



TECHNISCHE  
UNIVERSITÄT  
WIEN

Vienna University of Technology

## Diplomarbeit

# Charakterisierung von Verbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix

an der Technischen Universität Wien

am Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

betreut von

**Ao.Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Archodoulaki Vasiliki-Maria**

**Senior Scientist Dipl.-Ing. Dr.techn. Thomas Koch**

**Verfasser:** Michael Humer

**Studienbereich:** Maschinenbau

**Matrikelnummer:** 0926477

Wien, am 18. September 2016

© 2016

## Kurzfassung

Faserverstärkte Kunststoffe haben einen sehr wichtigen Platz als Konstruktionswerkstoff eingenommen. Ihre hervorragenden Eigenschaften in Faserrichtung und ihre geringe Dichte machen sie zu einem wichtigen Werkstoff im Leichtbau. Neben ihrer hohen spezifischen Festigkeit und Steifigkeit ist auch ihre individuelle Gestaltbarkeit ein besonderes Merkmal. Sie erlaubt dem Konstrukteur durch Wahl des Lagenaufbaus, der Richtung der Fasern und Anzahl der Lamineinzelschichten das Bauteil bestmöglich zu designen.

Wegen der guten Langzeiteigenschaften werden heutzutage Verbundwerkstoffe hauptsächlich mit Duroplasten als Matrixmaterial hergestellt. Demgegenüber stehen die Vorteile der Thermoplaste wie beispielsweise die geringen Kosten, die kurze Prozessierbarkeit, die Recyclingfähigkeit und die guten mechanischen Eigenschaften, die einen in Zukunft verstärkten Einsatz wahrscheinlich machen.

Zur Zeit gibt es nur wenige Werkstoffparameter von endlos-faserverstärkten Thermoplasten. Im Zuge dieser Arbeit sollen Werkstoffdaten aus kohlefaserverstärkten Thermoplasten mit unterschiedlichen Matrixmaterialien generiert werden. Als Kunststoffmatrix soll vergleichsweise kostengünstiges Polypropylen mit Polyamiden wie PA 6, PA 12, PA 410 und einem auf PA 10T basierendem Polyphthalamid verglichen werden.

Die Bestimmung der Kunststoffe erfolgt dabei über eine DSC-Analyse. Der Faservolumengehalt wird mit einer TGA-Analyse determiniert. Für die mechanischen Parameter werden Zugversuche, Biegeversuche und eine Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit durchgeführt. Im Fokus dieser Arbeit stehen nicht nur die mechanischen und thermischen Eigenschaften, sondern auch die Verfügbarkeit und Verarbeitbarkeit sind von Interesse.

## Abstract

Fibre reinforced plastics are important designing materials. Their excellent properties in fibre direction and their low density make them an essential material in lightweight construction. Besides their high specific strength and stiffness, the individual malleability is a special feature. The variety of the composition of the layers, the direction of the fibres and the amount of the layers allow the designing engineer to create each component the best possible way.

Thanks to their good long-term properties composite materials are mainly produced with thermoset resins these days. However, the advantages of thermoplastic resins like the short processability, the recyclability and the good mechanical properties will lead to their increased use in the future.

Currently there are only few material parameters of fibre reinforced thermoplastics. In the course of this thesis material data of carbon reinforced thermoplastics with different matrices shall be generated. Therefore, comparatively cheap polypropylene will be compared with polyamides like PA 6, PA 12, PA 410 and a polyphthalamide based on PA 10T.

The determination of the plastics is facilitated by a DSC-analysis. The fibre volume fraction is determined by a TGA-analysis. The mechanical parameters are generated with a tensile test, a bending test and a test of apparent interlaminar shear strength. Besides the mechanical and the thermal properties, the availability and the processability of the materials materials are considered for the evaluation.

## Danksagung

Ich möchte mich herzlich bei allen bedanken, die mich in der Zeit meiner Diplomarbeit unterstützt haben.

Ganz besonders gilt dieser Dank meiner Betreuerin Prof. Archodoulaki, die mich auch in sehr mühsamen Zeiten motiviert und unterstützt hat und mich zurecht auch hin und wieder getadelt hat, wenn weniger weitergegangen ist.

Für die viele Zeit, die ich im Prüfungslabor verbracht habe, möchte ich mich bei Thomas Koch und Stefan Zellhofer bedanken, da sie mir immer mit Rat und Tat zur Seite gestanden sind, wenn ich sie gebraucht habe.

Der Firma Krempel Group und speziell Herrn Peter Haering bin ich für die Zurverfügungstellung eines Teils der faserverstärkten Platten sehr dankbar, da sie diese Diplomarbeit in diesem Rahmen erst ermöglicht haben.

Was die Bearbeitung angeht, spreche ich einen großen Dank an Franz Wania aus, der mir einerseits den Zuschnitt der faserverstärkten Platten ermöglicht und andererseits mit großem Engagement das Thema Wasserstrahlschneiden nähergebracht hat.

Vielen Dank auch an meine Mama, Seppi und Monika, die ihr in mühsamer Kleinarbeit meine Arbeit korrigiert und euch, wenn auch etwas unfreiwillig, mit dem Thema Verbundwerkstoffe auseinandergesetzt habt.

Bei dir, Kathi, möchte ich mich auch ganz herzlich bedanken, dass du für mich immer im Laufe meines Studiums da warst. Du hast mir stets die notwendige Motivation gegeben, die ich gebraucht habe und mich unterstützt, wo immer es gegangen ist. Danke!

# Inhaltsverzeichnis

<b>1. Einführung</b>	<b>1</b>
1.1. Ziel der Arbeit . . . . .	3
1.2. Polyamide . . . . .	3
1.2.1. Eigenschaften von Polyamiden . . . . .	5
1.3. Eigenschaften und Herstellung von Polyamiden . . . . .	7
1.3.1. Polyamid 6 . . . . .	7
1.3.2. Polyamid 12 . . . . .	9
1.3.3. Polyphthalamide . . . . .	10
1.3.4. Polyamid 410 . . . . .	11
1.4. Polypropylen . . . . .	13
1.5. Kohlenstoff-Fasern . . . . .	15
1.5.1. Herstellung . . . . .	15
1.6. Faserhalbzeuge und ihr Materialverhalten . . . . .	18
<b>2. Werkstoffprüfungen</b>	<b>21</b>
2.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry . . . . .	21
2.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse . . . . .	23
2.3. Zugprüfung . . . . .	24
2.4. Biegeprüfung . . . . .	26
2.5. Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit . . . . .	27
<b>3. Experimentelle Untersuchung</b>	<b>29</b>
3.1. Bestellung . . . . .	29
3.1.1. Eingangskontrolle . . . . .	30
3.2. Bearbeitung der Faserverbundplatten . . . . .	31
3.2.1. Wasserstrahlschneiden . . . . .	31
3.3. Konditionierung der Polyamidplatten . . . . .	33
3.4. Versuche . . . . .	34
3.4.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry . . . . .	35
3.4.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse . . . . .	36
3.4.3. Zugversuche . . . . .	36
3.4.4. Biegeversuche und Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit . . . . .	37
<b>4. Ergebnis</b>	<b>38</b>
4.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry . . . . .	38
4.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse . . . . .	42

# DIPLOMARBEIT

Charakterisierung von Verbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix

## *Inhaltsverzeichnis*

---

4.3. Zugversuche . . . . .	46
4.3.1. Polypropylen . . . . .	46
4.3.2. Polyamide . . . . .	48
4.4. Biegeversuche . . . . .	53
4.5. Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit . . . . .	56
<b>5. Zusammenfassung</b>	<b>59</b>
<b>Literatur</b>	<b>63</b>
<b>Abbildungsverzeichnis</b>	<b>66</b>
<b>A. Anhang</b>	<b>i</b>
A.1. DSC-Analyse . . . . .	i
A.2. TGA-Analyse . . . . .	ix
A.3. Zugprüfung . . . . .	xv
A.4. Biegeprüfung . . . . .	xxiii
A.5. Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit . . . . .	xxxiv
A.6. Konditionierzeiten . . . . .	xxxvii

# 1. Einführung

Faserverstärkte Kunststoffe sind als Konstruktionswerkstoff nicht mehr wegzudenken. Sie zeichnen sich dadurch aus, dass die Fasern die Kunststoffe verstärken und den Werkstoff damit auf ein höheres mechanisches Niveau bringen. Entscheidend ist dabei das Zusammenspiel zwischen Faser und Kunststoff-Matrix. Fasern alleine können zwar hohe Zugkräfte aufnehmen, haben aber keinen Zusammenhalt bei Biegung oder Druck. Als Verstärkungsfasern werden heutzutage Glasfasern, Kohlenstofffasern, Aramidfasern und Naturfasern verwendet. Diese Fasern besitzen eine niedrige Dichte und führen gemeinsam mit den verstärkenden Kunststoffen zu hoher Festigkeit und Steifigkeit. [1, S.17]

Speziell mit Kohlenstofffasern verstärkte Kunststoffe sind dank ihrer hervorragenden Eigenschaften in Faserrichtung und der geringen Dichte ein wichtiger Werkstoff im Leichtbau. Neben hoher spezifischer Festigkeit und Steifigkeit ist der negative Ausdehnungskoeffizient in Faserrichtung ein besonderes Merkmal. Längenänderungen aufgrund einer Temperaturschwankung können daher auf ein Minimum beschränkt werden [33, S.39-40].

Früher wurden kohlefaserverstärkte Kunststoffe aufgrund des Preises nur für spezielle Zwecke, wie Luft- und Raumfahrt eingesetzt. Dank immer günstigerer Herstellungsverfahren von Kohlefasern und weiterentwickelten Produktionsverfahren von Faserverbundstoffen, erschließen sie immer mehr Anwendungsbereiche. So ist von 2013 auf 2014 bei der Herstellung von Kohlefaser verstärkten Kunststoffen ein Wachstum um etwa 15% von 72000 t auf rund 83000 t zu verzeichnen. [15, S.30]

Ein weiteres besonderes Merkmal bei faserverstärkten Kunststoffen ist ihre individuelle Gestaltbarkeit. Der Konstrukteur bestimmt nicht nur das Material, sondern verfügt über mehrere Möglichkeiten, wie zum Beispiel Lagenaufbau, Richtung der Fasern und Anzahl der Lagen, um den Bauteil zu designen. Ein Grundprinzip der Natur ist das Axiom der gleichmäßigen Oberflächenspannung. Die eigene Masse wächst dort an, wo die größte Belastung auftritt. Es ist nachweisbar, dass biologische Bauweisen stets mit möglichst geringer Energie hergestellt werden, stets massearm und langlebig sind [13, S.66]. Das nimmt man sich beim Leichtbau als Vorbild und mit faserverstärkten Kunststoffen kann dieses Prinzip hervorragend umgesetzt werden.

Hauptanwendungsgebiete für faserverstärkte Kunststoffe in Europa sind das Bauwesen, der Automotive-Bereich, die Luftfahrt und die Elektronik-/Elektro-Industrie. Alleine in den letzten fünf Jahrzehnten ist die weltweite Kunststoff-Produktion kontinuierlich um durchschnittlich fast 10% jährlich gewachsen [1, S.18]. Beispielsweise ist in den letzten Jahren durch steigenden Komfort das Gewicht von Fahrzeugen stetig gewachsen. Dem entgegen stehen die europäischen Verordnungen zur Reduzierung der CO<sub>2</sub>-Emissionen und

### 1. Einführung

---

des Kraftstoffverbrauches [15, S.30]. Die Antwort darauf ist konsequenter, intelligenter Leichtbau. Leichtbaukarosserien aus Aluminium sind schon länger Stand der Technik. Doch auch faserverstärkte Bauteile werden immer mehr eingesetzt, wie zum Beispiel beim BMW i3 und i8. [34, S.101].

Wie bereits beschrieben werden Fasern fast ausschließlich zur Verstärkung verschiedenster Matrices verwendet. Die Hauptaufgaben der Matrix sind [31, S.305] [4, S.115]:

- Formhalten der Fasern
- Schutz der abriebempfindlichen Fasern
- Krafteinleitung und Kraftübertragung zwischen den Fasern
- Übernahme von Kräften bei Belastungen quer zur Faser und in Schubrichtung
- Stützfunktion bei Druckbelastungen gegen Knicken
- Übertragen von interlaminaren Kräften zwischen den Lamineinzelschichten

Nach wie vor sind Duroplaste die gebräuchlichsten Polymer-Matrices für Carbonfasern. Gründe für den etablierten Einsatz der Duromere sind [15, S.31], [33, S.84]:

- Gute mechanische Eigenschaften und Temperaturbeständigkeit
- Geringe Neigung zum Kriechen
- Langjährige und umfangreiche Erfahrungen hinsichtlich der Werkstoffeigenschaften und der Verarbeitung
- Große Auswahl an Matrixsystemen, Materialherstellern und Herstellungsverfahren

Demgegenüber stehen die Vorteile der Thermoplaste, die einen in Zukunft verstärkten Einsatz dieser Kunststoffart wahrscheinlich machen, wie z.B. [15, S.32]:

- Kurze Prozessierbarkeit (keine chemische Reaktion wie bei den Duroplasten nötig)
- Geringe Materialkosten
- Schlagzähigkeit, hohe Schadenstoleranz
- Umform- und Schweißbarkeit
- Unproblematische, unbegrenzte Lagerung
- Gute Recyclingfähigkeit



Der Gesamtumsatz von Kohlefaser verstärkten Kunststoffen lag 2013 bei etwa 9,41 Mrd. US \$. 76% davon entfielen dabei auf duroplastisch verstärkte Kunststoffe, etwa 24 % auf thermoplastische. Im Jahr darauf stieg der Umsatz auf 10,6 Mrd. US \$, die Verteilung zwischen Duroplasten und Thermoplasten änderte sich jedoch nicht. Laut Prognosen wird der Bedarf an Kohlefaser verstärkten Kunststoffen bis 2021 aufgrund des steigenden Anteils in der Luftfahrt und in der Automobilbranche auf 175000 t ansteigen [14, S.28] [15, S.31].

## 1.1. Ziel der Arbeit

Der Schwerpunkt dieser Arbeit liegt in der Generierung von Daten von kohlefaserverstärkten Thermoplasten, sogenannten Organoblechen.

Derzeit gibt es wenige Werkstoffparameter von Organoblechen. Die Arbeit beschäftigt sich mit der gesamten Wertschöpfungskette, angefangen von der Beschaffung, dem Zugschnitt und der Prüfung der Proben bis hin zur Auswertung der entsprechenden Daten. Als Matrixmaterial soll vergleichsweise günstiges Polypropylen mit Polyamiden wie PA 6, PA 12, PA 410 und einem Polyphthalamid verglichen werden. Die Fasern sollen nur eine untergeordnete Rolle spielen und sind bei allen Proben gleich. Um das Matrixmaterial eindeutig zu bestimmen, wird zu Beginn eine DSC-Analyse (Differential Scanning Calorimetry) ausgeführt. Der Faservolumengehalt kann mit einer TGA-Analyse (Thermogravimetrische Analyse) determiniert werden. Für die mechanischen Parameter werden Zugversuche, Biegeversuche und eine Prüfung auf scheinbare interlaminae Scherfestigkeit durchgeführt.

