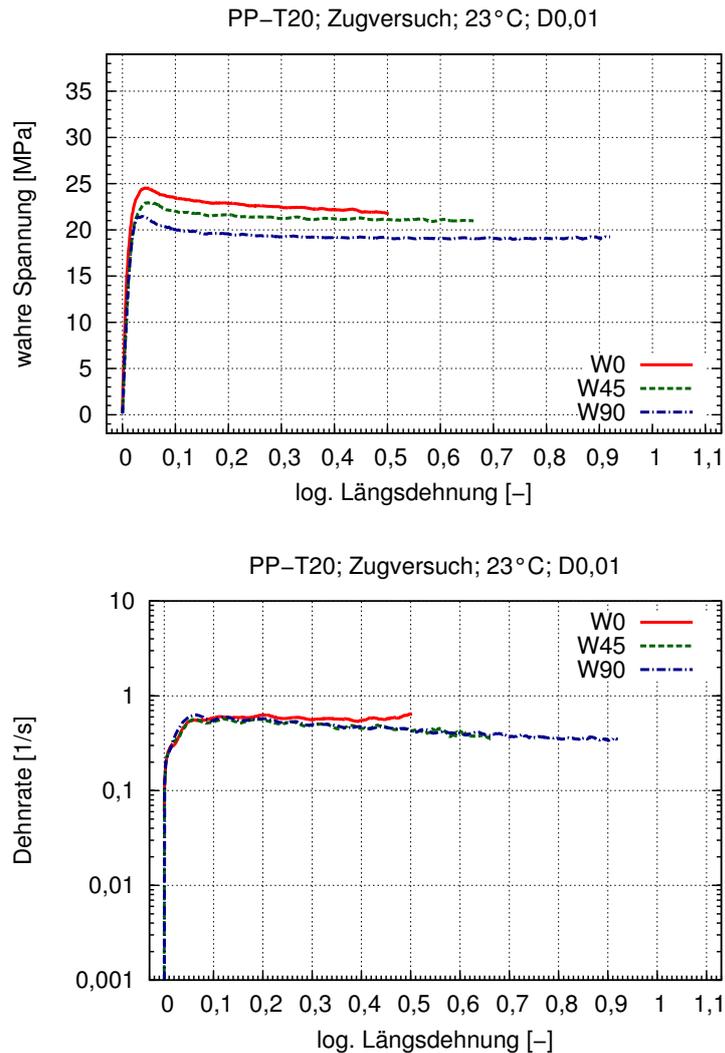


Abb. 5.32: Dynamischer Zugversuch von PP-T20 bei 0,01 m/s
oben: Spannungs-Dehnungs-Verhalten, unten: Darstellung der Dehnrates

- die Geometrie des Probekörpers,
- die Prüfgeschwindigkeit sowie
- das materialabhängige Einschnür- und Verfestigungsverhalten.

Die ersten beiden Einflüsse werden bei einer konstanten Abzugsgeschwindigkeit nicht verändert, daher scheint für W0- und W90-Proben ein unterschiedliches Einschnür- und Verfestigungsverhalten vorzuliegen. Der Abfall der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ nach der Streckgrenze σ_y ist demnach mit der Einschnürung des Probekörpers erklärbar. Der gezeigte Effekt des Dehnratesabfalls für W90-Proben ist nur schwach ausgeprägt und wird bei weiteren Abzugsgeschwindigkeiten (s. Abb. 5.33) erneut ausgewertet.

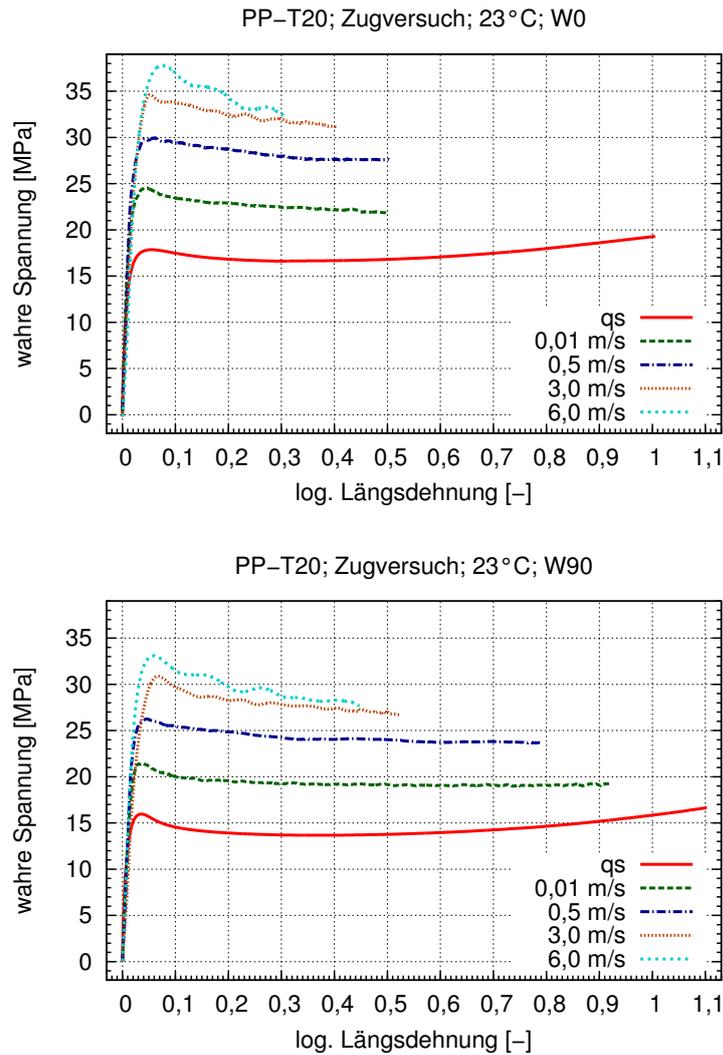


Abb. 5.33: Dynamischer Zugversuch von PP-T20:
Spannungs-Dehnungs-Verhalten
oben: Entnahmewinkel 0° , unten: Entnahmewinkel 90°

Für die Verwendung der gemessenen Daten in Materialmodellen für die Struktursimulation müssen die Daten bei konstanter Dehnrates vorliegen. Entsprechende Ansätze werden in Kapitel 6 vorgestellt. Zur umfassenden Charakterisierung eines Materials ist es nicht ausreichend, Versuche bei einer Abzugsgeschwindigkeit durchzuführen, da in einem Materialmodell für die Struktursimulation Spannungen und Dehnungen bei verschiedenen Dehnrates, also $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$, berücksichtigt werden. Oben in Abb. 5.33 und 5.34 wird das Deformationsverhalten von W0-Proben gezeigt, jeweils unten sind die Ergebnisse der W90-Proben dargestellt.

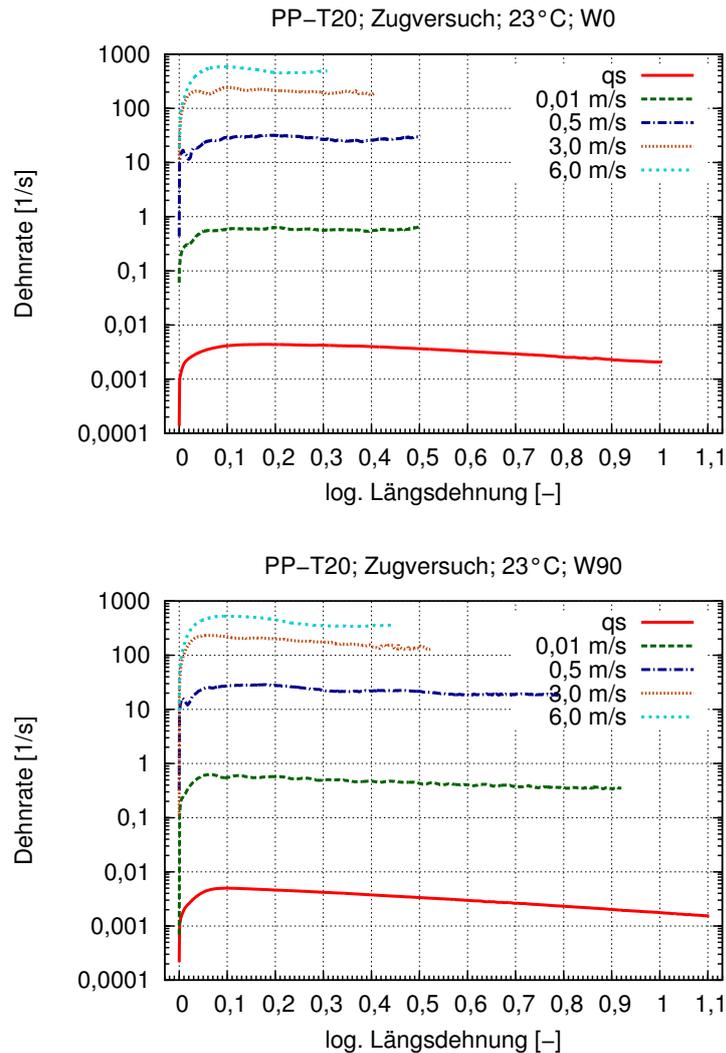


Abb. 5.34: Dynamischer Zugversuch von PP-T20:
Darstellung der Dehnrate
oben: Entnahmewinkel 0° , unten: Entnahmewinkel 90°

Neben den bereits gezeigten Effekten Dehnungsentfestigung durch adiabate Erwärmung und richtungsabhängiges Spannungs-Dehnungs-Verhalten im plastischen Bereich (s. Abb. 5.33) ist eine stark ausgeprägte Dehnratenverfestigung erkennbar. Die Streckgrenze σ_y steigt mit steigender Abzugsgeschwindigkeit bzw. Dehnrate. Dieser Effekt ist sowohl für W0- als auch für W90-Proben zu erkennen.

Generell liegt die Spannung im plastischen Bereich für W0-Proben bei allen Abzugsgeschwindigkeiten über der Spannung der W90-Proben. Genau wie bei den quasistatischen Zugversuchen mit einer Abzugsgeschwindigkeit $v = 5 \text{ mm/min}$ zeigt dies eine Anisotropie im plastischen Bereich. Analog dazu lassen sich im elastischen Bereich keine

richtungsabhängigen Eigenschaften erkennen. Mit Hilfe des *FK-Modells* lässt sich dieses isotrope elastische sowie das anisotrope plastische Verhalten durch eine unterschiedliche Molekülorientierung bei gleicher Füllstofforientierung in den W0- und W90-Proben erklären (vgl. Abschnitt 5.4).

Die bereits diskutierte Dehnungsentfestigung (vgl. Abschnitt 5.3), also der Spannungsabfall nach Erreichen der Streckgrenze, scheint mit zunehmender Abzugsgeschwindigkeit ausgeprägter zu sein. Die Temperaturerhöhung in der Probe, ausgelöst durch eine adiabate Erwärmung durch innere Reibung zwischen den Molekülketten bzw. zwischen Füllstoff und Molekülketten, scheint mit zunehmender Abzugsgeschwindigkeit zu steigen.

Die Auswertung der Dehnrates $\dot{\epsilon}$ für W0- und W90-Proben bei unterschiedlichen Abzugsgeschwindigkeiten zeigt je nach Entnahmerichtung ein unterschiedliches Verhalten (s. Abb. 5.34). Während die Dehnrates $\dot{\epsilon}$ nach den Einlaufeffekten für W0-Proben nahezu konstant bleibt, zeigen W90-Proben bei allen Abzugsgeschwindigkeiten einen größeren Abfall der Dehnrates $\dot{\epsilon}$. Bereits in Abb. 5.32 rechts war dieser Effekt schwach ausgeprägt erkennbar. Interessanterweise ist diese Auffälligkeit bei allen Abzugsgeschwindigkeiten vorhanden. Dies ist ein weiteres Indiz dafür, dass in W0- und W90-Proben eine unterschiedliche Molekülorientierung vorliegt, durch die das unterschiedliche Einschnürverhalten erklärt werden kann. Die Begründung ist auch hier im *FK-Modell* zu finden. Sind die Molekülketten quer zur Prüfrichtung orientiert (W90-Proben), liegen andere Ablöse- und Einschnürmechanismen als bei W0-Proben vor.

Die beschriebenen Effekte bei den dynamischen Zugversuchen von PP-T20 lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Es liegt eine stark ausgeprägte Dehnratenverfestigung vor.
- Ein anisotropes elastisches Verhalten kann nicht beobachtet werden.
- Bei allen Versuchen ist eine Dehnungsentfestigung infolge Talkum-Matrix-Ablösung erkennbar.
- Im plastischen Bereich liegt sowohl im Spannungs-Dehnungs-Verhalten als auch in der Abhängigkeit von Dehnrates $\dot{\epsilon}$ und Dehnung ϵ eine ausgeprägte Richtungsabhängigkeit vor.
- All diese Effekte können durch das *FK-Modell* (Abschnitt 5.4) erklärt werden, welches von einer unterschiedlicher Molekülorientierung bei gleicher Füllstofforientierung ausgeht.

5.10 Quasistatische und dynamische Biegeversuche von PP-T20

Für die Auswertung der bisher gezeigten Versuche ist eine Dehnungsmessung mittels Grauwertkorrelation notwendig. Diese Methode erlaubt es, die Deformation ortsaufgelöst während des Versuchs zu ermitteln. Bei den durchgeführten Biegeversuchen ist diese Art der Auswertung nicht notwendig. Als direktes Ergebnis der Versuche sind Kraft-Verschiebungs-Daten verfügbar (s. Abb. 5.35 und 5.36). Es werden jeweils die drei Einzelmessungen von W0- und W90-Proben für zwei quasistatische Prüfgeschwindigkeiten (Abb. 5.35) und zwei dynamische Prüfgeschwindigkeiten (Abb. 5.36) gezeigt. Da alle Mes-

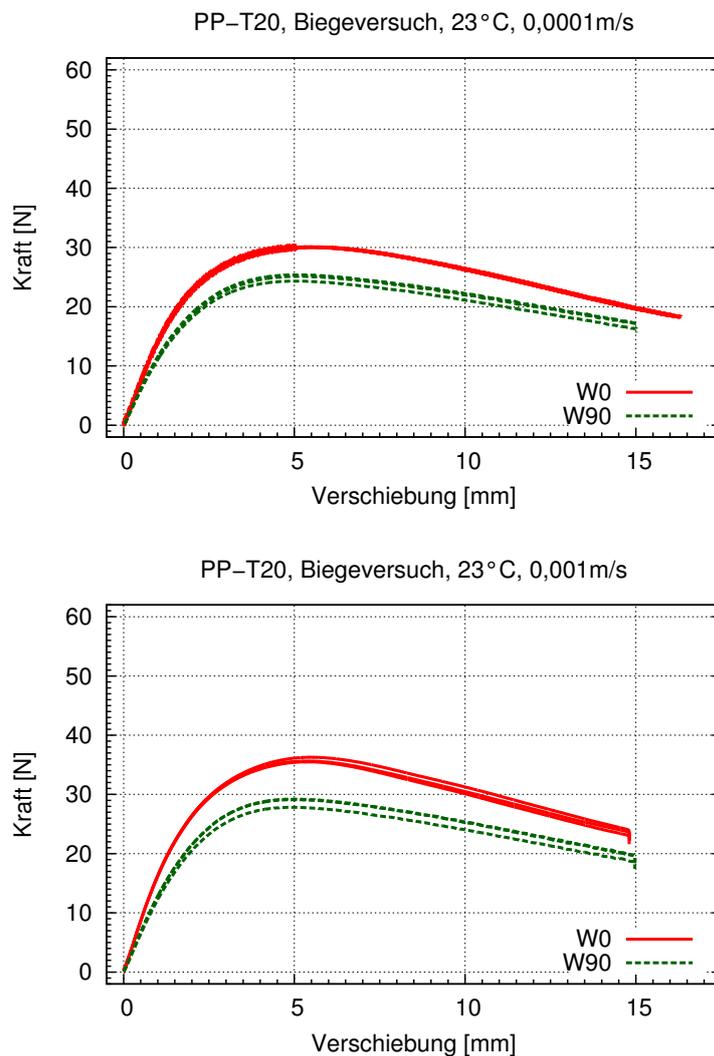


Abb. 5.35: Quasistatische Biegeversuche von PP-T20:
Kraft-Verschiebungs-Verhalten

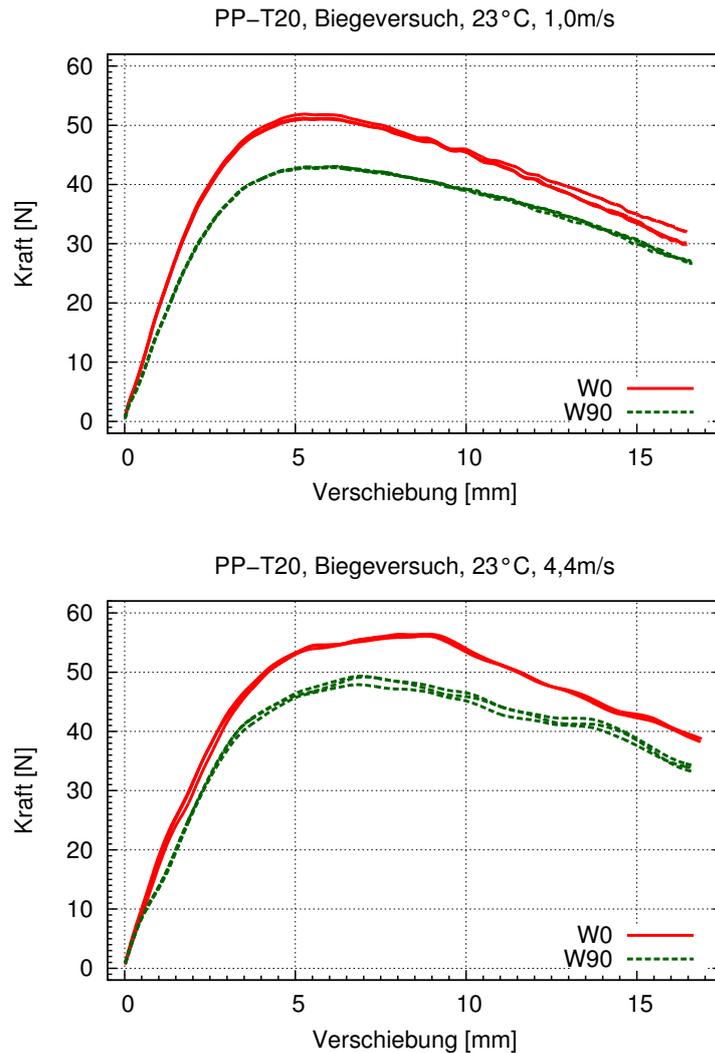


Abb. 5.36: Dynamische Biegeversuche von PP-T20:
Kraft-Verschiebungs-Verhalten

sungen mit dem gleichen Auflagerabstand $l_w = 40$ mm durchgeführt werden, können die Ergebnisse der unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten direkt miteinander verglichen werden.