Im Fokus stehen nicht nur die mechanischen und thermischen Eigenschaften, sondern auch die Beschaffbarkeit, Verfügbarkeit und Verarbeitbarkeit sind von Interesse.

## 1.2. Polyamide

Die Diplomarbeit beschäftigt sich mit Kohlefaser verstärkten Polyamiden und Polypropylen. Polyamide sind hochmolekulare Stoffe deren Monomere durch Säureamidgruppen „-CONH<sub>2</sub>“ verknüpft sind. Dabei können die Kohlenwasserstoffe zwischen den Säureamidgruppen aliphatisch, aromatisch oder gemischt sein. Die Wahl der Monomere ist essentiell und bestimmt die Eigenschaften der Polyamide. Es gibt eine außerordentlich

große Bandbreite an Möglichkeiten von Polyamiden, jedoch haben sich nur wenige durchgesetzt [2, S.1]. Im Jahr 2006 entfallen beispielsweise 59% aller Polyamide auf Polyamid 6, besser bekannt unter dem Namen Nylon und auf Polyamid 66, auch Perlon genannt, 38% [7, S.612].

## Wirtschaftliche Bedeutung

Der Markt für Polyamide entwickelt sich derzeit sehr ungleich. Einerseits ist der Markt für Polyamidfasern ziemlich gesättigt und erfährt derzeit nur ein langsames Wachstum. Andererseits erleben Polyamide als thermoplastischer Werkstoff weltweit ein sehr starkes Wachstum. In den nächsten Jahren wird mit einem Zuwachs von jährlich 5-6% gerechnet [23]. Der Grund für die große Nachfrage liegt in den ausgewogenen Eigenschaften und den vergleichsweise günstigen Rohstoff- sowie Herstellungskosten [2, S.2].

## Einteilung und Nomenklatur

Polyamide, die nur aus einem monomeren Ausgangsstoff bestehen, werden als Homopolyamide bezeichnet. Wenn mehrere bifunktionelle Monomere an der Polykondensation bzw. der Polymerisation beteiligt sind, entstehen binäre (z.B. PA 6/12) oder ternäre (z.B. PA 12/6/66) Copolyamide [32, S.7, 11]. Homopolyamide können in zwei Gruppen unterteilt werden, Polyamide vom

- Typ AABB, bestehend aus Diaminen (AA) und Dicarbonsäuren (BB) und
- Typ AB, aus Omega-Aminocarbonsäuren (AB) beziehungsweise aus deren zyklischen Amiden, auch Lactamen genannt.

Die Nomenklatur für Polyamide ist nicht einheitlich, durchgesetzt hat sich jedoch die Norm EN ISO 1043-1. Danach werden aliphatische Homopolyamide mit unverzweigten Kohlenstoffresten zwischen den Säureamidgruppen durch die Anzahl der Kohlenstoffatome der monomeren Ausgangsstoffe charakterisiert. Polyamid 6 hat beispielsweise 6 C-Atome in der Monomereinheit, PA12 besitzt davon 12. Beim Typ AABB werden immer zuerst die Kohlenstoffatome des Diamins angeführt anschließend die der Dicarbonsäure, z.B. PA 610. Für aromatische Monomere verwendet man spezielle Buchstaben, z.B. T für Terephthalsäure oder I für Isophthalsäure. Für die Charakterisierung von Copolyamiden

werden die Komponenten in der Reihenfolge ihrer Mengen, getrennt durch Schrägstriche angeführt. Die Mengen sind dabei prozentual in Klammern daneben angegeben, z.B. Polyamid 6/66/610 (50:30:20). [2, S.2-3]

#### 1.2.1. Eigenschaften von Polyamiden

Polyamide sind generell wegen der vorhandenen Amidgruppen hydrophil und nehmen daher Wasser auf. Das Wasser agiert speziell bei PA 46, 66, 6 als Weichmacher und verbessert die Zähigkeit. Bei normalfeuchter Luft kommt es zu einer Wasseraufnahme von 2,5-4%. Bei Polyamiden mit einem geringeren Verhältnis zwischen Amid- und CH<sub>2</sub>-Gruppen, wie z.B. Polyamid 11 oder Polyamid 12, ist die Wasseraufnahme deutlich geringer. Hier werden 1,1% (Polyamid 11) und 0,7% (Polyamid 12) Wasser bei normalfeuchter Luft absorbiert [32, S.41]. Die damit verbundene Volumenzunahme bedingt auch eine Änderungen der Bauteilabmessungen. Es ist daher sinnvoll durch Konditionieren eine beschleunigte und definierte Anreicherung mit Wasser zu erreichen, siehe Kapitel 3.3 [7, S.633].

Die mechanischen Eigenschaften von Polyamiden sind sehr abhängig von der Zusammensetzung. Weiche flexible Polyamide erhält man durch Copolymerisation, Wasseraufnahme und Weichmacherzusätze. Im Gegensatz dazu steigern höhere Kristallinität, Füllstoffe (Mineralien) und Verstärkungsstoffe, wie Glas- oder Carbonfasern, die Zugfestigkeit, Härte, Druckfestigkeit und Steifigkeit. Allerdings entwickeln sich Bruchdehnung und die günstigen Schlageigenschaften reziprok dazu. Aufgrund der hohen Steifigkeit können Polyamide hervorragend Stoßbelastungen ertragen und haben sehr gute Dämpfungseigenschaften. Sogar bei tiefen Temperaturen weisen die meist verbreiteten Polyamide (PA 6, PA 66, PA 11, PA 12, P 610) eine gute Zähigkeit auf und sind dynamisch hoch belastbar. Auch für Langzeitbeanspruchung sind sie gut geeignet, da sie kaum Ermüdungserscheinungen zeigen [32, S.42] [12, S.98].

Die Wärmeformbeständigkeit und die Schmelzpeaktemperatur beziehungsweise bei amorphen Polyamiden die Glasübergangstemperatur sind wichtige thermische Eigenschaften. Durch das viskoelastische Verhalten von Kunststoffen gibt es oft keine eindeutige obere Einsatztemperatur. Daher ist in DIN EN ISO 75 die Wärmeformbeständigkeit definiert. Sie ist die maximale Temperatur, bei der der Kunststoff bei einem 3-Punkt Biegeversuch eine festgelegte Standarddurchbiegung erreicht. Sie kann durch Verstärkungsstoffe gezielt beeinflusst werden. Eine Erhöhung aller thermischen Parameter kann durch den Grad an Kristallinität und durch Aufbau von aromatischen Monomereinheiten erreicht werden. Bei

## 1. Einführung

amorphen Polyamiden ist zu beachten, dass diese nur bis zur Glasübergangstemperatur belastbar sind. [32, S.42]

Die hervorragenden thermischen und mechanischen Eigenschaften sind den teilkristallinen Strukturen zu verdanken. Die kristalline Struktur entsteht durch die Bildung von Wasserstoffbrücken. Dabei wirkt die NH-Gruppe als Protonendonator und die CO-Gruppe als Protonenakzeptor. Das Wasserstoffatom der NH-Gruppe wird von der CO-Gruppe angezogen und so entstehen die teilkristallinen Bereiche. Bei Polyamid 6 ist das möglich, wenn die Molekülketten gegenläufig sind, vgl. Abbildung 1.1 (a). Bei gleicher Laufrichtung müssen sich die Moleküle zueinander verschieben und es entstehen schräge Wasserstoffbrücken zwischen den Ketten, siehe Abbildung 1.1 (b). [32, S.4], [2, S.165-166]

In der Elektroindustrie sind Polyamide dank ihrer guten Isoliereigenschaften sehr beliebt. Weiters besitzen sie eine hohe Durchschlag- sowie Kriechstromfestigkeit. Diese Eigenschaften der Polyamide sind von der Feuchtigkeitsaufnahme abhängig und daher nur für den Niederfrequenzbereich geeignet. Der hydrophile Charakter wirkt sich auf die elektrischen Eigenschaften aber auch positiv aus, da statische Aufladungen überwiegend verhindert werden. [12, S.98] [32, S.44]

Im Gegensatz zu vielen Kunststoffen weisen Polyamide hervorragende Eigenschaften gegenüber Chemikalien auf. Selbst bei höheren Temperaturen halten sie Treibstoffen, Schmierstoffen, Lacken, Reinigungsmitteln, Entfettungsmitteln sowie aliphatischen und aromatischen Lösungsmitteln stand. Bei Mineralsäuren, bestimmten Oxidationsmitteln und Chlorwasserstoffen beginnen sie hingegen je nach Wandstärke zu quellen, spröde zu werden und bauen sich langsam ab. [32, S.47]

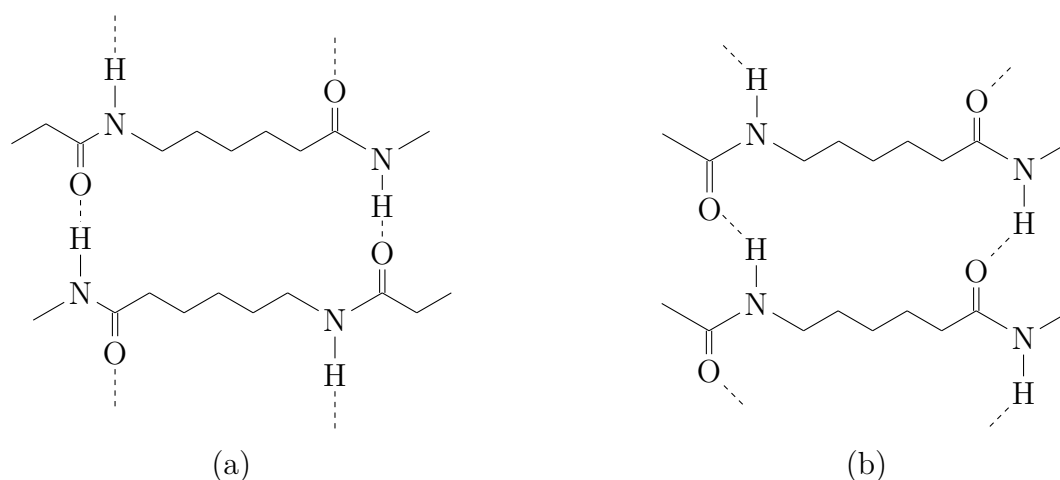


Abbildung 1.1.: Wasserstoffbrücken zwischen den Molekülen von PA 6 (a) im Gegenlauf und (b) im Gleichlauf versetzt

## Modifikation von Polyamiden

Polyamide besitzen aufgrund ihres Aufbaus sehr gute Grundeigenschaften. Um sie auf spezielle Anwendungen bestmöglich anzupassen, kann man sie mit Additiven und Zusatzstoffen modifizieren. Beispiele dafür sind Additive, um das Brandverhalten zu beeinflussen oder die Verarbeitbarkeit für das Spritzgießen zu verbessern, damit ein gutes Fließverhalten und eine leichte Entformbarkeit erreicht wird. Eine Färbung ist möglich, auch wenn die Farbpalette wegen der hohen Verarbeitungstemperaturen eingeschränkt ist. Weiters gibt es Zusätze, um die Aufnahme von Wasser zu vermindern. Besonders Polyamid 6 und Polyamid 66 sind davon betroffen, da bei zunehmender Wasseraufnahme auch die Maßhaltigkeit verletzt werden kann. Mit bestimmten Bis- oder Polyphenolen kann die Wasseraufnahme um bis zu 30% gesenkt werden. Wie oben schon beschrieben, wird durch Zusatz von Verstärkungsfasern und mineralischen Füllstoffen die Steifigkeit und die Wärmeformbeständigkeit verbessert. Eine Erhöhung der Zähigkeit erwirkt man durch Modifikation mit Schlagzähadditiven oder Elastomeren mit niedriger Glasübergangstemperatur. Zusammengefasst, es gibt eine Vielzahl an Möglichkeiten, um ein ausgewähltes Polyamid noch besser an den gewünschten Einsatz anzupassen. [2, S.12-17]

## 1.3. Eigenschaften und Herstellung von Polyamiden

Für die Herstellung von Polyamiden gibt es eine große Bandbreite an Herstellungsmöglichkeiten. Prinzipiell können sie in diskontinuierliche und kontinuierliche Prozesse unterteilt werden. Heutzutage werden kontinuierliche Prozesse bevorzugt. In den folgenden Kapiteln werden die für die Diplomarbeit relevanten Polyamide und deren Herstellung kurz vorgestellt.

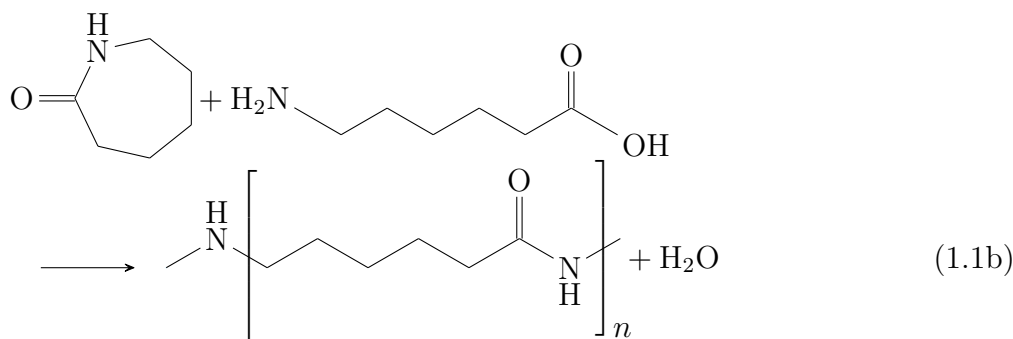
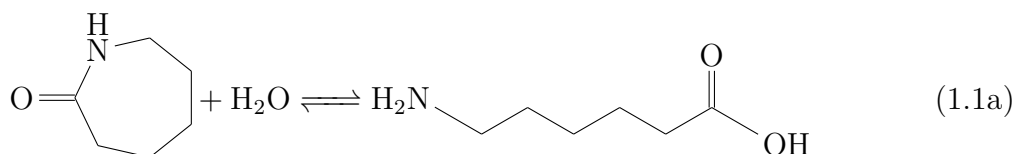
### 1.3.1. Polyamid 6

Polyamid 6 wurde etwa zeitgleich mit Polyamid 66 in den 1930er Jahren entwickelt. Es wird durch Polymerisation von Caprolactam hergestellt. Grundsätzlich gibt es mehrere Methoden Caprolactam zu polymerisieren, das gängigste Verfahren ist jedoch die hydrolytische Pyrolyse. [2, S.1-4]