Die Ergebnisse der Biegeversuche ergeben ein ähnliches Bild wie die Ergebnisse der quasistatischen und dynamischen Zugversuche aus den Abschnitten 5.3 und 5.9. Wie bei den dynamischen Zugversuchen ist eine Dehnratenverfestigung deutlich erkennbar. Mit zunehmender Prüfgeschwindigkeit steigt das Kraftniveau auf größere Werte. Weiterhin ist bei jeder Prüfgeschwindigkeit im plastischen Bereich ein Unterschied des Kraftniveaus zwischen Längs- und Querproben von 20 % festzustellen. Im Gegensatz zu den Zugversuchen ist diese Richtungsabhängigkeit allerdings bereits im linearen, elastischen

Bereich bei Verschiebungen kleiner 2 mm zu erkennen. Der Kraftverlauf im linearen Bereich von W0-Proben ist signifikant höher als bei W90-Proben, was auf einen höheren Elastizitätsmodul von W0-Proben im Vergleich zu W90-Proben schließen lässt. Da beim Biegeversuch die Randschicht dominiert, sind diese Unterschiede nicht überraschend. Gerade in der Randschicht werden die Kristallite durch die Talkumplättchen und die Scherströmung in Fließrichtung orientiert. Dies führt bereits im elastischen Bereich zu einem höheren Spannungsniveau bei W0-Proben im Vergleich zu den W90-Proben mit geringer Kristallitorientierung im Randbereich.

Um aus den Kraft-Verschiebungs-Werten Eingangsdaten für die Struktursimulation zu erhalten, werden im nächsten Schritt die Biegeversuche nachgerechnet und die Parameter optimiert, bis die Simulationen die Versuche ausreichend genau treffen. Dieses *Reverse Engineering* ist in Abschnitt 4.7 beschrieben. Die Ergebnisse und die Auswertung dieser Anpassung sind in Abschnitt 6.5 zu finden.

5.11 Quasistatische Zugversuche an Probekörpern mit Fließ- und Bindenaht

Da das Deformationsverhalten vom Strömungsprofil beeinflusst werden kann, werden Proben mit Binde- und Fließnaht durch den Einsatz unterschiedlicher Geometrien von Schmelzestromteilern hergestellt. Dabei werden folgende Parameter variiert:

- die Geometrie des Schmelzestromteilers,
- die Entnahmeposition hinter dem Schmelzestromteiler sowie
- die Masse- und Werkzeugtemperatur.

Die durch den Schmelzestromteiler erzeugte Fließ- bzw. Bindenaht ist bereits in der spritzgegossenen Platte deutlich zu erkennen (s. Abb. 5.37). Auf der Platte ist nach dem Schmelzestromteiler eine Linie sichtbar, die sich bis zum Ende der Platte durchzieht. Dieser Effekt ist sowohl bei Platten mit Fließnaht als auch mit Bindenaht vorhanden.

Im Folgenden wird das Deformationsverhalten von Probekörpern mit Binde- bzw. Fließnaht in Abhängigkeit von den verwendeten Herstellungsparametern untersucht.

5.11.1 Einfluss der Geometrie des Schmelzestromteilers

Bei der Verwendung von unterschiedlichen Schmelzestromteilern können Probekörper mit Binde- oder Fließnaht erzeugt werden [12]. Die Auswertung der quasistatischen Zugversuche mit Binde- und Fließnaht ist in Abb. 5.38 dargestellt.

Zunächst fällt eine dramatische Reduktion der Bruchdehnung auf $\varepsilon_B < 20\%$ des Ausgangswertes auf. Bei Probekörpern, die direkt hinter dem Schmelzestromteiler entnommen werden ("angussnah"), gibt es keine Unterschiede in der Versagensdehnung zwischen Binde- und Fließnaht, diese liegt bei ca. $\varepsilon_B \approx 0,07$. Für Proben, welche am Ende des Fließwegs entnommen werden ("angussfern"), ist ein Unterschied zwischen Binde- und Fließnaht erkennbar: die Probekörper mit Fließnaht zeigen eine Bruchdehnung $\varepsilon_B \approx 0,2$, wohingegen Bindenahtproben erneut eine Versagensdehnung $\varepsilon_B \approx 0,07$ zeigen. Ein Fließhindernis führt also zu einer Art *Sollbruchstelle*, welche das Bruchverhalten von PP-T20 dramatisch beeinflusst, da im Bereich hinter einem Fließhindernis die Molekülketten keine Verbindungen bzw. Verschlaufungen ausbilden. Ähnliche Effekte wurden auch bei gleicher Probekörpergeometrie für PC-ABS und PA-ABS ermittelt, wobei das PC-ABS eine ähnlich dramatische Reduzierung der Bruchdehnung aufweist wie das PP-T20 [3].

5.11.2 Einfluss der Entnahmeposition

Neben der Geometrie des Fließhindernisses spielt wie im letzten Abschnitt gezeigt die Entnahmeposition des Probekörpers eine große Rolle. In diesem Abschnitt wird dieser Einfluss erneut systematisch für Binde- und Fließnähte gezeigt (s. Abb. 5.39).

Bei vorhandener Bindenaht spielt die Entnahmeposition und somit der Fließweg in den durchgeführten Modellversuchen keine Rolle. Sowohl die Probekörper, welche direkt hinter dem Fließhindernis entnommen werden als auch Probekörper, die am Fließwegen-

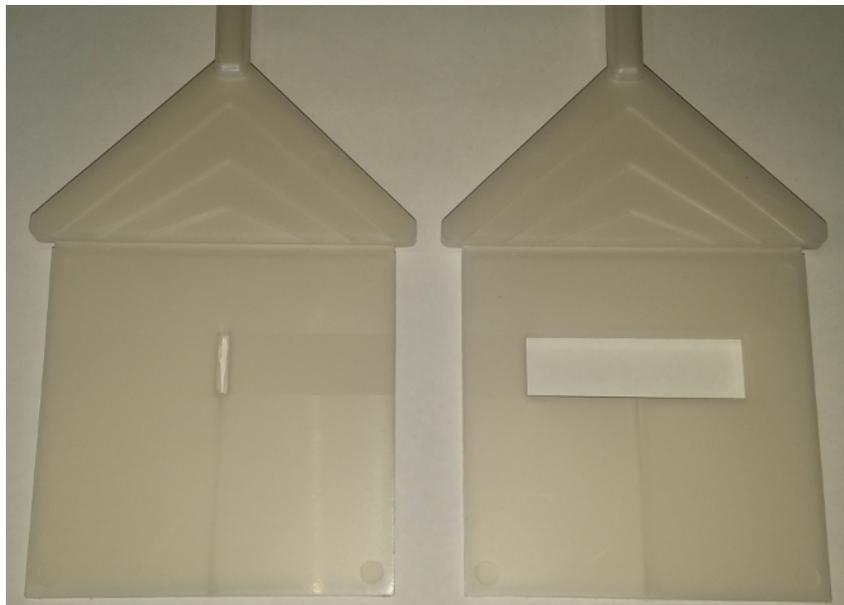


Abb. 5.37: Probekörper mit Schmelzestromteiler
links: sichtbare Fließnaht, rechts: Bindenaht

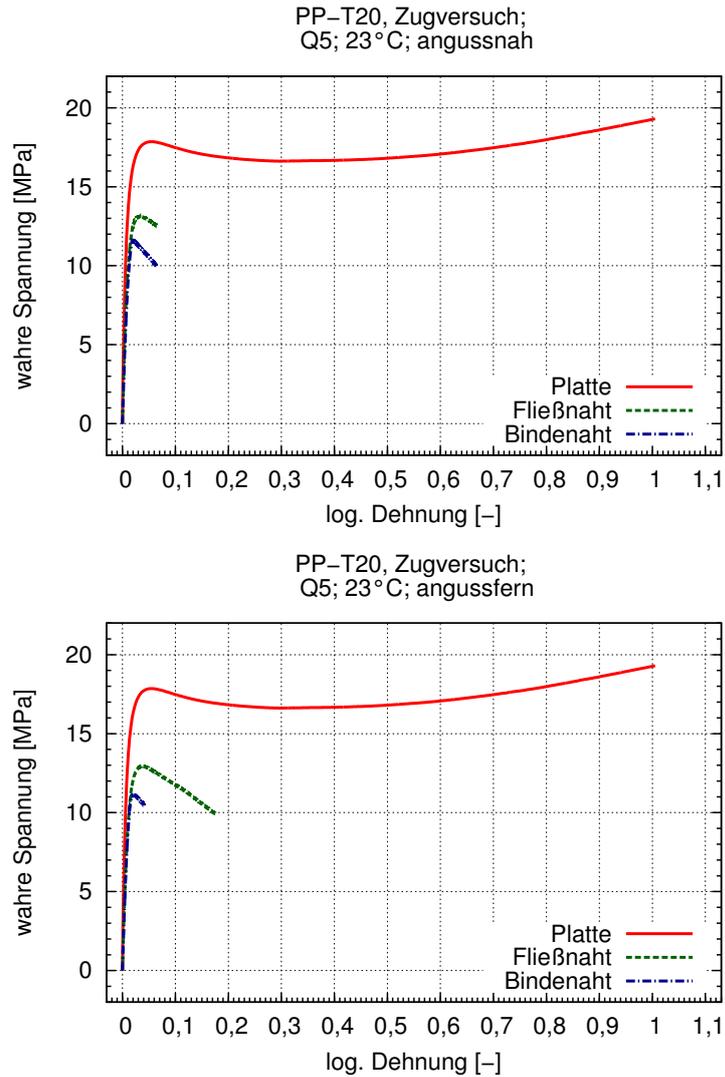


Abb. 5.38: Einfluss der Geometrie des Schmelzstromteilers auf das Deformationsverhalten von PP-T20 im quasistatischen Zugversuch
oben: angussnah, unten: angussfern

de entnommen werden, zeigen das gleiche Deformations- und Versagensverhalten. Bei Fließnähten zeigt sich ein anderes Ergebnis: angussfern entnommene Proben zeigen eine mehr als doppelt so hohe Bruchdehnung als angussnah entnommene Proben, da die Fließnaht nach dem Zusammentreffen von beiden Schmelzfronten weiter in die Richtung des Endes der Kavität gedrückt wird. So können sich durch die Prozessdrücke beim Spritzgießen Verschlaufungen ausbilden, die zu einer Erhöhung der Bruchdehnung hinter dem Fließhindernis führen können.

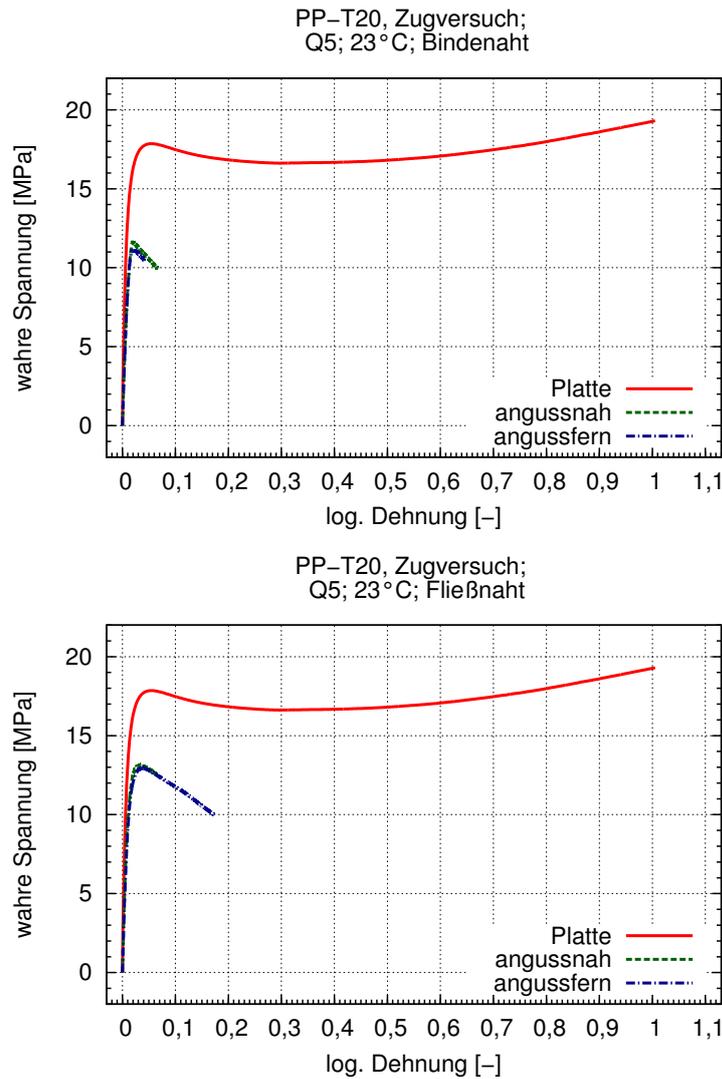


Abb. 5.39: Einfluss der Entnahmeposition auf das Deformationsverhalten von PP-T20 im quasistatischen Zugversuch
oben: Bindenaht, unten: Fließnaht

5.11.3 Einfluss der Masse- und Werkzeugtemperatur

Die dramatische Reduktion der Bruchdehnung bei einer vorhandenen Binde- oder Fließnaht ist auch darauf zurückzuführen, dass die Oberflächentemperaturen der Schmelzefronten vor dem erneuten Zusammentreffen hinter dem Fließhindernis bereits abgekühlt sind. Daher werden Versuche mit unterschiedlichen Masse- und Werkzeugtemperaturen gemäß Tabelle 3.3 durchgeführt, um die Temperatur der Schmelzefronten direkt zu beeinflussen (s. Abb. 5.40 für Fließnähte und Abb. 5.41 für Bindenähte).

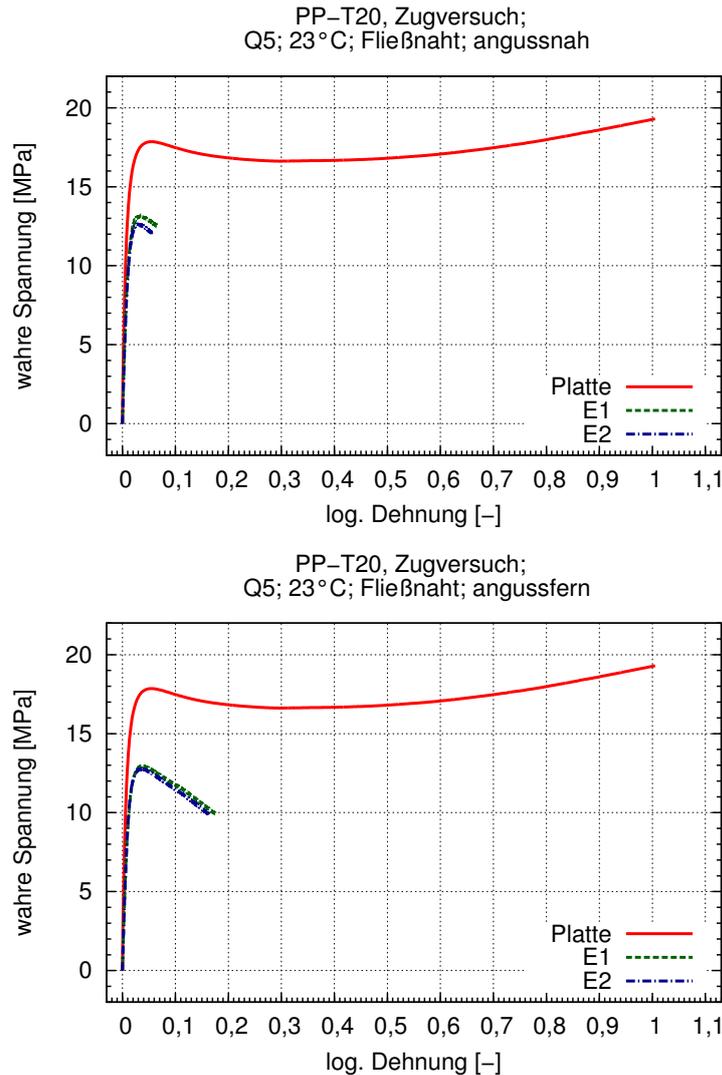


Abb. 5.40: Einfluss der Masse- und Werkzeugtemperatur auf das Deformationsverhalten von PP-T20 mit Fließnaht im quasistatischen Zugversuch
oben: angussnah, unten: angussfern

Obwohl die Temperaturen zwischen den Einstellungen E1 und E2 (vgl. Tabelle 3.3) wesentlich im Rahmen der vorgegebenen Prozessparameter variiert werden (E1: "kalte" Einstellung, E2: "warme" Einstellung; siehe Abschnitt 3.2), zeigt die Auswertung der durchgeführten Versuche keinen Einfluss der Herstellungstemperaturen auf das Deformations- und Versagensverhalten von PP-T20 bei vorhandenen Fließ- bzw. Bindenaht. Sowohl angussnah (oben) als auch angussfern (unten) sowie für eine Fließnaht (oben) und für eine Bindenaht (unten) sind beim Spannungsniveau und bei der Bruchdehnung keine signifikanten Unterschiede erkennbar.