Früher wurde Polyamid 6 diskontinuierlich in Autoklaven polymerisiert, heutzutage wird es hauptsächlich kontinuierlich hergestellt. Zu Beginn wird Caprolactam unter Zusatz von

## 1. Einführung

1-5% Wasser und unter Ausschluss von Sauerstoff auf 240-270°C erhitzt. Die Polymerisation kann in drei Reaktionen unterteilt werden. Die erste Reaktion ist die Ringöffnung des Caprolactams durch Hydrolyse, dargestellt in Gleichung 1.1a. Anschließend wird die erhaltene funktionelle Gruppe kondensiert und zuletzt folgt eine Addition von Caprolactam an die Aminoendgruppen, wie in Gleichung 1.1b beschrieben. [2, S.47]



Die Polymerisation findet in senkrecht stehenden Reaktorrohren, sogenannten VK-Rohren (V = vereinfacht, K = kontinuierlich) statt. Dabei wird das wasserhaltige Caprolactam mit Molmassenreglern von oben eingefüllt und abdestilliert, um möglichst hohe Molmassen zu erzielen. Die viskose Schmelze fließt bei gehaltener Temperatur langsam nach unten. Man erhält eine Polyamidschmelze, die auch Restmonomere und Oligomere enthält. Eine Zahnradpumpe befördert die Schmelze durch eine Lochmatrize in ein Wasserbad, wo sie gekühlt und granuliert wird. Anschließend werden die niedermolekularen Anteile durch Extraktion des Granulats bzw. durch Ausdampfen der Schmelze im Vakuum entfernt. [2, S.47]

Folgende Gründe stehen für die große Verbreitung von Polyamid 6 und Polyamid 66 [2, S.193-194]:

- Hohe Steifigkeit
- Hohe Wärmeformbeständigkeit
- Ausgezeichnete Schlagzähigkeit sowohl bei tiefen, als auch bei hohen Temperaturen
- Hohe statische und dynamische Festigkeit
- Ausgezeichnete Gleiteigenschaften und hohe Abriebfestigkeit

- Gute elektrische Eigenschaften
- Leichte Verarbeitbarkeit

Die Eigenschaften von Polyamid 6 sind einerseits von der chemischen Struktur, andererseits von der Kristallanordnung durch ihre Wasserstoffbrücken abhängig, siehe Kapitel 1.2.1. Die mechanischen Eigenschaften sind eine Funktion der Temperatur, des Wassergehalts und des Molekulargewichts und können abhängig von genannten Parametern bis zu 40% variieren. Aufgrund des hydrophilen Charakters nimmt PA 6 Wasser auf, was zu steigender Flexibilität und Dehnungsvermögen führt und Festigkeit, Steifigkeit sowie Härte abnehmen lässt. Mit steigendem Kristallinitätsgrad wird die Wasseraufnahme geringer und es vergrößern sich Festigkeit, Steifigkeit, Härte und Abriebfestigkeit auf Kosten von Flexibilität und Dehnung. Der Kristallinitätsgrad hängt von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Wird PA 6 sehr rasch abgekühlt kann es sein, dass ein Kristallinitätsgrad von nur 10% entsteht. Langsam abgekühlt erreicht man Werte von 50 bis 60%. [2, S.165-166] [7, S.611] Die Wasserstoffbrücken zwischen den Molekülketten verursachen hohe zwischenmolekulare Bindungskräfte. Das führt zu einem kleinen Schmelzbereich von 210-221°C, was dem Material auch bei hohen Temperaturen hohe Formstabilität verleiht [2, S.219].

### 1.3.2. Polyamid 12

Polyamid 11 und 12 haben recht ähnliche Eigenschaften. Dank ihrer niedrigen Carbonamid-Gruppendichte haben sie eine geringe Dichte und weisen eine niedrige Wasseraufnahme und damit eine gute Maßhaltigkeit auf. Der geringe Einfluss der Umgebungsfeuchte wirkt sich auch positiv auf die elektrischen Eigenschaften aus. Weiters verfügen sie über eine hervorragende Spannungsrissbeständigkeit, selbst bei Chemikalieneinwirkung, und sind auch bei niederen Temperaturen äußerst schlag- und kerbschlagzäh. Sie eignen sich auch als Lager, da sie sowohl über einen niedrigen Gleitreibungskoeffizienten bei Trockenlauf gegenüber Stahl, PBT und POM als auch über eine sehr gute Abriebbeständigkeit verfügen. Die Schmelzpunkte von PA 11 und 12 liegen deutlich unter denen von PA 6 und PA 66, was für die Verarbeitung von Vorteil ist. Die Kosten für PA11 und PA 12 sind außerdem wegen der aufwendigeren Herstellung der Monomere auch höher. Verglichen mit Polyamid 6 bzw. 66 können sie jedoch bei folgenden Eigenschaften nicht mithalten [2, S.639, 687]:

- Wärmeformbeständigkeit
- Festigkeitswerten

- Biegesteifigkeit und
- Abriebbeständigkeit bei Trockenlauf gegenüber Stahl

Die Herstellung von Polyamid 12 ist ähnlich der für Polyamid 6. Das Ausgangsmonomer ist Laurinlactam, das aus Butadien hergestellt wird. Mit der hydrolytischen Polymerisation wird der Laurinlactamring geöffnet. Man benötigt jedoch eine höhere Aktivierungsenergie als bei der Spaltung des Caprolactamringes. Daher findet die Polymerisation bei höheren Temperaturen von 270-300°C und unter Zusatz von ca. 5% Wasser bei einem Wasserpartialdampfdruck von 16 bis 20 bar statt. Unter diesen Bedingungen werden die Ringe geöffnet und verbinden sich mit anderen geöffneten Monomeren. Die Polymerisation wird durch Entspannen der Schmelze abgeschlossen indem man Wasser durch Einleiten von Inertgas entfernt und sich die Oligomere zu Polymere verbinden. [2, S.639]

### 1.3.3. Polyphthalamide

Polyphthalamide sind hoch wärmebeständige, teilkristalline, teilaromatische Thermoplaste. Sie wurden entwickelt, um die Lücke zwischen technischen Kunststoffen wie PA 6 bzw. PA 66 und teuren Hochleistungspolymeren, wie PEEK (Polyetheretherketon), oder schwefel- und imidhaltigen Kunststoffen zu schließen [29]. Sie zeichnen sich außerdem durch hohe Festigkeit und Steifigkeit aus. Für die Herstellung werden Diamine mit Terephthalsäure oder Isophthalsäure polymerisiert. Terephthalsäure als Monomer führt zu teilaromatischen, teilkristallinen Polyamiden, wird hingegen Isophthalsäure verwendet, erhält man amorphe Polyamide. Durch die kettenversteifende symmetrische Struktur der Terephthalsäure liegen die Schmelzpunkte ca. 100°C höher als bei mit Adipinsäure gebildeten Polyamiden. Beispielsweise hat PA 6T einen Schmelzpunkt von  $T_m = 327^\circ\text{C}$ . Problematischerweise liegt die Zersetzungstemperatur bei etwa 350°C, was eine Weiterverarbeitung nicht möglich macht. Durch Copolymerisation mit weiteren polyamidbildenden aliphatischen Comonomeren (z.B. PA 6T/6) kann der Schmelzpunkt gesenkt werden. Bei länger-kettigen Diaminen tritt dieses Problem nicht auf, da der Schmelzpunkt niedriger ist (z.B. PA 12T). [2, S.803-804]

Die Herstellung ist ähnlich der von Polyamid 66. Zu Beginn wird die Isophthalsäure bzw. Terephthalsäure mit dem Diamin und Wasser vermischt (AH-Salzlösung). Man erhält eine 48%ige bis 62%ige AH-Lösung, die anschließend unter Druck auf 75-85% aufkonzentriert wird. Für eine bessere Anbindung des Diamins muss die Lösung vorkondensiert werden. Dabei wird die konzentrierte Lösung ohne Wasserabtrennung rasch auf 250-290°C gebracht



und anschließend wieder entspannt. Durch die Entspannung verdampft bereits Lösungs- und Reaktionswasser und es kommt zu einem Temperaturabfall. Große Temperaturabfälle verursachen Verkrustungen durch Auskristallisierung des Polyamids. Daher erfolgt die Entspannung in mehreren Druckstufen, mit Wärmezufuhr über die Rohrwände. Die Reaktionstemperatur wird auf 270 bis 290°C gehalten und Wasser verdampft weiter. Die Verweilzeit in den Rohren kann von wenigen Minuten bis zu einer Stunde betragen. Nach Abtrennung des Dampfes erhält man ein niedrig-viskoses Prepolymer, das anschließend entweder durch einen Zweiwellenextruder oder in fester Phase auf das Endmolekulargewicht nachkondensiert wird. Mit diesem Verfahren erhält man Polymere mit Schmelztemperaturen  $T_m = 295 - 325^\circ\text{C}$ . Das Verarbeitungsfenster ist bei Polyphthalamiden sehr gering, da die Zersetzung bei etwa 350°C beginnt. [2, S.72, 805]

Ein großer Vorteil der Polyphthalamide liegt in der geringen und langsamen Feuchtaufnahme. Durch die geringe Schwindung wird eine hohe Form- und Maßstabilität erreicht. [2, S.808]

Bei den thermischen Eigenschaften werden sie nur durch Hochleistungskunststoffe, wie z.B. von PEEK übertroffen. Die Glasübergangstemperatur liegt nach der Konditionierung bei etwa 60-100°C. Für kurzzeitige hohe Temperaturen und geringe Belastung sind Polyphthalamide besonders geeignet. Sie werden daher häufig als Leiterplatten eingesetzt. Für den Langzeiteinsatz liegen sie unstabilisiert im Bereich der aliphatischen Polyamide. Stabilisiert können sie 150°C auf Dauer ertragen. [2, S.807-808]

Bei Raumtemperatur besitzen Polyphthalamide eine hohe Festigkeit und Steifigkeit. Wegen der hohen Glasübergangstemperatur findet, nicht wie bei den aliphatischen Polyamiden, kein Abfall der mechanischen Eigenschaften statt. Oberhalb der Glasübergangstemperatur verschlechtern sie sich allerdings deutlich mehr als bei aliphatischen Polyamiden. Ein weiteres Merkmal ist auch noch, dass die Schlagzähigkeit und Bruchdehnung unabhängig vom Feuchtegehalt ist. [2, S.808]

### 1.3.4. Polyamid 410

Polyamid 410 ist ein neuartiges Polyamid, das zu 70% aus biologischem Rizinusöl besteht. Es wurde von der Firma DSM entwickelt und trägt den Namen EcoPaXX®. Die mechanischen Eigenschaften wie auch die Schlagzähigkeit sind, ähnlich wie bei Polyamid 6 oder Polyamid 66, sehr hoch. [26]

Wegen seinem hohen Schmelzpunkt von etwa 250°C weist das Polyamid eine große Resistenz gegenüber Kurz- und Langzeittemperaturbeanspruchung auf. Es besitzt eine hohe Kristallisationsrate und verglichen mit anderen biologischen aliphatischen Kunststoffen hat es die höchste Warmformbeständigkeit. Bezüglich der Brennbarkeit liegt für das Material nach UL94 bzw. DIN EN 60695-11-10 die Stufe V0 vor, was ein Erlöschen der Flamme innerhalb von 10 Sekunden vorschreibt und ein Nachglimmen von maximal 30 Sekunden erlaubt. [26]

Wie die meisten Polyamide verfügt Polyamid 410 auch über eine hohe chemische Beständigkeit aufgrund der teilkristallinen Morphologie. Aliphatische Hydrogencarbonate, verdünnte Säuren, Basen und chemische Reinigungsmittel sowie wässrige Salzlösungen, wie Kalzium- und Zinkchloridlösungen, können dem Material bei Umgebungstemperaturen und bei moderaten Temperaturen nichts anhaben. [26]

Die Carbonamidgruppenkonzentration liegt bei PA 410 zwischen der von PA 6 bzw. PA 66 und PA 11 bzw. PA 12. Daraus ergibt sich auch eine entsprechende Wasseraufnahme. Die geringe Feuchtigkeitsabsorption führt zu bleibender hoher Formstabilität, Steifigkeit und Festigkeit auch nach der Konditionierung. [26]

### **Anwendungen**

Besonders im Automobilbau wird es wegen seiner großen Resistenz gegen Hitze und der chemischen Widerstandsfähigkeit in Kühlsystemen, als Motorverkleidungen aber auch in Sicherheitssystemen in Autositzen oder Airbagsystemen verwendet. Wegen der hohen Schlagzähigkeit und Steifigkeit wird es auch in Sportartikeln wie bei Applikationen in Laufschuhen oder Skibindungen eingesetzt. [28]

### **Weiterverarbeitung**

Polyamid 410 wird aufgrund der sehr guten Flusseigenschaften und der hohen Oberflächenqualität bevorzugt mittels Spritzgussverfahren verarbeitet. Wie bereits erwähnt ist die Kristallisationsrate von PA 410 sehr hoch, was außerdem noch zu kurzen Zykluszeiten und hoher Produktivität führt. [27]

## 1.4. Polypropylen

Neben Polyamiden wird auch Polypropylen als Matrixmaterial für diese Diplomarbeit verwendet. Polypropylen gehört zur Gruppe der Polyolefine, die aus Alkenen hergestellt werden. Es wurde erstmals vor mehr als hundert Jahren als amorphe, ölige wachsartige Substanz bekannt. In den 1950er Jahren begann die Verbesserung der Katalysatorsysteme und der Herstellverfahren. Dadurch konnten hochisotaktische Polymere mit nur geringen Anteilen von ataktischen Phasen hergestellt werden, was zu einem hohen Kristallinitätsgrad führt, der hauptverantwortlich für die Eigenschaften des Materials ist [7, S.213]

Heutzutage wird Polypropylen wegen seines günstigen Preises und seiner hervorragenden Eigenschaften, wie beispielsweise seiner niedrigen Dichte von  $0,9\text{-}0,915\text{ g/cm}^3$  eingesetzt. Mit einem weltweiten Verbrauch von 55,1 Millionen Tonnen im Jahr 2013 ist es nach Polyethylen der zweitgefragteste Kunststoff [24]. Auf dem Markt gibt es unzählige PP-Typen, da durch Modifikationen eine gezielte Anpassung der Eigenschaften möglich ist [7, S.228, 239].