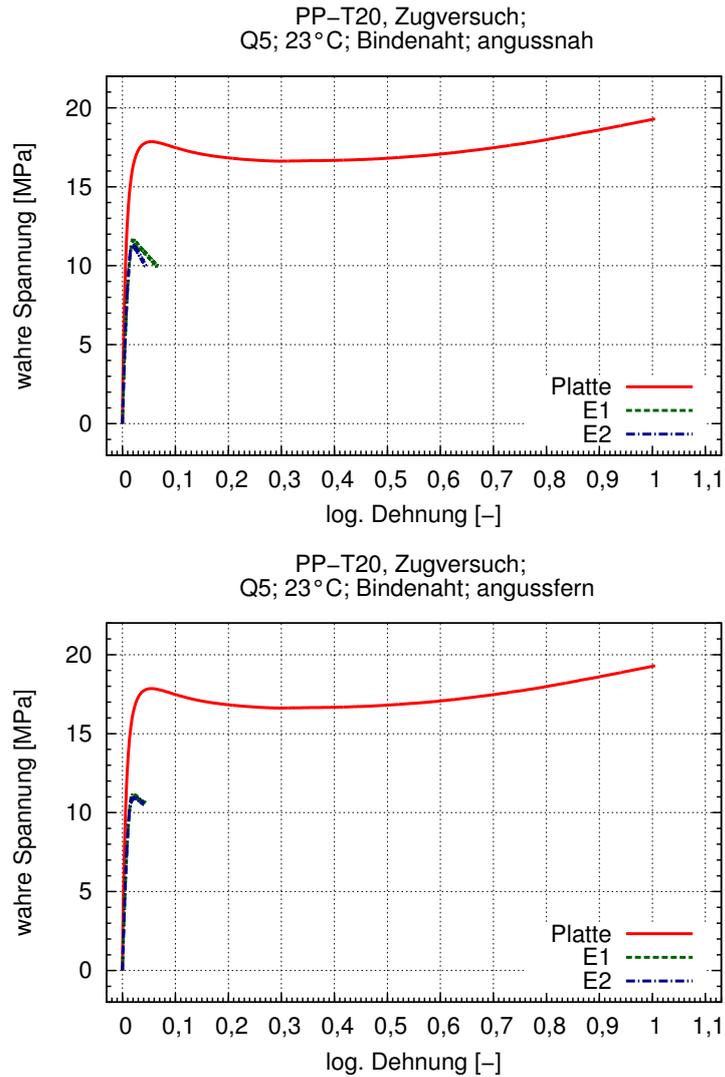


Abb. 5.41: Einfluss der Masse- und Werkzeugtemperatur auf das Deformationsverhalten von PP-T20 mit Bindenaht im quasistatischen Zugversuch
oben: angussnah, unten: angussfern

Das Abkühlen der durch den Schmelzestromteiler erzeugten Schmelzefronten kann also auch durch die Verwendung hoher Prozesstemperaturen und -drücke nicht verhindert werden. Die resultierenden mechanischen Eigenschaften von Bereichen mit Fließ- oder Bindenaht sind demnach immer schlechter als Bereiche ohne Fließ- und Bindenähte. Dies gilt es besonders bei der Auslegung mechanisch beanspruchter Thermoplastbauteile zu berücksichtigen.

6 Ansatz und Parameteridentifikation

Im folgenden Kapitel werden die gemessenen Rohdaten aus Kapitel 5 aufbereitet und genauer erläutert. Zunächst werden die quasistatischen Zug-, Druck- und Schubversuche nach dem Vergleichsspannungskonzept nach VON MISES dargestellt. Weiterhin wird die Auswertung der Fließfläche in der Invariantenebene gezeigt, die zuvor eingeführt wird. Dabei wird die Herleitung der Vergleichsspannung nach VON MISES gezeigt. Bei der Auswertung der dynamischen Zugversuche werden dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Kurven erzeugt. Zusätzlich wird die Streckgrenze betrachtet, die in der Struktursimulation zu numerischen Problemen führen kann. Abschließend wird die Auswertung der dynamischen Biegeversuche gezeigt und deren Ergebnisse im letzten Abschnitt mit den dynamischen Zugversuchen verglichen.

6.1 Vergleichsspannung nach von Mises

Für eine Vergleichbarkeit der verschiedenen Spannungszustände, die durch Zug-, Druck- und Schubversuche entstehen, muss eine Vergleichsgröße gebildet werden. Dafür wird der Vergleichsspannungsansatz nach VON MISES [125] verwendet. Die Vergleichsspannung

$$\sigma_{\text{vM}} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x\sigma_y - \sigma_x\sigma_z - \sigma_y\sigma_z + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \quad (6.1)$$

und die Vergleichsdehnung

$$\varepsilon_{\text{vM}} = \frac{2}{3} \sqrt{\varepsilon_x^2 + \varepsilon_y^2 + \varepsilon_z^2 - \varepsilon_x\varepsilon_y - \varepsilon_x\varepsilon_z - \varepsilon_y\varepsilon_z + 3(\varepsilon_{xy}^2 + \varepsilon_{xz}^2 + \varepsilon_{yz}^2)} \quad (6.2)$$

wird wie in Gln. (6.1) und (6.2) berechnet. Abbildung 6.1 zeigt die Auswertung nach dem Vergleichsspannungskonzept nach VON MISES. Sowohl für die längs als auch für

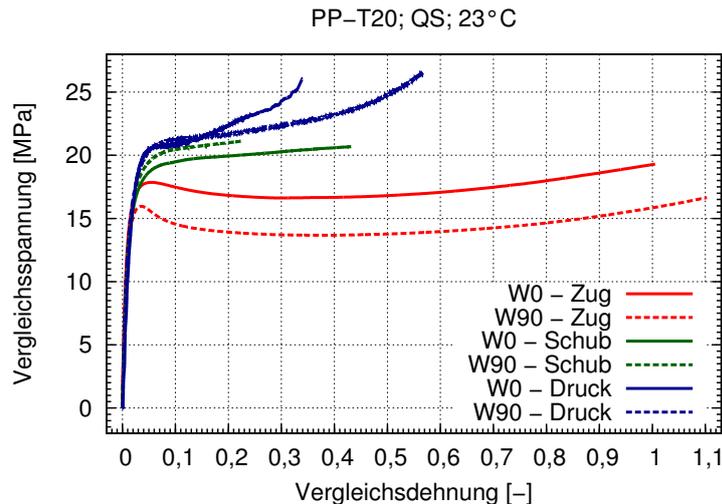


Abb. 6.1: Deformationsverhalten von PP-T20 nach dem Vergleichsspannungskonzept nach VON MISES

die quer zur Fließrichtung entnommenen Proben zeigt sich eine Zug-Druck-Asymmetrie. Derartige Effekte sind u.a. in ALTENBACH et al. [126] beschrieben. Auch das Verhalten unter Scherung weicht bei der Umrechnung in Vergleichsspannung und -dehnung vom Niveau des Zugversuchs ab.

Wie gezeigt, ist hier auffällig, dass es unter Zug eine Anisotropie im Spannungsniveau gibt, die selbst im plastischen Bereich unter Schub und Druck nicht auftritt. Weiterhin wird das Versagen der Prüfkörper nur im uniaxialen Zugversuch erreicht. In den Schub- und den Druckversuchen stellt das Ende der Kurven das Ende der Auswertung dar. Zusätzlich wird die Mehrachsigkeit mit fortschreitender Dehnung immer größer, da sich unterschiedliche Spannungszustände überlagern.

Ein Erklärungsansatz für die Anisotropie des Spannungsniveaus ist die Orientierung der Makromoleküle beim Spritzgießen. Ähnliche Effekte - die Orientierung von Glasfasern in spritzgegossenen Bauteilen - sorgen auch hier für ein anisotropes Deformations- und Versagensverhalten.

6.2 Beschreibung der Fließfläche mittels Invarianten

Neben dem Vergleichsspannungskonzept nach VON MISES in Abschnitt 6.1 wird im Folgenden die Auswertung der Fließfläche in der Invariantenebene hergeleitet und anschließend die Messwerte von PP-T20 dargestellt.

6.2.1 Die Invariantenebene

Zunächst wird der Spannungsvektor \vec{t} eingeführt. Der Spannungsvektor

$$\vec{t} = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta \vec{S}}{\Delta A} \quad (6.3)$$

ist als Schnittkraft $\Delta \vec{S}$ bezogen auf die Kraftübertragungsfläche ΔA definiert (s. Abb. 6.2). Der Spannungsvektor

$$\vec{t} = \vec{f}(\vec{n}) \quad (6.4)$$

stellt dabei eine Vektorfunktion des Normalenvektors \vec{n} dar. Dieser kann über einen Tensor 2. Grades, den Spannungstensor σ , abgebildet werden:

$$\vec{t} = \sigma^T \vec{n}. \quad (6.5)$$

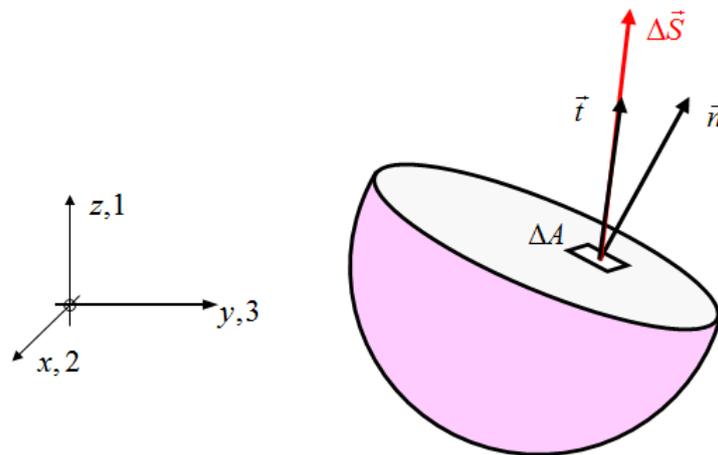


Abb. 6.2: Definition der Spannung mit Hilfe eines geschnittenen Körpers
(Alle Abbildungen in Abschnitt 6.2.1 mit freundlicher Genehmigung von Prof. Dr.-Ing. habil. S. Kolling, Technische Hochschule Mittelhessen)

Im dreidimensionalen Spannungszustand lässt sich der Spannungstensor

$$\boldsymbol{\sigma}^T = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} \quad (6.6)$$

in die einzelnen Spannungskomponenten aufteilen (s. Abb. 6.3). Aus dem Momentengleichgewicht resultiert die Symmetrie des Spannungstensors, es ergeben sich für den Spannungstensor

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}^T = \begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} \quad (6.7)$$

sechs unabhängige Komponenten. Eine Hauptachsentransformation des Spannungstensors

$$\begin{pmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{pmatrix} \rightarrow \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{pmatrix} \quad (6.8)$$

führt zu den drei Hauptspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 (s. Abb. 6.4). Die Hauptspannungen sind dabei so definiert, dass die Schubspannungen null sind. Die Beschreibung der Hauptspannungen kann über die Lösung des Eigenwertproblems erfolgen:

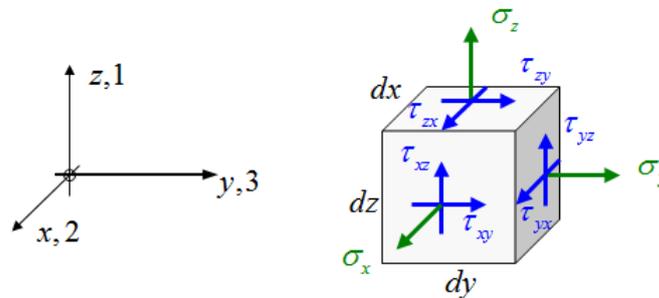


Abb. 6.3: Einzelkomponenten der Spannung

$$\vec{t} = \boldsymbol{\sigma} \vec{n} = \sigma \vec{n}, \quad (6.9)$$

$$\Rightarrow (\boldsymbol{\sigma} - \sigma \mathbf{I}) \vec{n} = \vec{0}. \quad (6.10)$$

Die Lösung von Gl. (6.10) und somit der Eigenwerte von $\boldsymbol{\sigma}$ erfolgt über

$$\det(\boldsymbol{\sigma} - \sigma \mathbf{I}) = 0. \quad (6.11)$$

Die Lösung der Determinante

$$\begin{vmatrix} \sigma_x - \sigma & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \sigma & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z - \sigma \end{vmatrix} = 0 \quad (6.12)$$

führt zur Einführung der Invarianten I_1 , I_2 und I_3 des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$

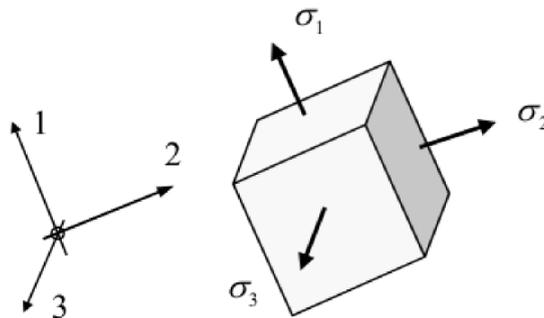


Abb. 6.4: Definition der Hauptspannungen durch die Transformation des Spannungstensors

$$\sigma^3 - I_1\sigma^2 + I_2\sigma - I_3 = 0. \quad (6.13)$$

Diese Invarianten sind unabhängig vom Koordinatensystem und ergeben sich zu:

$$I_1 = \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3, \quad (6.14)$$

$$\begin{aligned} I_2 &= \frac{1}{2} [\text{tr}(\boldsymbol{\sigma}^2) - (\text{tr}(\boldsymbol{\sigma}))^2] = -(\sigma_x\sigma_y + \sigma_x\sigma_z + \sigma_y\sigma_z) + \tau_{xy}^2\tau_{yz}^2\tau_{xz}^2 \\ &= (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_1\sigma_3 + \sigma_2\sigma_3), \end{aligned} \quad (6.15)$$

$$I_3 = \det(\boldsymbol{\sigma}) = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix} = \sigma_1\sigma_2\sigma_3. \quad (6.16)$$

Dabei entspricht tr dem Spur-Operator. Nach der Einführung der Invarianten des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$ werden die Spannungen in einen volumetrischen Anteil \mathbf{p} und einen deviatorischen (Formänderungs-)Anteil \mathbf{s} zweckmäßigerweise aufgeteilt. Während beim äquibiaxialen Zugversuch eine Volumenänderung auftritt, führt der Schubversuch zu einer Formänderung bzw. Gestaltänderung, der uniaxiale Zugversuch hingegen zeigt eine Mischform aus deviatorischen und volumetrischen Anteilen. Der Formänderungsanteil erklärt sich dadurch, dass ein quadratisches Volumenelement im uniaxialen Zugversuch zu einem Rechteck verzerrt wird. Der negative Mittelwert der Normalspannung σ_m ergibt den hydrostatischen Druck p :

$$-p = \sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) = \frac{1}{3}I_1. \quad (6.17)$$

Daraus ergibt sich die Definition des hydrostatischen Spannungszustands:

$$\sigma_m \mathbf{I} = \begin{pmatrix} \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) & 0 & 0 \\ 0 & \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) \end{pmatrix}. \quad (6.18)$$

Der deviatorische Spannungstensor

$$\begin{aligned} \mathbf{s} &= \boldsymbol{\sigma} - \sigma_m \mathbf{I} = \\ &= \begin{pmatrix} \frac{1}{3}(2\sigma_x - \sigma_y - \sigma_z) & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \frac{1}{3}(-\sigma_x + 2\sigma_y - \sigma_z) & \tau_{yz} \\ \tau_{xy} & \tau_{yz} & \frac{1}{3}(-\sigma_x - \sigma_y + 2\sigma_z) \end{pmatrix} \end{aligned} \quad (6.19)$$

ergibt sich als Differenz zwischen Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ und hydrostatischem Spannungszustand $\sigma_m \mathbf{I}$. Dabei ist \mathbf{I} der zweistufige Einheitstensor.

Analog zur Beschreibung des Spannungstensors $\boldsymbol{\sigma}$ mit den Invarianten I_1, I_2, I_3 (s. Gln. (6.14), (6.16) und (6.16)) besitzt der deviatorische Spannungstensor \mathbf{s} die Invarianten J_1, J_2 und J_3 :

$$J_1 = \text{tr}(\mathbf{s}) = (\sigma_x - \sigma_m) + (\sigma_y - \sigma_m) + (\sigma_z - \sigma_m) = 0, \quad (6.20)$$

$$\begin{aligned} J_2 &= \frac{1}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s} \\ &= \frac{1}{6} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2] + \tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2 \\ &= \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2], \end{aligned} \quad (6.21)$$

$$J_3 = \det(\mathbf{s}). \quad (6.22)$$

Hervorzuheben ist hierbei besonders die Invariante J_2 , die sich auch in der Definition der Vergleichsspannung nach VON MISES wiederfindet (s. Gl. (6.1)):

$$\sigma_{vM}^2 = 3J_2 = \frac{3}{2} \mathbf{s} : \mathbf{s}, \quad (6.23)$$

$$\sigma_{vM} = \sqrt{3J_2}. \quad (6.24)$$

Die Darstellung der Vergleichsspannung σ_{vM} über dem hydrostatischen Druck p ergibt nach VON MISES ein Zylinder. Diese Zylinderform würde aber bedeuten, dass sich der

Werkstoff gleich unter uniaxialem Zug und uniaxialem Druck verhält. Für viele Werkstoffe kann dieses Verhalten allerdings nicht beobachtet werden. Daher werden die Ergebnisse der uniaxialen, quasistatischen Zug- Schub- und Druckprüfungen von PP-T20 im folgenden Abschnitt in die Invariantenebene überführt.

6.2.2 Deformationsverhalten von PP-T20 in der Invariantenebene

Nach der Herleitung der Invarianten des Spannungstensors σ und deviatorischen Spannungstensors s werden in Abb. 6.5 die Vergleichsspannung nach VON MISES σ_{vM} (s. Gl. (6.24) bzw. (6.1)) über dem hydrostatischen Druck p (s. Gl. (6.17)) dargestellt. Die Spannungen werden jeweils bei einer Dehnung $\varepsilon = 0,1$ ausgewertet.