Prinzipiell hängen die Eigenschaften von Polypropylen von der molekularen Struktur und der Herstellung ab. Die Struktur kann durch Katalysatoren, Polymerisation und Compoundierung gezielt modifiziert werden. Polypropylen ist ein teilkristalliner Werkstoff, dessen Kristallinitätsgrad durch die Anordnung der Methyl-Gruppen der molekularen Kette, der sogenannten Taktizität, abhängt. Es gibt mehrere Möglichkeiten die Methyl-Gruppen relativ zum Rückgrat des Makromoleküls anzuordnen ohne dabei die Konstitution zu ändern. Wenn alle Methyl-Gruppen in regelmäßigen Abständen auf einer Seite liegen nennt man es isotaktisches Polypropylen. Sind die Methyl-Gruppen alternierend angeordnet spricht man von syndiotaktischem Polypropylen und bei unregelmäßiger Anordnung von ataktischem, siehe Abbildung 1.2. Die Voraussetzung eines hohen Kristallinitätsgrades ist ein hoher Anteil isotaktischen Polypropylens. Bauteile, die industriell hergestellt werden haben typischerweise einen Kristallinitätsgrad von 30 bis 60%. [7, S.216]

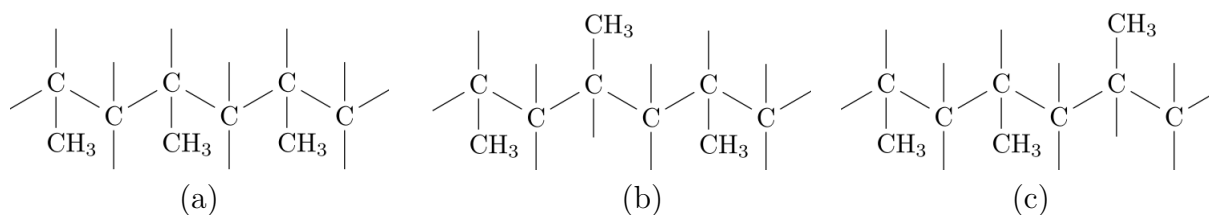


Abbildung 1.2.: (a) Isotaktische Anordnung der Methyl-Gruppen; (b) Syndiotaktische Anordnung; (c) Ataktische Anordnung

Alle thermo-mechanischen Eigenschaften sind von der Größe und Art der Kristallstruktur abhängig. Sie können durch die Abkühlgeschwindigkeit und durch Nukleierung von aromatischen Carbonsäuren beeinflusst werden. Außerdem spielt, wie bei fast allen Thermoplasten, die molare Masse eine große Rolle. Höhermolekulare PP-Kunststoffe sind flexibel und zäh, während niedermolekulare hart, steif und schlagempfindlich sind. [7, S.220-221]

### **Thermische Eigenschaften**

Die Glasübergangstemperatur liegt statisch gemessen bei  $-10^{\circ}\text{C}$ , dynamisch gemessen bei  $10^{\circ}\text{C}$ . Daraus ergibt sich eine bei etwa  $0^{\circ}\text{C}$  eintretende Versprödung. Liegt das Einsatzgebiet des verwendeten Polypropylens in diesem Temperaturfenster kann durch Block-Copolymerisation mit Ethylen bzw. thermoplastischen Elastomeren die Glasübergangstemperatur zu tieferen Temperaturen verschoben werden. Bis etwa  $100^{\circ}\text{C}$  ist PP auf Dauer einsetzbar, kurzfristig sogar bis  $140^{\circ}\text{C}$ . Darüber hinaus verliert es seine Festigkeit. Charakteristisch für Polypropylen ist ein Schmelzpunkt von  $160-168^{\circ}\text{C}$  und eine Kristallisationstemperatur von  $115-135^{\circ}\text{C}$ . [7, S.221, S.226-230]

### **Mechanische Eigenschaften**

Bei Polypropylen sind, wie bei allen Kunststoffen, die mechanischen Eigenschaften von der molaren Masse, der Morphologie und der Temperatur abhängig. Im Zugversuch wird die Kraft bis zur Streckgrenze gesteigert. Wird darüber hinaus belastet kommt es zu einem erneuten Anstieg der Zugkraft durch die Orientierung der Moleküle bis das Material versagt und bricht. Diese Verfestigung wird häufig, z.B. bei der Herstellung von Fasern, ausgenutzt. Die Schlagzähigkeit von PP ist oberhalb von  $0^{\circ}\text{C}$  sehr gut, bei verstärkten oder gefüllten PP-Typen nimmt sie allerdings ab. [7, S.227, 230]

### **Chemische Beständigkeit**

Polypropylen weist eine Beständigkeit gegen Säuren (ausgenommen oxidierende), Basen, wässrige Lösungen, viele polare Lösungsmittel, wie Alkohole, organische Säuren, Ester und Ketone auf. Es ist bei Raumtemperatur gegen Lebensmittel wie Fruchtsäfte, Milch, Öle und Fette beständig. Darum wird PP sehr häufig als Verpackung von Lebensmitteln eingesetzt. Aliphatische und aromatische Kohlenwasserstoffe wie auch Halogenkohlenwasserstoffe quellen das Material und verringern die mechanische Festigkeit. Ein

großer Vorteil gegenüber den Polyamiden ist, dass es wasserabweisend ist und bei der Lagerung im Wasser auch nicht quillt. UV-Beständigkeit kann nur durch Additive erreicht werden. Polypropylen ist gut brennbar. Es entzündet sich bei Flammeneinwirkung und brennt mit schwach leuchtender Flamme tropfend ab. [7, S.237-238]

### **Verarbeitbarkeit**

Polypropylen lässt sich sehr gut verarbeiten. Vorwiegend wird das Spritzgießen verwendet. Daraus werden Verpackungen und Verschlüsse aller Art, aber auch Gehäuse von Weißware hergestellt. Faserverstärkt wird es oft im Automobilbau als Kfz-Stoßstange oder als Instrumententafel eingesetzt. Eine weitere wichtige Verarbeitung ist die Extrusion von Polypropylen. Damit werden Halbzeuge, wie Profile, Tafeln, Rohre oder Drahtummantelungen erzeugt. Große Anwendung findet auch die Herstellung von Folien durch Extrusionsblasen. Der Kunststoff wird dadurch biaxial verstreckt, was zu hoher Festigkeit, hohem Glanz und Transparenz führt. [7, S.240-241]

## **1.5. Kohlenstoff-Fasern**

Kohlenstoff ist ein sehr leichtes Element mit einer Dichte von  $\rho = 2,268 \text{ kg/m}^3$ . Durch die unterschiedlichen Atomanordnungen können verschiedene Strukturen, wie Diamant oder Graphit, entstehen. Für die Kohlenstofffasern, bzw. auch Kohlefasern oder Carbonfasern genannt, ist nur die graphitische Struktur von Relevanz. Aufgrund der starken Atombindung der hexagonalen Packung in der Gitterebene, siehe Abbildung 1.3 (a), kann ein theoretischer Elastizitätsmodul von 1050 GPa erreicht werden kann. Zwischen den Gitterebenen herrschen hingegen nur schwache Van-der-Waals-Bindungen, die zu einem theoretischen Elastizitätsmodul von 37,5 GPa führen, siehe Abbildung 1.3 (b). Ziel der Herstellung ist es, die Gitterebenen möglichst in Faserrichtung auszurichten, um eine hohe Orientierung zu erreichen. Daraus resultieren sehr leichte Fasern mit hoher Festigkeit und hohem Elastizitätsmodul. [3, S.19] [10, S.7]

### **1.5.1. Herstellung**

Kohlefasern werden durch Karbonisierung von organischen Ausgangsmaterialien hergestellt. Diese Ausgangsmaterialien (Precursor) sind überwiegend Polyacrylnitrilfasern (PAN)