Als Fitfunktion wird ein quadratischer Ansatz gewählt. Dieser Ansatz wird auch in der Praxis verwendet, z.B. im Materialmodell *SAMP* [104]:

$$\sigma_{vM} = A_2 p^2 + A_1 p + A_0. \quad (6.25)$$

Diese Interpolation für die Bereiche zwischen dem uniaxialen Zugversuch und dem uniaxialen Druckversuch zeigt das Materialverhalten von PP-T20 für W0- und W90-Proben. Als Basis für die ausgewerteten Spannungen dienen die quasistatischen Zug-, Schub- und Druckversuche aus den Abschnitten 5.3, 5.7 und 5.8. Auf Grund der richtungsabhängigen

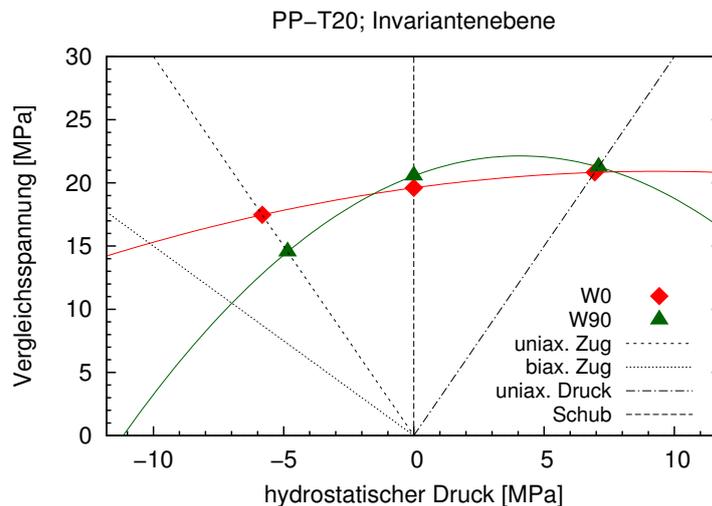


Abb. 6.5: Auswertung der Fließfläche bei der Dehnung $\varepsilon = 0,1$

Ergebnisse der quasistatischen Zugversuche zeigt Abb. 6.5 unterschiedliche Fließflächen für W0- und W90-Proben.

Daraus resultiert, dass für eine exakte Abbildung des mechanischen Verhaltens von diesem Material, eine Fließbedingung nach VON MISES ungeeignet ist, da die Punkte nicht bei der gleichen Vergleichsspannung liegen. Diese sogenannte Zug-Druck-Assymetrie lässt sich mit dem Materialmodell nach VON MISES nicht abbilden. Außerdem lässt sich erkennen, dass eine entsprechende Fließfläche auch von der Belastungsrichtung abhängig sein müsste. Das Material zeigt anisotropes Fließverhalten.

Außerhalb der gemessenen Daten, also links vom uniaxialen Zugversuch und rechts vom uniaxialen Druckversuch, müsste die Anpassung nach Gl. (6.25) durch weitere Messungen bestätigt werden. Dazu wäre möglicherweise der äquibiaxiale Zugversuch geeignet, der in diesem Rahmen allerdings nicht durchgeführt wurde.

6.3 Auswertung der dynamischen Zugversuche

Um die Ergebnisse der dynamischen Zugversuche als Eingangsdaten für die Struktursimulation verwenden zu können, ist es notwendig, dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungswerte zu berechnen. Abbildung 6.6 zeigt die dreidimensionale Darstellung der Zugversuche mit wahrer Spannung σ_w , Dehnung ε und Dehnrate $\dot{\varepsilon}$. Es ist klar erkennbar, dass die Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ während der Zugversuche nicht konstant ist.

Zur Berechnung dehnratenkonstanter Spannungs-Dehnungs-Kurven werden mathematische Modelle verwendet, mit der die wahre Spannung σ_w als Funktion von Dehnung ε und Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ beschrieben werden kann:

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}). \quad (6.26)$$

BECKER [87] zeigt in seiner Arbeit einen Überblick über die existierenden Ansätze und erklärt die Messdatenaufbereitung für die Modelle von COWPER-SYMONDS [127], JOHNSON-COOK [128] und G'SELL-JONAS [129, 130]. Diese drei Ansätze werden im Folgenden kurz erläutert. Temperatureinflüsse werden dabei nicht berücksichtigt. Die Nomenklatur der einzelnen Modelle wird hinsichtlich ihrer Bedeutung vereinheitlicht.

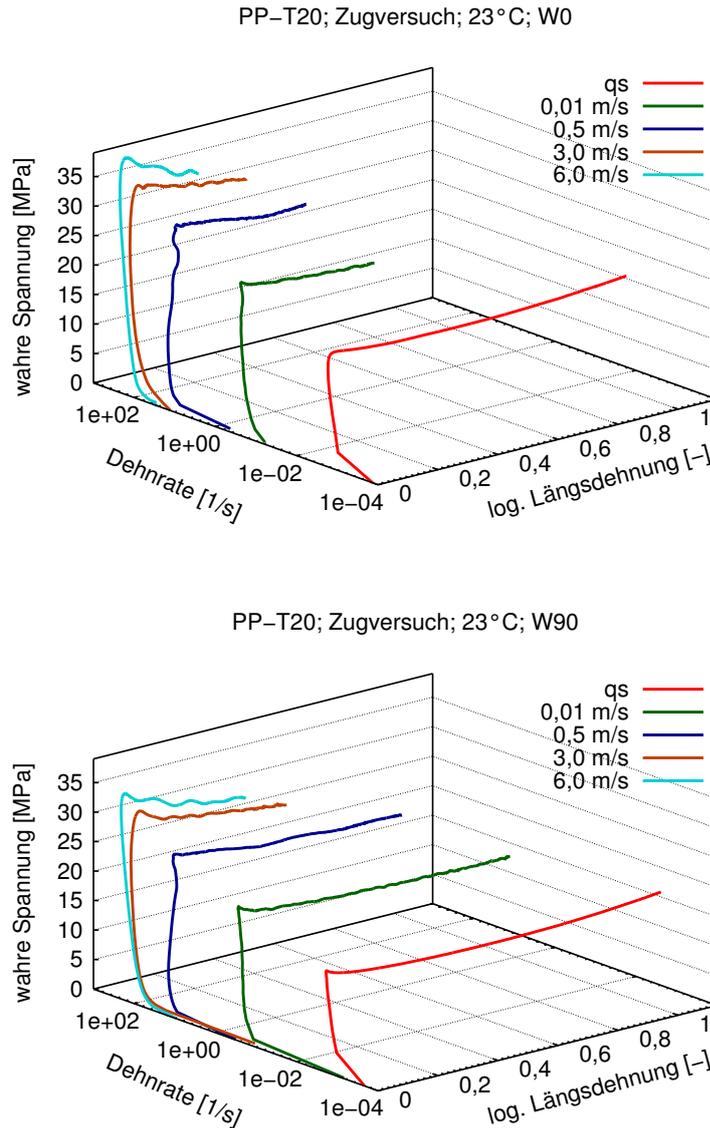


Abb. 6.6: Deformationsverhalten von PP-T20
oben: in Fließrichtung, unten: quer zur Fließrichtung

6.3.1 Ansatz von Cowper-Symonds

Das Modell von COWPER-SYMONDS [127] ist ein multiplikativer Ansatz, bei dem der Potenzansatz von LUDWIK [131] zur Beschreibung der plastischen Dehnung $f(\varepsilon_{pl})$ um einen Term zur Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit $f(\dot{\varepsilon})$ erweitert wird (s. Gl. (6.27)). Die Dehnratenabhängigkeit $f(\dot{\varepsilon})$ wird dabei über einen Potenzansatz abgebildet. Des weiteren wird die Normierungsdehnrade $\dot{\varepsilon}_0$ eingeführt. Die Parameter A_0 , B_0 , n_0 und p müssen mit Hilfe der durchgeführten Versuche angepasst werden:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \underbrace{[A_0 + B_0 (\varepsilon_{\text{pl}})^{n_0}]}_{f(\varepsilon_{\text{pl}})} \cdot \underbrace{\left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{\frac{1}{p}}\right]}_{f(\dot{\varepsilon})}. \quad (6.27)$$

6.3.2 Ansatz von Johnson-Cook

Das Modell von JOHNSON-COOK [128] ist ebenfalls ein multiplikativer Ansatz mit einer Erweiterung der Beschreibung der plastischen Dehnung $f(\varepsilon_{\text{pl}})$ von LUDWIK [131] um einen Term für die Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit $f(\dot{\varepsilon})$ im plastischen Bereich (s. Gl. (6.28)). Im Gegensatz zum Modell von COWPER-SYMONDS wird hier die Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit über einen logarithmischen Ansatz durchgeführt. Die Parameter A_0 , B_0 , n_0 und C sind Materialparameter und können mittels der durchgeführten Zugversuche angepasst werden. Beide Modelle können nur für den plastischen Dehnungsbereich verwendet werden:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \underbrace{[A_0 + B_0 (\varepsilon_{\text{pl}})^{n_0}]}_{f(\varepsilon_{\text{pl}})} \cdot \underbrace{\left[1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right]}_{f(\dot{\varepsilon})}. \quad (6.28)$$

6.3.3 Ansatz von G'Sell-Jonas

Im Gegensatz zu den beiden bisher gezeigten Modellen bildet der Ansatz von G'SELL-JONAS [129, 130] auch das elastische Deformationsverhalten ab (s. Gl. (6.29)). Dieser Ansatz besteht aus der Beschreibung des elastischen Verhaltens $f(\varepsilon_{\text{el}})$, des plastischen Dehnungsverhaltens $f(\varepsilon_{\text{pl}})$ und der plastischen Dehnratenabhängigkeit $f(\dot{\varepsilon})$. Zur besseren Darstellung der Dehnratenabhängigkeit wird die Normierungsdehnrates $\dot{\varepsilon}_0$ eingeführt. Die Materialparameter K , ε_ν , h und m können mit Hilfe der durchgeführten Zugversuche bestimmt werden:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \underbrace{K \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_\nu}\right)\right]}_{f(\varepsilon_{\text{el}})} \cdot \underbrace{\exp(h \varepsilon^2)}_{f(\varepsilon_{\text{pl}})} \cdot \underbrace{\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^m}_{f(\dot{\varepsilon})}. \quad (6.29)$$

Durch das stark nichtlineare Verhalten von Thermoplasten ist eine eindeutige Grenze zwischen elastischem und plastischem Verhalten schwierig zu identifizieren, daher wird die Aufbereitung der Messdaten mit dem Ansatz von G'SELL-JONAS durchgeführt.

6.3.4 Aufbereitung der Messdaten

Zur Beschreibung der Dehnratenabhängigkeit $f(\dot{\varepsilon})$ wird der Ansatz von G'SELL-JONAS zunächst reduziert dargestellt und der elastische und plastische Term zur Beschreibung der Dehnung als konstanter Term $\sigma_0(\varepsilon_n)$ dargestellt:

$$\sigma(\varepsilon_n, \dot{\varepsilon}) = \sigma_0(\varepsilon_n) \cdot \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m. \quad (6.30)$$

Damit kann die Spannung $\sigma(\varepsilon_n, \dot{\varepsilon})$ an fest definierten Dehnungen $\varepsilon_n = 0,1$, $\varepsilon_n = 0,2$, $\varepsilon_n = 0,3$, $\varepsilon_n = 0,4$ und $\varepsilon_n = 0,5$ als Funktion der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ angepasst werden. Dies zeigt Abb. 6.7 in einer doppelt logarithmischen Darstellung von Spannung $\sigma(\varepsilon_n, \dot{\varepsilon})$ und Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ für W0- und W90-Proben. Die Steigung dieser Gerade entspricht dem Verfestigungsparameter m und die y-Achse entspricht der Normierungsspannung $\sigma_0(\varepsilon_n)$.

Mit dieser Vorgehensweise ist eine genaue Beschreibung des Verfestigungsparameters m in Abhängigkeit von der Dehnung ε gegeben (s. Abb. 6.8). Diese Abhängigkeit lässt sich mit Gl. (6.31) beschreiben. Dabei müssen die Materialparametern m_s , m_{pl} und ε_m angepasst werden. Neben dem bereits gezeigten anisotropen Spannungs-Dehnungs-Verhalten im plastischen Deformationsbereich zeigt auch das Verfestigungsverhalten eine deutlich ausgeprägte Richtungsabhängigkeit, da jeweils unterschiedliche Verfestigungsparameter für W0- und W90-Proben berechnet werden.

$$m(\varepsilon) = (m_s \varepsilon + m_{pl}) \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{-\varepsilon^2}{\varepsilon_m}\right) \right] \quad (6.31)$$

Weiterhin müssen die Materialparameter K , ε_ν und h aus der Gl. (6.29) angepasst werden, um die Normierungsspannung $\sigma_0(\varepsilon_n)$ mathematisch zu beschreiben. Abbildung 6.9 zeigt sowohl die angepasste Normierungsspannung $\sigma_0(\varepsilon_n)$ als auch die Ergebnisse des quasistatischen Zugversuchs. Da die Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ während des quasistatischen Zugversuchs im Vergleich zu den dynamischen Zugversuchen annähernd konstant ist, gibt es nur geringe Unterschiede zwischen der Normierungsspannung $\sigma_0(\varepsilon_n)$ und der Spannung σ , die

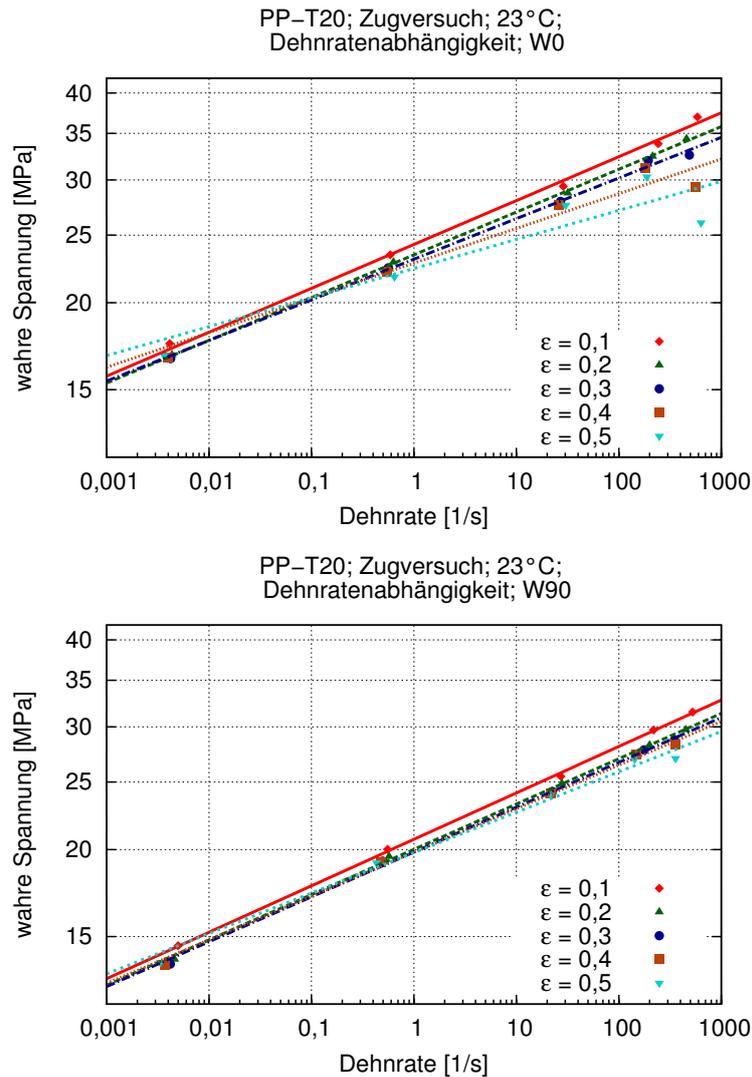


Abb. 6.7: Dehnratenabhängigkeit von PP-T20 an definierten Dehnungszuständen für unterschiedliche Entnahmerichtungen

während der quasistatischen Versuche gemessen wird. Die Normierungsspannung $\sigma_0(\varepsilon_n)$ zeigt die gleichen Effekte wie die Zugversuche selbst, nämlich eine Richtungsabhängigkeit im plastischen Deformationsbereich.

Mit Hilfe dieser mathematischen Anpassungen und Berechnungen lässt sich aus den gemessenen Spannungs-Dehnungs-Kurven bei konstanten Abzugsgeschwindigkeiten (vgl. Abb. 5.33) ein dehnratenkonstantes Deformationsverhalten berechnen. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten unterschiedlicher Dehnraten für W0- (oben) und W90-Proben (unten) zeigt Abb. 6.10.

Abschließend lässt sich nach der Anpassung der Messdaten nach G'SELL-JONAS in der dreidimensionalen Darstellung von Spannung σ , Dehnung ε und Dehnrate $\dot{\varepsilon}$ (vgl.

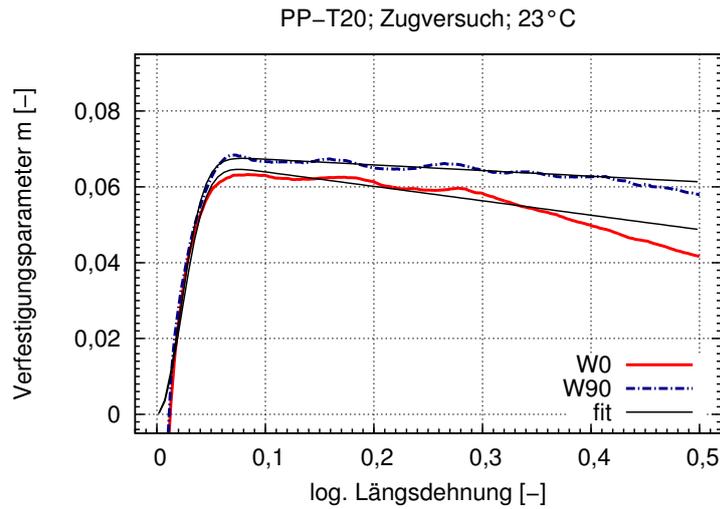


Abb. 6.8: Verfestigungsparameter m nach G'SELL-JONAS in Abhängigkeit der Entnahmerichtung

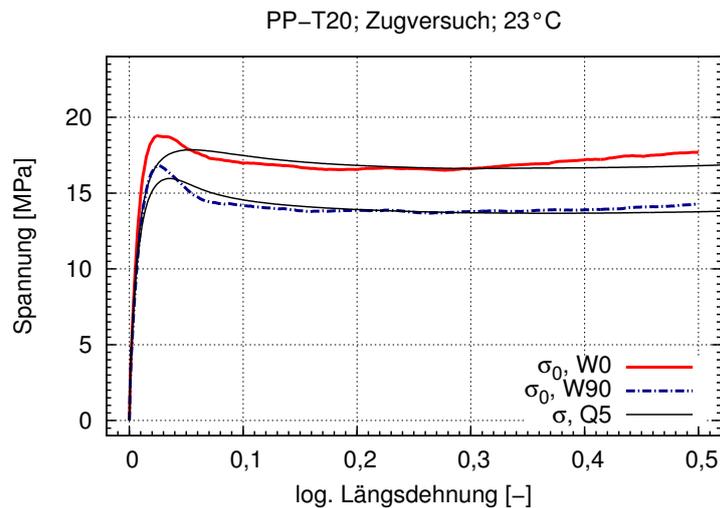


Abb. 6.9: Normierungsspannung σ_0 nach G'SELL-JONAS in Abhängigkeit der Entnahmerichtung

Abb. 5.33) das dehnratenkonstante Deformationsverhalten als dreidimensionale Funktion darstellen (s. Abb. 6.11). Die angepassten Daten sind dort als grau schraffierte Fläche dargestellt.

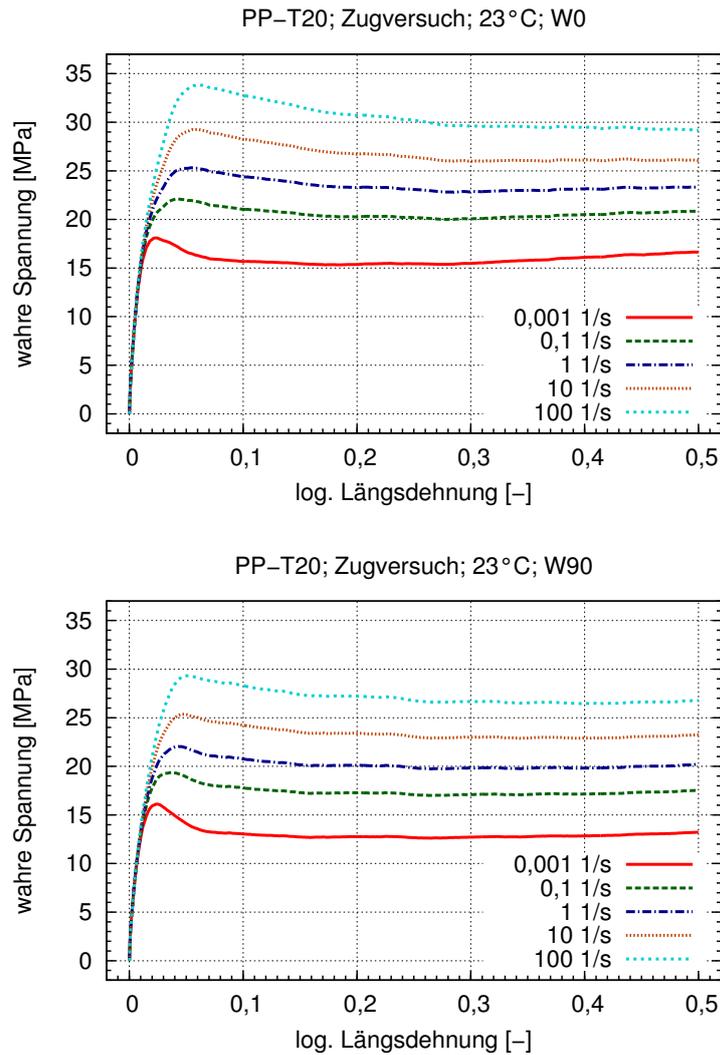


Abb. 6.10: Deformationsverhalten von PP-T20 im Zugversuch bei konstanten Dehnraten

6.4 Instabilitätsgrenze im uniaxialen Zugversuch

Im Abschnitt 6.3 wird gezeigt, wie aus den Versuchsdaten mit konstanter Abzugsgeschwindigkeit Spannungs-Dehnungs-Werte bei konstanter Dehnrates errechnet werden können. Diese Daten finden als Materialkarten in der Struktursimulation Verwendung (s. Abb. 6.10). Im Bereich der Streckgrenze kann es allerdings zu numerischen Problemen kommen, da die Ableitung der Spannung nach der Dehnung null ergibt:

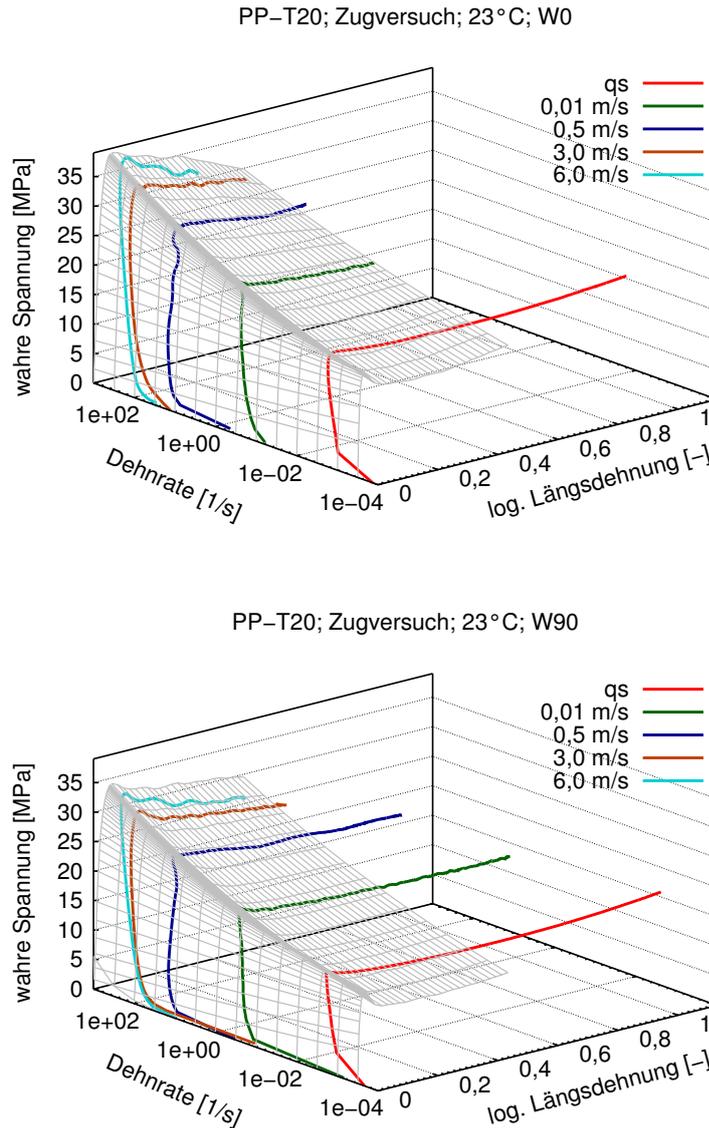


Abb. 6.11: Dreidimensionale Darstellung des Deformationsverhaltens von PP-T20 nach G'SELL-JONAS

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0. \quad (6.32)$$

Im Folgenden wird eine analytische Lösung für einen volumenkonstantes Materialverhalten, also $\nu = 0,5$, gezeigt, wo dieser Bereich der numerischen Instabilität liegt. Das

Vorgehen lehnt sich dabei an die CONSIDÈRE-Konstruktion [132] an. Zwischen der Kraft F und der Spannung σ liegt ein linearer Zusammenhang vor:

$$F = \sigma A. \quad (6.33)$$

Somit ergibt sich auch ein Kraftanstieg von 0 im Bereich der Streckgrenze, wenn dort die Steigung der Spannung 0 ist:

$$dF = A d\sigma + \sigma dA = 0, \quad (6.34)$$

$$\Rightarrow \frac{d\sigma}{\sigma} = -\frac{dA}{A}. \quad (6.35)$$

Das Volumen des Prüfbereichs V

$$V = Al \quad (6.36)$$

errechnet sich aus dem Produkt von Querschnitt A und Länge l . Für ein volumenkonstantes Materialverhalten gilt

$$dV = A dl + l dA = 0 \quad (6.37)$$

und somit lässt sich die Querschnittsänderung

$$\frac{dA}{A} = -\frac{dl}{l} \quad (6.38)$$

in Abhängigkeit der Längenänderung darstellen. Das Einsetzen von Gl. (6.38) in Gl. (6.35) ergibt eine analytische Lösung, welche für den Zusammenhang an der Streckgrenze bei einem volumenkonstanten Materialverhalten gilt:

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = \frac{dl}{l} = d\varepsilon, \quad (6.39)$$

$$\Rightarrow \sigma = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}. \quad (6.40)$$

Der Schnittpunkt der Ableitung der Spannung nach der Dehnung $d\sigma/d\varepsilon$ und der Spannung σ definiert also die Position der numerischen Instabilität. Dieser Zusammenhang gilt für Werkstoffe mit einer Querkontraktion $\nu = 0,5$. Abbildung 6.12 zeigt, dass diese Abhängigkeit auch für PP-T20 gilt: die Ableitung der Spannung $d\sigma/d\varepsilon$ und der Spannung σ schneiden sich im Bereich der Streckgrenze:

$$\sigma_w \approx \frac{d\sigma_w}{d\varepsilon} \quad \text{für } \nu < 0,5. \quad (6.41)$$

6.5 Auswertung der Biegeversuche

Nach der Ermittlung der Kraft-Verschiebungs-Daten für W0- und W90-Proben bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten werden diese Versuche mit der Software *LS-Dyna* nachgerechnet und die Parameter mit *LS-OPT* optimiert. Der gesamte Prozess des Reverse Engineerings findet mit der *4a impetus Software* statt. Diese bietet eine Schnittstelle zu der Simulations- und Optimierungssoftware. Dabei werden folgende Einstellungen verwendet.

- Materialmodell: *MAT_024 (von-Mises-Plastizität)
- Verfestigungsansatz von *4a* [113]
- Modell: Viertelmodell
- Elementgröße 2 mm
- Integrationspunkte über die Dicke: 7

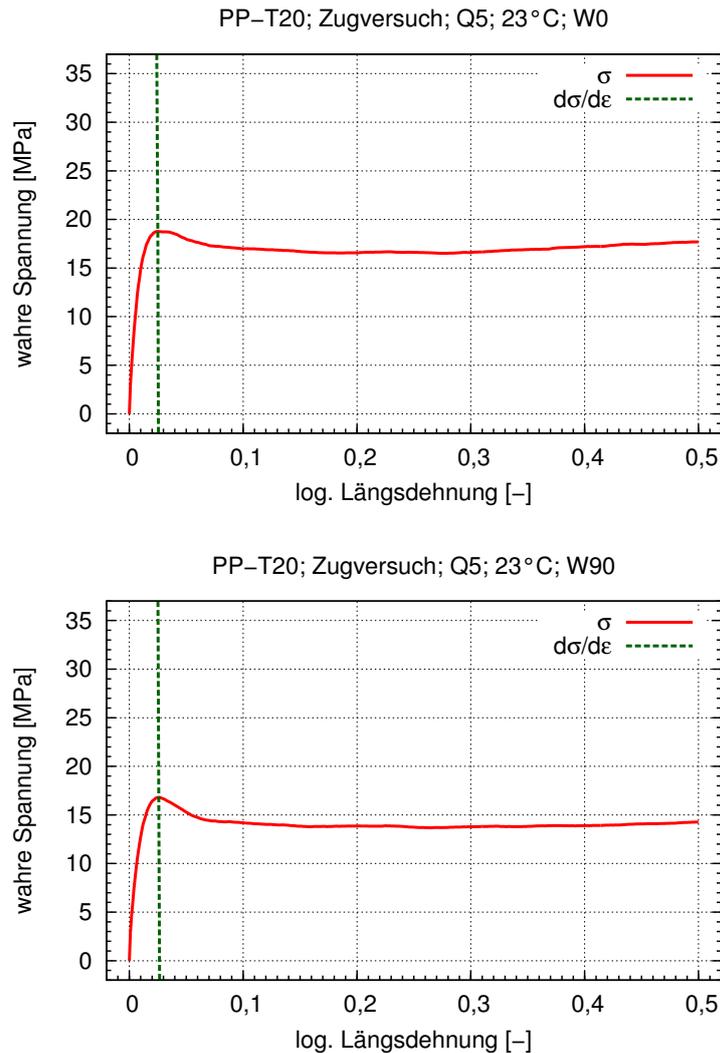


Abb. 6.12: Instabilitätsgrenze bei der Normierungsdehnrates $\dot{\varepsilon}_0 = 3,5 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

- Elementtyp: 16 Fully integrated shell element (very fast)
- ISTUPD (Shell thickness change option for deformable shells): 4
- Kontakt: *CONTACT_AUTOMATIC_SURFACE_TO_SURFACE_MORTAR
- Reibkoeffizient: 0,1

Abbildung 6.13 und 6.14 zeigen die Ergebnisse der Simulation im Vergleich mit den Messdaten für quasistatische und dynamische Versuche.

Mit Hilfe der Ergebnisse des Reverse Engineerings können nun die Spannungs-Dehnungs-Daten für verschiedene Prüfgeschwindigkeiten ausgewertet werden (s. Abb. 6.15). Wie

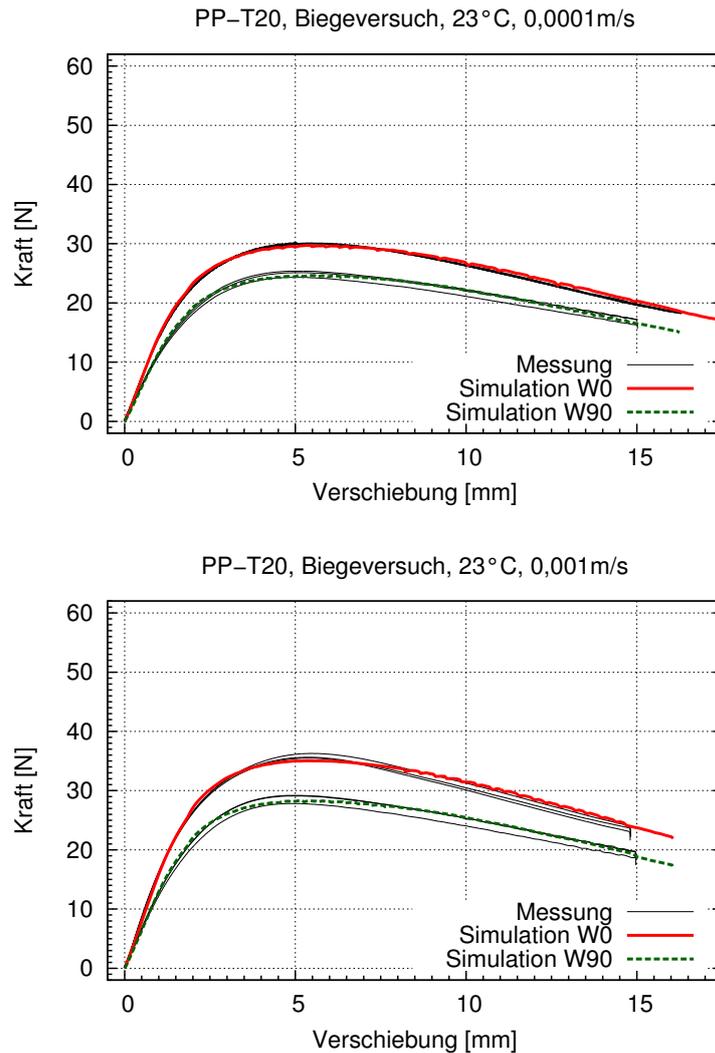


Abb. 6.13: Quasistatische Biegeversuche von PP-T20: gemessener und simulierter Kraft-Verschiebungs-Verlauf

bereits bei den Kraft-Verschiebungs-Diagrammen ist die Dehnratenverfestigung stark ausgeprägt. Weiterhin sind Unterschiede im Spannungsniveau zwischen Längs- und Querproben von $\Delta\sigma \approx 20\%$ vorhanden. Der Unterschied des Elastizitätsmoduls beträgt 10%. Ein weiteres Ergebnis des Reverse Engineerings ist die Abhängigkeit der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ von der Dehnung ε (s. Abb. 6.16). Auch hier liegt während der Versuche keine konstante Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ vor, sodass aus den Simulationsdaten dehnratenkonstante Daten errechnet werden müssen.

Die verwendete Ansatzfunktion für die Dehnratenverfestigung beruht auf dem Modell nach JOHNSON-COOK [128] (s. Abschnitt 6.3.2). Dieser ist bereits in der *4a impetus* Softwarelösung implementiert. Die Ergebnisse dieser Berechnung zeigt Abb. 6.17. Die

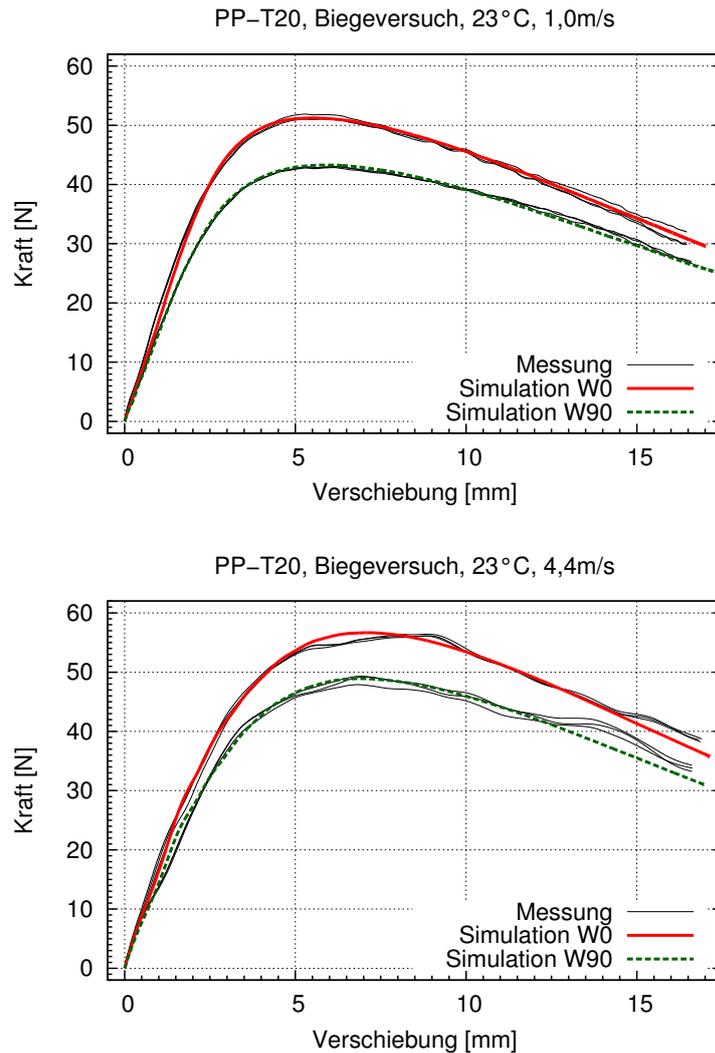


Abb. 6.14: Dynamische Biegeversuche von PP-T20: gemessener und simulierter Kraft-Verschiebungs-Verlauf

Richtungsabhängigkeit im plastischen Bereich bleibt auch nach dieser Anpassung weiter vorhanden.

Die Ergebnisse der quasistatischen und dynamischen Biegeversuche zeigen also ein ähnliches Verhalten wie die Ergebnissen aus dem Zugversuch. Die Vorteile dieser Messmethode liegen darin, dass relativ schnell und unkompliziert eine Materialkarte für die Simulation generiert werden kann. Nachteile sind z.B., dass bei der Standardvorgehensweise Effekte des Werkstoffs wie z. B. eine Dehnungsentfestigung durch adiabate Erwärmung oder die hohe Volumenzunahme (vgl. Abschnitt 5.3), die zum Verständnis der Werkstoffverhaltens beitragen können, durch die Biegeversuche nicht ermittelt werden. Um diese Effekte mit dem *4a impetus* zu erklären, können aber auch für die Biegeversuche

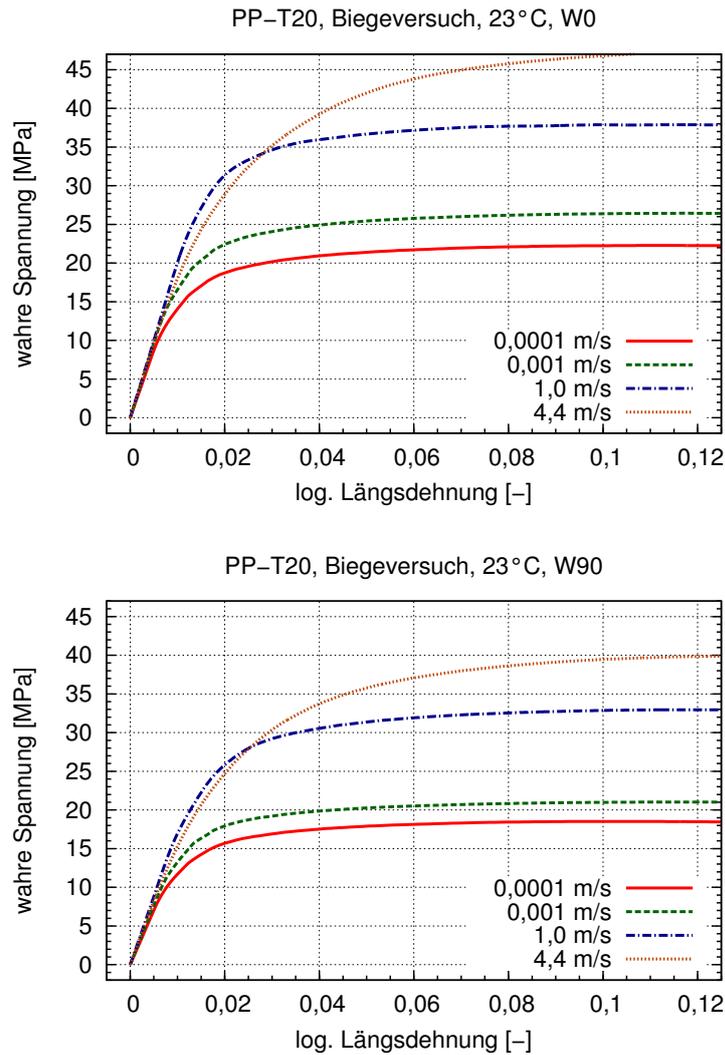


Abb. 6.15: Biegeversuche von PP-T20 bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten: Ergebnisse des Reverse Engineerings zur Ermittlung der wahren Spannung in Abhängigkeit von der Dehnung

zusätzlich eine Kamera oder eine Wärmebildkamera verwendet werden. Worin die Unterschiede zwischen den Spannungs-Dehnungs-Daten aus Zug- bzw. Biegeversuch liegen, wird im folgenden Abschnitt gezeigt.

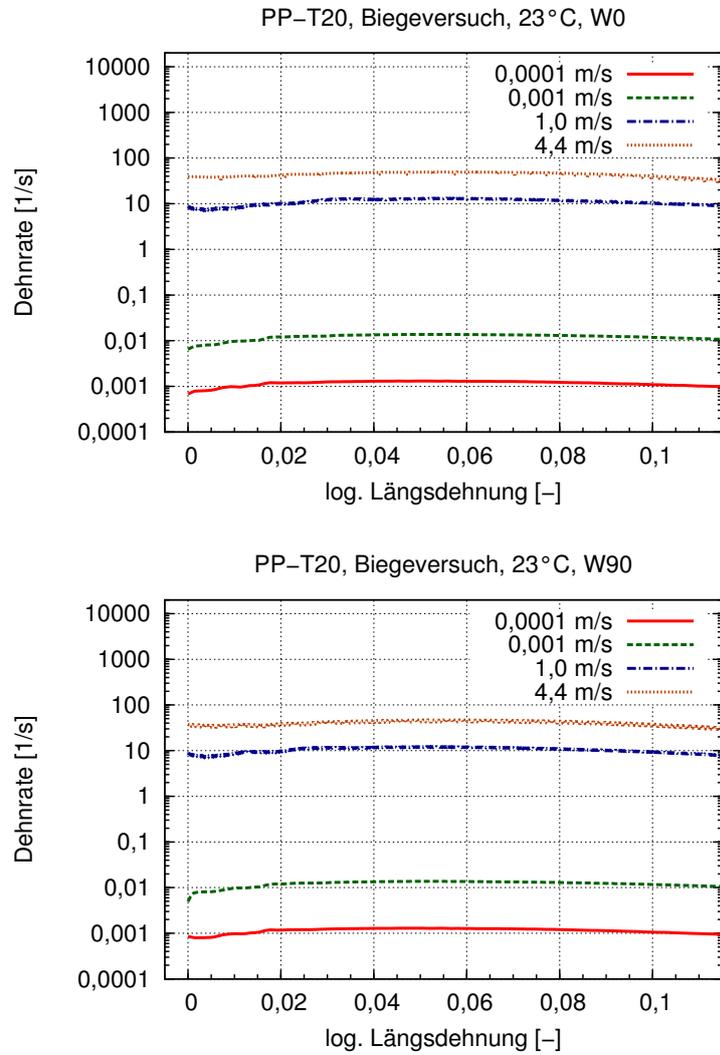


Abb. 6.16: Biegeversuche von PP-T20 bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten: Ergebnisse des Reverse Engineering zur Ermittlung der Dehnrate in Abhängigkeit von der Dehnung

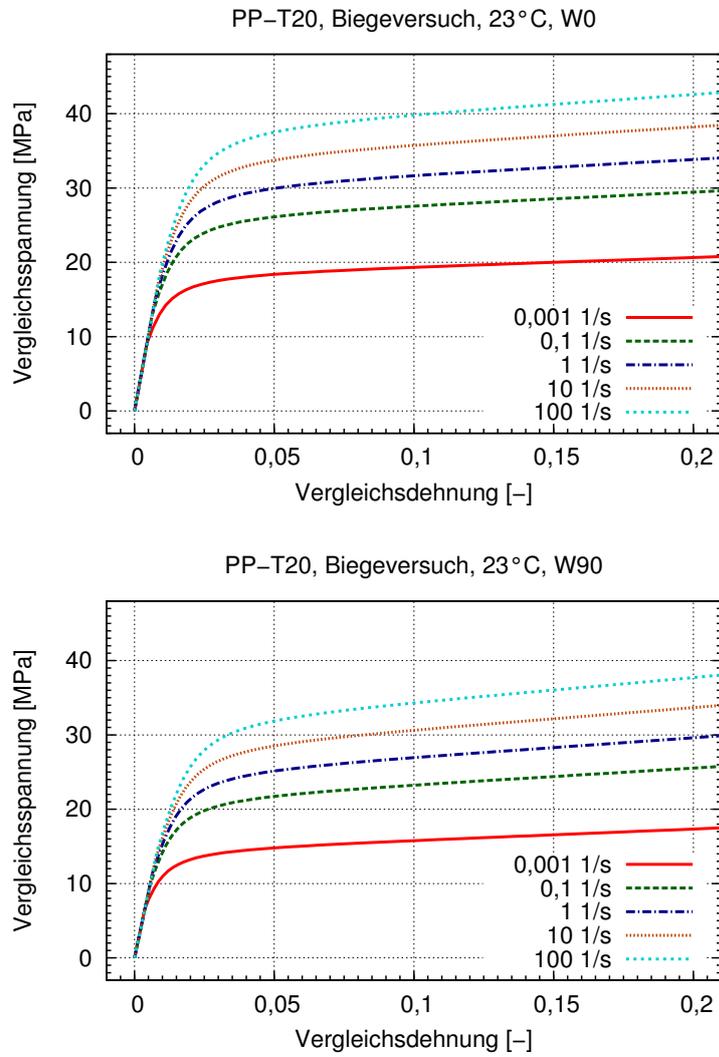


Abb. 6.17: Biegeversuche von PP-T20 bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten: konstante Dehnraten nach JOHNSON-COOK [128]

6.6 Vergleich zwischen Zug- und Biegeversuchen

In den letzten beiden Abschnitten wurde die Auswertung und die Vorgehensweise von quasistatischen und dynamischen Zug- und Biegeversuchen für PP-T20 vorgestellt, um dehnratenkonstante Daten für die Struktursimulation zu ermitteln. Abbildung 6.7 zeigt die Ergebnisse aus den Zugversuchen und Abb. 6.15 aus den Biegeversuchen für unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten für W0- und W90-Proben. Besonders auffällig beim Materialverhalten ist eine Richtungsabhängigkeit der Spannung im plastischen Bereich bei beiden Prüfmethoden.

Abbildung 6.18 zeigt die Ergebnisse beider Prüfmethoden. Dazu wird die Vergleichsspannung σ_{vM} in Abhängigkeit von der Dehnrates $\dot{\varepsilon}$ bei der Vergleichsdehnung $\varepsilon_{vM} = 0,1$ ausgewertet. Zusätzlich werden jeweils für die W0- und die W90-Proben Vergleichsspannung und Dehnrates der quasistatischen Schubversuche und Druckversuche (s. Abb. 6.1) bei einer Vergleichsdehnung $\varepsilon_{vM} = 0,1$ in die Abbildung übernommen.

Der Unterschied der Spannung σ zwischen W0- und W90-Proben kann sowohl in den Zug- wie auch in den Biegeversuchen über den gesamten Dehnratesbereich abgebildet werden. Bei beiden Versuche liegt der Unterschied bei $\Delta\sigma \approx 20\%$. Die Richtungsabhängigkeit wird also in beiden Versuchsarten sauber abgebildet und beschrieben.

Die Unterschiede der Spannung zwischen den Zug- und Biegeversuchen liegen bei $\Delta\sigma \approx 30\%$. Dies liegt in der Versuchs- und Auswertemethode begründet. Die Zugversuche liefern als Ergebnis die wahre Spannung in Zugrichtung σ_w in Abhängigkeit von der log. Längsdehnung ε bei konstanter Dehnrates $\dot{\varepsilon}$. Für die Materialarten aus den Biegeversuchen werden jedoch Vergleichsspannungen und Vergleichsdehnungen ermittelt, die direkt in der Struktursimulation verwendet werden können. Da beim uniaxialen Zugversuch im plastischen Bereich immer mehrachsige Spannungsanteile auftreten, sind die Ergebnisse aus Zug- und Biegeversuchen nicht identisch.

Um diesen Einfluss weiter beschreiben zu können, werden zusätzlich Spannung und Dehnrates der Schub- und Druckversuche mit aufgeführt. Gerade die Schubwerte liegen ebenfalls über den Spannungen aus dem Zugversuch. Dies soll verdeutlichen, dass die Materialkarte aus den Biegeversuchen einen Kompromiss darstellt und eine "mittlere" Materialkarte als Ergebnis liefert. Alternativ und auch aufwändiger können Zug-, Schub- und Druckversuche mit jeweils unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten durchgeführt werden, um die Genauigkeit der Materialkarte zu steigern.

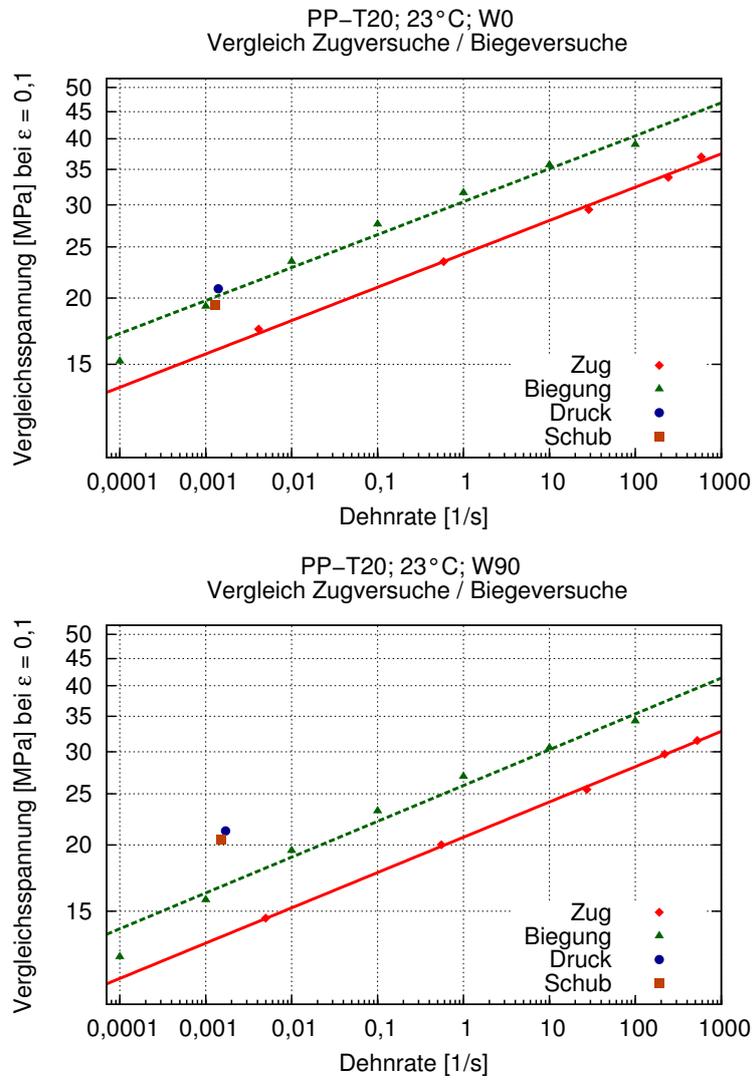


Abb. 6.18: Vergleich der Ergebnisse aus Zug- und Biegeversuchen

7 Zusammenfassung und Ausblick

Kunststoffbauteile werden in technische Bereichen immer häufiger eingesetzt. Allerdings ist die Vorhersage des Bauteilverhaltens bei einer mechanischen Belastung immer noch schwierig, da der Verarbeitungsprozess wie z.B. das Spritzgießen einen deutlichen Einfluss auf das mechanische Bauteilverhalten aufzeigt. Dieser Effekt ist besonders stark ausgeprägt bei glasfaserverstärkten Kunststoffen und wird in der Literatur an vielen Stellen ausführlich beschrieben. Bei der Verwendung anderer Füllstoffe wie z.B. Talkum gibt es bisher nur unzureichende Beschreibungen des herstellungsbedingten Deformationsverhaltens. An erster Stelle seien hier richtungsabhängige mechanische Eigenschaften genannt, wie sie z.B. bei Glasfasern ausführlich beschrieben sind. Zusätzlich entstehen bei der Herstellung von technischen Bauteilen durch das Spritzgießen beim Zusammenreffen zweier Schmelzefronten hinter einem Fließhindernis Bindenähte. Im Bereich dieser Bindenähte zeigt sich ein wesentlich unterschiedliches Deformationsverhalten; besonders deutlich ist dieser Einfluss bei der Bruchdehnung. Wie bereits bei einer vorhandenen Füllstofforientierung wird jedoch auch dieser Effekt in der Literatur nicht sehr ausführlich beschrieben.

Ziel der Arbeit war es, den Einfluss der Herstellungsbedingungen auf das Deformationsverhalten eines mit Talkum gefüllten Polypropylens zu zeigen. Sowohl richtungsabhängige mechanische Eigenschaften als auch das Deformationsverhalten von Bindenähten werden systematisch untersucht. Zur Ermittlung richtungsabhängiger mechanischer Eigenschaften werden quasistatische und dynamische Zug- und Biegeversuche sowie quasistatische Schub- und Druckversuche durchgeführt. Die dafür benötigten Probekörper werden bei unterschiedlichen Entnahmerichtungen entnommen. Zusätzlich werden bei den quasistatischen Zugversuchen Prüftemperatur, Herstellungsbedingungen und Dicke der Probekörper variiert. Vergleichend dazu werden quasistatische Zugversuche mit einem ungefüllten Polypropylen durchgeführt. Zur Veranschaulichung der Orientierung des Talkums werden weiterhin Bilder mit einem Rasterelektronenmikroskop aufgenommen. Alle durchgeführten Versuche und deren Auswertung werden zunächst ausführlich beschrieben, während im Anschluss die Ergebnisse dargestellt werden.

Das ungefüllte Polypropylen zeigt im quasistatischen Zugversuch kein richtungsabhängiges Deformationsverhalten, obwohl im Bauteil eine Orientierung der Polypropylenketten vorliegt. Demgegenüber zeigt das talkumgefüllte Polypropylen nach einem isotropen elastischen Bereich eine deutlich ausgeprägte Richtungsabhängigkeit des Deformationsverhaltens in den quasistatischen und den dynamischen Zug- und Biegeversuchen. In den Zugversuchen liegt das Spannungsniveau von Prüfkörpern in Fließrichtung $\Delta\sigma_w \approx 20\%$

über dem bei quer zur Fließrichtung entnommenen Prüfkörpern. Die Auswertung der REM-Aufnahmen zeigt jedoch keine unterschiedliche Orientierung des Talkums zwischen Längs- und Querrichtung. Verantwortlich für diese Richtungsabhängigkeit ist das durch den Spritzgießprozess in Fließrichtung verstreckte bzw. vorgedehnte Schlaufennetzwerk des Polypropylens. Die mechanischen Belastungen längs oder quer zu diesen verstreckten Bereichen führen zu einer steiferen Materialantwort in Fließrichtung, da die Dehnung des Schlaufennetzwerks durch das vorhandene Talkum quer zur Fließrichtung behindert wird. Dieses Modell wird im *Füllstoff-Ketten-Modell (FK-Modell)* visualisiert. Im Gegensatz zu den Zug- und Biegeversuchen ist in den Schub- und Druckversuchen keine Anisotropie erkennbar.

Für die Versuche mit Probekörpern mit Fließ- bzw. Bindenaht wird ein Probekörper entwickelt, an dem an einer definierten Position durch das Einbringen von Fließhindernissen mit unterschiedlichen Geometrien gezielt Fließ- und Bindenähte erzeugt werden können. Die Auswertung der durchgeführten Zugversuche zeigt im Vergleich von Probekörpern mit und ohne Bindenaht ein dramatisches Ergebnis. Bei vorhandenen Fließ- bzw. Bindenaht reduziert sich die Bruchdehnung auf $\varepsilon_B < 20\%$ des Ausgangswertes. Bei einer Bindenaht spielt es keine Rolle, ob der Probekörper direkt hinter dem Fließhindernis oder in einem größeren Abstand dazu entnommen wird. Bei vorhandener Fließnaht spielt der Abstand von Fließhindernis zur Probeentnahmestelle eine größere Rolle, mit zunehmendem Abstand zum Fließhindernis verringert sich die Reduktion der Bruchdehnung im Vergleich zum Ausgangswert.

Abschließend werden die Messdaten für die Struktursimulation aufbereitet. Aus den Daten bei konstanter Prüfgeschwindigkeit werden für die Zug- und Biegeversuche dehnratenkonstante Spannungs-Dehnungs-Daten ermittelt. Dazu werden die Ansätze von *G'Sell-Jonas* und *Johnson-Cook* verwendet. Mit Hilfe dieser Daten können Materialkarten für die FEM erstellt werden. Beim Vergleich beider Prüfmethoden zeigt sich, dass die vom Aufwand einfacheren dynamischen Biegeversuchen zu qualitativ gleichwertigen Ergebnissen führen wie die dynamischen Zugversuche, bei denen die Dehnungsmessung aufwändig durch eine Grauwertkorrelation erfolgen muss.

Bei der Ermittlung der Vergleichsspannung nach VON MISES fällt auf, dass dieses Konzept nicht zu befriedigenden Ergebnissen führt. Daher werden die Ergebnisse in der Invariantenebene als Fließfläche dargestellt, um das Deformationsverhalten visualisieren zu können.

Zukünftig sollte die Ausbildung der Kristallstruktur von Polypropylen bei vorhandenem Talkum weiter untersucht werden, um damit den Einfluss auf das richtungsabhängige Deformationsverhalten auch quantitativ beschreiben und vorhersagen zu können. Damit wäre der Weg frei, dass auch das Bauteilverhalten mit Materialien wie einem talkumgefülltes Polypropylen in einer integrativen Simulation in vollem Umfang vorhergesagt werden kann. Dies erhöht die Genauigkeit der Vorhersage des Bauteilverhaltens und führt zu mehr Sicherheit sowohl bei Bauteilauslegung als auch später im Einsatz der

Kunststoffbauteile. Zudem können mit den hier erarbeiteten Ergebnissen Struktursimulationen durchgeführt werden, um die Materialkarten aus Zug- bzw. Biegeversuchen auch quantitativ zu vergleichen. Ein interessanter Aspekt wäre sicher auch den Einfluss der Geometrie der Talkumplättchen auf das richtungsabhängige Deformationsverhalten zu beschreiben. Für den Bereich der Bindenähte sind weitere systematische Untersuchungen vorstellbar, die auch quantitativ den Einfluss der Geometrie des Schmelzestromteilers auf die resultierenden Bauteileigenschaften zeigen.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass ein plättchenförmiger Füllstoff wie Talkum in spritzgegossenen Bauteilen zu richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften führen kann. Außerdem sollte bei der Bauteilauslegung zumindest die Lage von Bindenähten berücksichtigt werden, damit diese bei der deutlichen Verschlechterung der Bruchdehnung nicht in mechanisch belasteten Bereichen liegen.

Literaturverzeichnis

- [1] HOBBS, C.; McDONOUGH, P.: Development Of The European New Car Assessment Programme (Euro NCAP). In: *Regulation* 44 (1998), S. 3
- [2] NN: Kunststoffe im Automobil - Einsatz und Verwertung - Langfassung / Verband Kunststoffherzeugender Industrie e.V. (VKE). – Forschungsbericht
- [3] NN: Verbesserung der Crashesimulation von Kunststoffbauteilen durch Einbinden der Morphologiedaten aus der Spritzgießsimulation / Forschungsvereinigung Automobiltechnik e.v. FAT. 2011. – Forschungsbericht
- [4] HAUCK, C.; BROUWERS, G.: Faserverstärkte Spritzguss-Bauteile optimal auslegen: Neues Werkstoffgesetz ermöglicht Berücksichtigung der Faserorientierung. In: *Kunststoffe* 82 (1992), Nr. 7, S. 586–590
- [5] BAY, R.; TUCKER III, C.: Fiber orientation in simple injection moldings. Part II: Experimental results. In: *Polymer Composites* 13 (1992), Nr. 4, S. 332–341
- [6] ERICSON, M.; BERGLUND, L.: Deformation and fracture of glass-mat-reinforced polypropylene. In: *Composites Science and Technology* 43 (1992), Nr. 3, S. 269–281
- [7] MALLICK, P. K.: *Fiber-reinforced composites: materials, manufacturing, and design*. CRC press, 2007
- [8] RETTING, K.: *Mechanik der Kunststoffe: die mechanischen Eigenschaften von Polymer-Werkstoffen*. Carl Hanser, 1992
- [9] STROBL, G.: *The physics of polymers: concepts for understanding their structures and behavior*. Springer Verlag, 2007
- [10] HUBERTH, F.; HIERMAIER, S.; NEUMANN, M.: Material models for polymers under crash loads - existing LS-DYNA models and perspective. In: *Proceedings of the 4th LS-DYNA Forum, Bamberg, Germany*, 2005
- [11] CHOI, W.; KIM, S.: Effects of talc orientation and non-isothermal crystallization rate on crystal orientation of polypropylene in injection-molded polypropylene/ethylene-propylene rubber/talc blends. In: *Polymer* 45 (2004), Nr. 7, S. 2393–2401

-
- [12] NGUYEN-CHUNG, T.: *Strömungsanalyse der Bindenahtformation beim Spritzgießen von thermoplastischen Kunststoffen*, Universitätsbibliothek der Technischen Universität Chemnitz, Diss., 2001
- [13] KIM, S.; SUH, N.: Performance prediction of weldline structure in amorphous polymers. In: *Polymer Engineering & Science* 26 (1986), Nr. 17, S. 1200–1207
- [14] SELDEN, R.: Effect of processing on weld line strength in five thermoplastics. In: *Polymer Engineering & Science* 37 (1997), Nr. 1, S. 205–218
- [15] GLASER, S.; WÜST, A.; FRIK, S.; ERZGRÄBER, M.: Integrative Simulation für crashbelastete Bauteile aus faserverstärkten thermoplastischen Polymeren. In: *VDI Berichte* 1967 (2006), Nr. 1, S. 343
- [16] GLASER, S.; WÜST, A.: Integrative crash simulation of composite structures - the importance of process induced material data. In: *Proceedings of the 4th LS-DYNA Forum, Bamberg, Germany, 2005*
- [17] ALTENBACH, H.; NAUMENKO, K.; LVOV, G.; PYLYPENKO, S.: On the numerical estimation of fibre microstructure and elastic properties of injection molded thin-walled parts. In: RADUSCH, H.-J. (Hrsg.); FIEDLER, L. (Hrsg.): *Polymerwerkstoffe 2002*, 2002, S. 466–469
- [18] ALTENBACH, H.; NAUMENKO, K.; LVOV, G. I.; PILIPENKO, S. N.: Numerical estimation of the elastic properties of thin-walled structures manufactured from short-fiber-reinforced thermoplastics. In: *Mechanics of Composite Materials* 39 (2003), Nr. 3, S. 221–234
- [19] ALTENBACH, H.; NAUMENKO, K.; PYLYPENKO, S.: On the numerical prediction of the anisotropic elastic properties in thin-walled structures made from short fiber reinforced plastics. In: *Computer Assisted Mechanics and Engineering* 12 (2005), Nr. 4, S. 87–97
- [20] GAHLEITNER, M.; PAULIK, C.: Polypropylene. In: *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry* (2008)
- [21] WANG, M.; YUAN, J.; LUO, S.-H.; ZENG, J.-B.: Fabrication of hierarchically crystallographic morphologies in isotactic polypropylene. In: *Journal of Applied Polymer Science* 132 (2015), Nr. 43
- [22] DE SANTIS, F.; PANTANI, R.; TITOMANLIO, G.: Effect of shear flow on spherulitic growth and nucleation rates of polypropylene. In: *Polymer* 90 (2016), S. 102–110
- [23] HOFFMAN, J.: Theoretical aspects of polymer crystallization with chain folds: bulk polymers. In: *Polymer Engineering & Science* 4 (1964), Nr. 4, S. 315–362

- [24] EYERER, P.; HIRTH, T.; ELSNER, P.: *Polymer Engineering*. Springer, 2008
- [25] JANSEN, K.: Measurement and prediction of anisotropy in injection moulded PP products. In: *International Polymer Processing* 13 (1998), Nr. 3, S. 309–317
- [26] SCHRAUWEN, B. A.; GOVAERT, L. E.; MEIJER, H. E.: *Structure and properties of flow induced orientation in semi-crystalline polymers*. 2001
- [27] SHELESH-NEZHAD, K.; TAGHIZADEH, A.: Shrinkage behavior and mechanical performances of injection molded polypropylene/talc composites. In: *Polymer Engineering & Science* 47 (2007), Nr. 12, S. 2124–2128
- [28] LAPCIK, L.; JINDROVA, P.; LAPCIKOVA, B.; TAMBLYN, R.; GREENWOOD, R.; ROWSON, N.: Effect of the talc filler content on the mechanical properties of polypropylene composites. In: *Journal of Applied Polymer Science* 110 (2008), Nr. 5, S. 2742–2747
- [29] ZIHLIF, A.; RAGOSTA, G.: Mechanical properties of talc-polypropylene composites. In: *Materials Letters* 11 (1991), Nr. 10-12, S. 368–372
- [30] GUERRICA-ECHEVARRIA, G.; EGUIAZABAL, J.; NAZABAL, J.: Influence of molding conditions and talc content on the properties of polypropylene composites. In: *European Polymer Journal* 34 (1998), Nr. 8, S. 1213–1219
- [31] SCHÖNE, J.; KOTTER, I.; GRELLMANN, W.: Properties of Polypropylen Talc Compounds with Different Talc Particle Size. In: *Journal of Plastics Technology* 8 (2012), Nr. 2, S. 231–251
- [32] CASTILLO, L. A.; BARBOSA, S. E.; CAPIATI, N. J.: Influence of talc morphology on the mechanical properties of talc filled polypropylene. In: *Journal of Polymer Research* 20 (2013), Nr. 5, S. 152
- [33] ŠVEHLOVÁ, V.; POLOUČEK, E.: Mechanical properties of talc-filled polypropylene. Influence of filler content, filler particle size and quality of dispersion. In: *Die Angewandte Makromolekulare Chemie* 214 (1994), Nr. 1, S. 91–99
- [34] EFTEKHARI, M.; FATEMI, A.: Creep behavior and modeling of neat, talc-filled, and short glass fiber reinforced thermoplastics. In: *Composites Part B: Engineering* 97 (2016), S. 68–83
- [35] LAUS, T.: Eigenschaften von Polypropylen-Kautschuk-Compounds. In: *Macromolecular Materials and Engineering* 60 (1977), Nr. 1, S. 87–110
- [36] MUSIL, V.: The influence of thermoplastic elastomers on morphological and mechanical properties of PP/talc composites. In: *Acta Chimica Slovenica* 46 (1999), Nr. 1, S. 55–67

-
- [37] WU, J.-H.; CHEN, C.-W.; WU, Y.-T.; WU, G.-T.; KUO, M.; TSAI, Y.: Mechanical properties, morphology, and crystallization behavior of polypropylene/elastomer/talc composites. In: *Polymer Composites* 36 (2015), Nr. 1, S. 69–77
- [38] STAMHUIS, J.: Mechanical properties and morphology of polypropylene composites. Talc-filled, elastomer-modified polypropylene. In: *Polymer Composites* 5 (1984), Nr. 3, S. 202–207
- [39] DENAC, M.; ŠMIT, I.; MUSIL, V.: Polypropylene/talc/SEBS (SEBS-g-MA) composites. Part 1. Structure. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (2005), Nr. 8, S. 1094–1101
- [40] BAKAR, M.; LEONG, Y.; ARIFFIN, A.; ISHAK, Z.: Mechanical, flow, and morphological properties of talc-and kaolin-filled polypropylene hybrid composites. In: *Journal of Applied Polymer Science* 104 (2007), Nr. 1, S. 434–441
- [41] LEONG, Y.; ISHAK, Z.; ARIFFIN, A.: Mechanical and thermal properties of talc and calcium carbonate filled polypropylene hybrid composites. In: *Journal of Applied Polymer Science* 91 (2004), Nr. 5, S. 3327–3336
- [42] BAHLOULI, N.; WANG, K.; BOUMBIMBA, R. M.; WAGNER-KOCHER, C.; AHZI, S.: Quasistatic to Dynamic Behavior of Particulate Composites for Different Temperatures. In: *Dynamic Behavior of Materials, Volume 1*. Springer, 2016, S. 81–86
- [43] HADAL, R.; MISRA, R.: The influence of loading rate and concurrent microstructural evolution in micrometric talc-and wollastonite-reinforced high isotactic polypropylene composites. In: *Materials Science and Engineering: A* 374 (2004), Nr. 1, S. 374–389
- [44] BALIEU, R.; LAURO, F.; BENNANI, B.; HAUGOU, G.; CHAARI, F.; MATSUMOTO, T.; MOTTOLA, E.: Damage at high strain rates in semi-crystalline polymers. In: *International Journal of Impact Engineering* 76 (2015), S. 1–8
- [45] DE ALMEIDA, O.; LAGATTU, F.; BRILLAUD, J.: Analysis by a 3D DIC technique of volumetric deformation gradients: Application to polypropylene/EPR/talc composites. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008), Nr. 8, S. 1210–1217
- [46] GRYTTE, F.; DAIYAN, H.; POLANCO-LORIA, M.; DUMOULIN, S.: Use of digital image correlation to measure large-strain tensile properties of ductile thermoplastics. In: *Polymer Testing* 28 (2009), Nr. 6, S. 653–660
- [47] JERABEK, M.; MAJOR, Z.; LANG, R.: Strain determination of polymeric materials using digital image correlation. In: *Polymer Testing* 29 (2010), Nr. 3, S. 407–416

-
- [48] GARCÍA-MARTÍNEZ, J. M.; TARANCO, J.; ARESO, S.; COLLAR, E. P.: A dynamic mechanical analysis of the interfacial changes induced from both the reinforcement and the matrix sides in polypropylene/surface modified talc composites. In: *Journal of Applied Polymer Science* 132 (2015), Nr. 42
- [49] DOU, Q.; MENG, M.-R.; LI, L.: Effect of pimelic acid treatment on the crystallization, morphology, and mechanical properties of isotactic polypropylene/mica composites. In: *Polymer Composites* 31 (2010), Nr. 9, S. 1572–1584
- [50] ALONSO, M.; VELASCO, J. u. a.: Constrained crystallization and activity of filler in surface modified talc polypropylene composites. In: *European Polymer Journal* 33 (1997), Nr. 3, S. 255–262
- [51] DIEZ-GUTIÉRREZ, S.; RODRIGUEZ-PÉREZ, M.; DE SAJA, J.; VELASCO, J.: Dynamic mechanical analysis of injection-moulded discs of polypropylene and untreated and silane-treated talc-filled polypropylene composites. In: *Polymer* 40 (1999), Nr. 19, S. 5345–5353
- [52] MAITI, S.; SHARMA, K.: Studies on polypropylene composites filled with talc particles. In: *Journal of Materials Science* 27 (1992), Nr. 17, S. 4605–4613
- [53] WANG, T.; LIU, D.; KEDDIE, J. L.: An alternative approach to the modification of talc for the fabrication of polypropylene/talc composites. In: *Journal of Applied Polymer Science* 106 (2007), Nr. 1, S. 386–393
- [54] BARBOSA, C. N.; VIANA, J. C.; FRANZEN, M.; SIMOES, R.: Effect of the impact conditions on the mechanical properties of injection-molded parts. In: *Polymer Engineering & Science* 52 (2012), Nr. 9, S. 1845–1853
- [55] BARBOSA, C. N.; SIMOES, R.; FRANZEN, M.; VIANA, J. C.: Thermomechanical environment characterisation in injection moulding and its relation to the mechanical properties of talc-filled polypropylene. In: *Journal of Materials Science* 48 (2013), Nr. 6, S. 2597–2607
- [56] GRANLUND, H.; ANDREASSEN, E.; SKJØNSFJELL, E. T. B.; HØYDALSVIK, K.; DIAZ, A.; BREIBY, D. W.: Measuring and simulating morphology gradients in injection-molded talc-reinforced isotactic polypropylene. In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 52 (2014), Nr. 17, S. 1157–1167
- [57] FERRAGE, E.; MARTIN, F.; BOUDET, A.; PETIT, S.; FOURTY, G.; JOUFFRET, F.; MICOUD, P.; DE PARSEVAL, P.; SALVI, S.; BOURGERETTE, C. u. a.: Talc as nucleating agent of polypropylene: morphology induced by lamellar particles addition and interface mineral-matrix modelization. In: *Journal of Materials Science* 37 (2002), Nr. 8, S. 1561–1573

- [58] TJONG, S.; LI, R.: Mechanical properties and impact toughness of talc-filled β -crystalline phase polypropylene composites. In: *Journal of Vinyl and Additive Technology* 3 (1997), Nr. 1, S. 89–95
- [59] VELASCO, J.; DE SAJA, J.; MARTINEZ, A.: Crystallization behavior of polypropylene filled with surface-modified talc. In: *Journal of Applied Polymer Science* 61 (1996), Nr. 1, S. 125–132
- [60] CHEN, Z.; FINET, M.; LIDDELL, K.; THOMPSON, D.; WHITE, J.: Crystal orientation distributions in injection-molded polypropylene compounds. In: *Journal of Applied Polymer Science* 46 (1992), Nr. 8, S. 1429–1437
- [61] EFTEKHARI, M.; FATEMI, A.: Tensile behavior of thermoplastic composites including temperature, moisture, and hygrothermal effects. In: *Polymer Testing* 51 (2016), S. 151–164
- [62] KOCIC, N.; KRETSCHMER, K.; BASTIAN, M.; HEIDEMEYER, P.: The influence of talc as a nucleation agent on the nonisothermal crystallization and morphology of isotactic polypropylene: The application of the Lauritzen–Hoffmann, Avrami, and Ozawa theories. In: *Journal of Applied Polymer Science* 126 (2012), Nr. 4, S. 1207–1217
- [63] RYBNIKÁŘ, F.: Orientation in composite of polypropylene and talc. In: *Journal of Applied Polymer Science* 38 (1989), Nr. 8, S. 1479–1490
- [64] FUJIYAMA, M.; WAKINO, T.: Crystal orientation in injection molding of talc-filled polypropylene. In: *Journal of Applied Polymer Science* 42 (1991), Nr. 1, S. 9–20
- [65] NAIKI, M.; FUKUI, Y.; MATSUMURA, T.; NOMURA, T.; MATSUDA, M.: The effect of talc on the crystallization of isotactic polypropylene. In: *Journal of Applied Polymer Science* 79 (2001), Nr. 9, S. 1693–1703
- [66] OBATA, Y.; SUMITOMO, T.; IJITSU, T.; MATSUDA, M.; NOMURA, T.: The effect of talc on the crystal orientation in polypropylene/ethylene-propylene rubber/talc polymer blends in injection molding. In: *Polymer Engineering & Science* 41 (2001), Nr. 3, S. 408–416
- [67] FIORENTINO, B.; FULCHIRON, R.; DUCHET-RUMEAU, J.; BOUNOR-LEGARÉ, V.; MAJESTÉ, J.-C.: Controlled shear-induced molecular orientation and crystallization in polypropylene/talc microcomposites—Effects of the talc nature. In: *Polymer* 54 (2013), Nr. 11, S. 2764–2775
- [68] BRANCIFORTI, M. C.; OLIVEIRA, C. A.; DE SOUSA, J. A.: Molecular orientation, crystallinity, and flexural modulus correlations in injection molded polypropylene/talc composites. In: *Polymers for Advanced Technologies* 21 (2010), Nr. 5, S. 322–330

-
- [69] HARTL, A.; JERABEK, M.; LANG, R.: Anisotropy and compression/tension asymmetry of PP containing soft and hard particles and short glass fibers. In: *Express Polymer Letters* 9 (2015), Nr. 7
- [70] EFTEKHARI, M.; FATEMI, A.: Fatigue behaviour and modelling of talc-filled and short glass fibre reinforced thermoplastics, including temperature and mean stress effects. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 40 (2017), Nr. 3, S. 333–348
- [71] ZHOU, Y.; MALLICK, P.: Effects of temperature and strain rate on the tensile behavior of unfilled and talc-filled polypropylene. Part I: Experiments. In: *Polymer Engineering & Science* 42 (2002), Nr. 12, S. 2449–2460
- [72] ZHOU, Y.; MALLICK, P.: Effects of temperature and strain rate on the tensile behavior of unfilled and talc-filled polypropylene. Part II: Constitutive equation. In: *Polymer Engineering & Science* 42 (2002), Nr. 12, S. 2461–2470
- [73] ZHOU, Y.; MALLICK, P.: Fatigue performance of an injection molded talc-filled polypropylene. In: *Polymer Engineering & Science* 45 (2005), Nr. 4, S. 510–516
- [74] ZHOU, Y.; MALLICK, P.: Effect of Melt Temperature and Hold Pressure on the Weld-Line Strength of an Injection Molded Talc-Filled Polypropylene. In: *Journal of Composites* 2014 (2014)
- [75] BONNET, M.: *Kunststoffe in der Ingenieur Anwendung*. Springer, 2009
- [76] DOMININGHAUS, H.; ELSNER, P.; EYERER, P.; HIRTH, T.: *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen; mit 275 Tabellen*. Springer, 2012
- [77] HOPMANN, C.; MICHAELI, W.: *Einführung in die Kunststoffverarbeitung*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2015
- [78] SCHÜRMAN, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Springer, 2005
- [79] MÜLLER, V.; BRYLKA, B.; DILLENBERGER, F.; GLÖCKNER, R.; KOLLING, S.; BÖHLKE, T.: Homogenization of elastic properties of short-fiber reinforced composites based on measured microstructure data. In: *Journal of Composite Materials* 50 (2016), Nr. 3, S. 297–312
- [80] SAITO, M.; KUKULA, S.; KATAOKA, Y.; MIYATA, T.: Practical use of statistically modified laminate model for injection moldings. In: *Materials Science and Engineering: A* 285 (2000), Nr. 1, S. 280–287
- [81] MENNIG, G.: Die Bindenaht in der Kunststoffverarbeitung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 19 (1988), Nr. 11, S. 383–390

- [82] AMBERG, J.: Ermittlung temperaturabhängiger anisotroper Stoffwerte für die Spritzgießsimulation / Deutsches Kunststoff-Institut. 2004. – Forschungsbericht
- [83] MIELEWSKI, D. F.; BAUER, D. R.; SCHMITZ, P. J.; OENE, H. V.: Weld line morphology of injection molded polypropylene. In: *Polymer Engineering & Science* 38 (1998), Nr. 12, S. 2020–2028
- [84] HAUFE, A.; MENNIG, G.: Untersuchung zur Vorhersage der Bindahtfestigkeit in spritzgegossenen Formteilen. In: *Die Angewandte Makromolekulare Chemie* 265 (1999), Nr. 1, S. 75–81
- [85] FELLAHI, S.; MEDDAD, A.; FISA, B.; FAVIS, B. D.: Weldlines in injection-molded parts: A review. In: *Advances in Polymer Technology* 14 (1995), Nr. 3, S. 169–195
- [86] LIM, J. C.; PARK, J.-K.: Weld-line characteristics of polycarbonate/acrylonitrile-butadiene-styrene blends. I. Effect of the processing temperature. In: *Journal of Applied Polymer Science* 95 (2005), Nr. 3, S. 689–699
- [87] BECKER, F.: *Entwicklung einer Beschreibungsmethodik für das mechanische Verhalten unverstärkter Thermoplaste bei hohen Deformationsgeschwindigkeiten*, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, Diss., 2009
- [88] GOLDENBERG, N.; ARCAN, M.; NICOLAU, E.: On the most suitable specimen shape for testing shear strength of plastics. In: *International Symposium on Plastics Testing and Standardization*, 1959, S. 115
- [89] IOSIPESCU, N.: New accurate procedure for single shear testing of metals. In: *Journal of Materials Science* 2 (1967), Nr. 3, S. 537–566
- [90] G'SELL, C.; GOPEZ, A.: Plastic banding in glassy polycarbonate under plane simple shear. In: *Journal of Materials Science* 20 (1985), Nr. 10, S. 3462–3478
- [91] *Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften (ISO 178:2010 + Amd.1:2013); Deutsche Fassung EN ISO 178:2010 + A1:2013*
- [92] TAN, V.; KAMAL, M. R.: Morphological zones and orientation in injection-molded polyethylene. In: *Journal of Applied Polymer Science* 22 (1978), Nr. 8, S. 2341–2355. – ISSN 1097–4628
- [93] KISSIN, Y. V.: Infrared method for measuring orientation in polyethylene films. In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 30 (1992), Nr. 10, S. 1165–1172
- [94] TADMOR, Z.: Molecular orientation in injection molding. In: *Journal of Applied Polymer Science* 18 (1974), Nr. 6, S. 1753–1772. – ISSN 1097–4628

- [95] HOARE, L.; HULL, D.: The effect of orientation on the mechanical properties of injection molded polystyrene. In: *Polymer Engineering & Science* 17 (1977), Nr. 3, S. 204–212. – ISSN 1548–2634
- [96] YOSHIDA, H.; TOMIZAWA, K.; KOBAYASHI, Y.: Effect of annealing at temperature around glass transition temperature on molecular orientation and shrinkage of ethylene–vinyl alcohol copolymers. In: *Journal of Applied Polymer Science* 24 (1979), Nr. 11, S. 2277–2287
- [97] FUJIYAMA, M.; KIMURA, S.: Effect of molecular parameters on the shrinkage of injection-molded polypropylene. In: *Journal of Applied Polymer Science* 22 (1978), Nr. 5, S. 1225–1241
- [98] BARDENHEIER, R.: *Mechanisches Versagen von Polymerwerkstoffen: Anstrengungsbewertung mehrachsialer Spannungszustände*, Technische Universität Darmstadt, Diss., 1982
- [99] BOWDEN, P.; JUKES, J.: The plastic flow of isotropic polymers. In: *Journal of Materials Science* 7 (1972), Nr. 1, S. 52–63
- [100] BOYCE, M.; ARRUDA, E.; JAYACHANDRAN, R.: The large strain compression, tension, and simple shear of polycarbonate. In: *Polymer Engineering & Science* 34 (1994), Nr. 9, S. 716–725
- [101] JUNGINGER, M.: *Charakterisierung und Modellierung unverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen*, Universität der Bundeswehr, München, Diss., 2002
- [102] VAN MELICK, H.; GOVAERT, L.; MEIJER, H.: On the origin of strain hardening in glassy polymers. In: *Polymer* 44 (2003), Nr. 8, S. 2493–2502
- [103] KEANE, R.; ADRIAN, R.: Theory of cross-correlation analysis of PIV images. In: *Applied Scientific Research* 49 (1992), Nr. 3, S. 191–215
- [104] KOLLING, S.; HAUFE, A.; FEUCHT, M.; DU BOIS, P.: A semi-analytical model for the simulation of polymers. In: *Conference Proceedings in LS-DYNA Forum Germany*, 2005
- [105] MEINEL, G.; PETERLIN, A.: Plastic deformation of polyethylene II. Change of mechanical properties during drawing. In: *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 9 (1971), Nr. 1, S. 67–83
- [106] KURR, F.: *Praxishandbuch der Qualitäts- und Schadensanalyse für Kunststoffe*. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2014
- [107] <https://de.wikipedia.org/wiki/Rasterelektronenmikroskop>. – besucht am 13.11.2016

- [108] ARRUDA, E.; BOYCE, M.: A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 41 (1993), Nr. 2, S. 389–412
- [109] JERABEK, M.; MAJOR, Z.; LANG, R.: Uniaxial compression testing of polymeric materials. In: *Polymer Testing* 29 (2010), Nr. 3, S. 302–309
- [110] DILLENBERGER, F.: *Ermittlung von Druckkennwerten an Kunststoffen*. Technische Universität Darmstadt, Masterthesis, 2011
- [111] <https://www.zwick.de/servohydraulische-pruefmaschinen>. – besucht am 13.11.2016
- [112] REITHOFER, P.; FRITZ, M.; HAFFELNER, R.: 4a impetus – efficient evaluation of material cards for non-reinforced and reinforced thermoplastics. In: *Proceedings of the 7th European LS-DYNA Conference, Salzburg, Austria, 2009*
- [113] REITHOFER, P.; FERTSCHEJ, A.: Dynamic material characterization using 4a impetus. In: *Proceedings of the regional Conference Graz 2015 - Polymer Processing Society PPS: Conference Papers* Bd. 1779 AIP Publishing, 2016, S. 050008
- [114] REITHOFER, P.; FERTSCHEJ, A.; ROLLANT, M.: Materialmodelle für Kunststoffe Komplexe Fließfläschen und Versagen. In: *4a Technologietag 2014: Kunststoffe auf dem Prüfstand - Testen und Simulieren, 2014*
- [115] *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze (ISO 527-1:2012); Deutsche Fassung EN ISO 527-1:2012*
- [116] KEUERLEBER, M.: *Bestimmung des Elastizitätsmoduls von Kunststoffen bei hohen Dehnraten am Beispiel von PP*, Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde der Universität Stuttgart, Diss., 2006
- [117] DIXON, P.; PARRY, D.: Thermal softening effects in type 224 carbon steel. In: *Le Journal de Physique IV* 1 (1991), Nr. C3, S. C3–85
- [118] TAYLOR, G. I.; QUINNEY, H.: The latent energy remaining in a metal after cold working. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character* 143 (1934), Nr. 849, S. 307–326
- [119] EPEE, A.; LAURO, F.; BENNANI, B.; BOUREL, B.: Constitutive model for a semi-crystalline polymer under dynamic loading. In: *International Journal of Solids and Structures* (2011)
- [120] JERABEK, M.; MAJOR, Z.; RENNER, K.; MÓCZÓ, J.; PUKÁNSZKY, B.; LANG, R.: Filler/matrix-debonding and micro-mechanisms of deformation in particulate filled polypropylene composites under tension. In: *Polymer* 51 (2010), Nr. 9, S. 2040–2048

-
- [121] DASSOW, J. W. A.: *Messung und Beschreibung der Querkontraktionszahl von teilkristallinen Thermoplasten als nichtlinear viskoelastischer Materialkennwert*, RWTH Aachen, Diss., 1995
- [122] WOICKE, N.: *Viskoelastizität von Polypropylen im Glasübergang*, Universität Stuttgart, Diss., 2006
- [123] KOUKAL, A.: *Crash- und Bruchverhalten von Kunststoffen im Fußgängerschutz von Fahrzeugen*, Technische Universität München, Diss., 2014
- [124] KRIVACHY, R.: *Charakterisierung und Modellierung kurzfaserverstärkter thermoplastischer Kunststoffe zur numerischen Simulation von Crashvorgängen*, München, Univ. der Bundeswehr, Diss., 2007
- [125] MISES, R. v.: Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. In: *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse* 1913 (1913), S. 582–592
- [126] ALTENBACH, H.; ALTENBACH, J.; ZOLOCHEVSKY, A.: *Erweiterte Deformationsmodelle und Versagenskriterien der Werkstoffmechanik*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1995. – ISBN 3–342–00674–9
- [127] COWPER, G. R.; SYMONDS, P. S.: Strain-hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams / Brown Univ Providence Ri. 1957. – Forschungsbericht
- [128] JOHNSON, G. R.; COOK, W. H.: Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. In: *Engineering Fracture Mechanics* 21 (1985), Nr. 1, S. 31–48
- [129] G'SELL, C.; JONAS, J.: Determination of the plastic behaviour of solid polymers at constant true strain rate. In: *Journal of Materials Science* 14 (1979), Nr. 3, S. 583–591
- [130] G'SELL, C.; ALY-HELAL, N.; JONAS, J.: Effect of stress triaxiality on neck propagation during the tensile stretching of solid polymers. In: *Journal of Materials Science* 18 (1983), Nr. 6, S. 1731–1742
- [131] LUDWIK, P.: Über den Einfluß der Deformationsgeschwindigkeit bei bleibenden Deformationen mit besonderer Berücksichtigung der Nachwirkungserscheinungen. In: *Physikalische Zeitschrift* 10 (1909), Nr. 12, S. 411–417
- [132] BESSELING, J. F.; VAN DER GIESSEN, E.: *Mathematical modeling of inelastic deformation*. Bd. 5. CRC Press, 1994

Ehrenerklärung

Ich versichere hiermit, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe. Die Hilfe eines kommerziellen Promotionsberaters habe ich nicht in Anspruch genommen. Dritte haben von mir weder unmittelbar noch mittelbar geldwerte Leistungen für Arbeiten erhalten, die im Zusammenhang mit dem Inhalt der vorgelegten Dissertation stehen. Verwendete fremde und eigene Quellen sind als solche kenntlich gemacht. Ich habe insbesondere nicht wissentlich:

- Ergebnisse erfunden oder widersprüchliche Ergebnisse verschwiegen,
- statistische Verfahren absichtlich missbraucht, um Daten in ungerechtfertigter Weise zu interpretieren,
- fremde Ergebnisse oder Veröffentlichungen plagiiert,
- fremde Forschungsergebnisse verzerrt wiedergegeben.

Mir ist bekannt, dass Verstöße gegen das Urheberrecht Unterlassungs- und Schadensersatzansprüche des Urhebers sowie eine strafrechtliche Ahndung durch die Strafverfolgungsbehörden begründen kann.

Ich erkläre mich damit einverstanden, dass die Dissertation ggf. mit Mitteln der elektronischen Datenverarbeitung auf Plagiate überprüft werden kann.

Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form als Dissertation eingereicht und ist als Ganzes auch noch nicht veröffentlicht.

Darmstadt, den 15.02.2018

Frank Kunkel