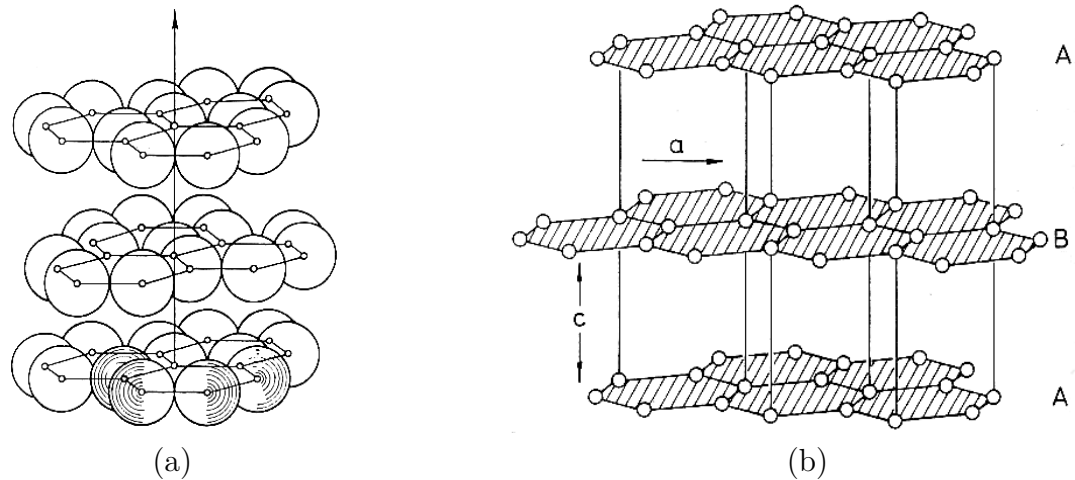


Abbildung 1.3.: (a) Hexagonale Packung eines Graphitkristalls; (b) Gitteraufbau eines Graphitkristalls [3, S.20]

und auf Pech basierende Fasern. Für die Herstellung durchlaufen Kohlenstofffasern folgende Phasen [3, S.20]:

- In der *Stabilisierung* wird durch Oxidation ein Schmelzen der Precursor-Faser für die Herstellung verhindert.
- Bei der *Karbonisierung* wird der größte Teil aller nicht-kohlenstoffhaltigen Verbindungen entfernt.
- Die *Graphitisierung* ist eine optionale Behandlung. Dabei werden die Eigenschaften aus dem vorhergehenden Prozess verbessert.

## Kohlefasern aus PAN

Zu Beginn werden die Polyacrylnitril-Fasern bei einer Temperatur von 250°C für ein paar Stunden stabilisiert, um ein Schmelzen im folgenden Prozess zu vermeiden. Während dieses Oxidationsprozesses werden die Fasern permanent einer Zugbelastung ausgesetzt, um eine hohe Orientierung der Kohlenstoffatome in Faserrichtung zu erreichen. Nach der Stabilisierung erhält man schwarze Fasern mit einer leiterartigen Struktur mit hoher Glasübergangstemperatur. Daher ist für die nachfolgenden Prozesse keine Verstreckung mehr notwendig. Die Fasern werden bei Karbonisierung in einer inerten Atmosphäre langsam auf 1000-1500°C erhitzt. Nach der Stabilisierung sind noch größere Mengen an Stickstoff und Wasserstoff in der Faser enthalten, die nun entfernt werden. Die verbleibenden Kohlenstoffatome bilden ein Netzwerk aus hexagonalen Bändern. Diese Struktur

### 1. Einführung

wird auch als turbostratische Anordnung bezeichnet, siehe Abbildung 1.4 (a). Die höchsten Zugfestigkeiten werden bei einer Karbonisierungstemperatur von ca. 1300°C erreicht. Diese Fasern werden dann Hochfestigkeitsfasern (High Tenacity (HT)) und Intermediate Modulus-Fasern (IM) genannt. Für Fasern mit einem hohen Elastizitätsmodul (High Modulus (HM) und Ultra High Modulus (UHM)) wird eine dritte Prozessstufe angehängt. Bei dieser Behandlung, dem Graphitisieren, wird die Faser für kurze Zeit auf eine Temperatur bis 3000°C erhitzt, um die Faserorientierung zu verbessern und den Elastizitätsmodul zu erhöhen. Die mechanischen Eigenschaften als Funktion der Temperatur sind in Abbildung 1.4 (b) dargestellt. Für die Verbesserung der Anbindung der Matrix an die Faser wird anschließend eine Oberflächenbehandlung durchgeführt. Dabei wird die sogenannte Schlichte auf die Faser aufgebracht, um anschließend eine Weiterverarbeitung zu erleichtern bzw. zu ermöglichen. Zuletzt wird die Faser auf eine Spule aufgewickelt. [1, S.16,142] [3, S.21-22] [33, S.41]

Kohlefasern werden üblicherweise als Faserbündel, Tow oder Roving genannt, auf einer Spule aufgewickelt geliefert. Ein Faserbündel besteht aus vielen Faserfilamenten. Bei Rovings wird die Anzahl in K angegeben, wobei K für Kilo = 1000 steht. Demnach hat beispielsweise ein Roving mit 2k, 2000 Einzelfilamente [10, S.13].

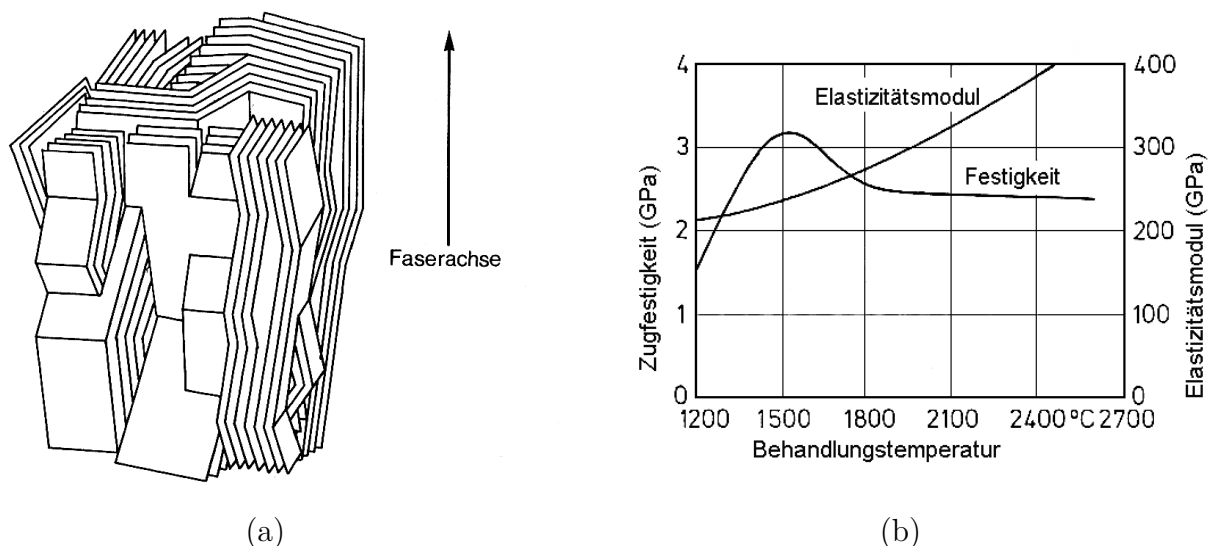


Abbildung 1.4.: (a) Netzwerk aus hexagonalen Bändern [21, S.24]; (b) Mechanische Eigenschaften von Kohlefasern in Abhängigkeit der Temperatur [3, S.22]

## Kohlefasern aus Pech

Pech kann auf viele verschiedene Arten hergestellt werden, meist aber aus Petroleum, Asphalt und Steinkohleteer. Der Vorteil von Kohlefasern aus Pech ist ihr geringer Preis und der weitaus größere Kohlenstoffgehalt. Der Nachteil jedoch ist die aufwendige Reinigung. Für die Herstellung müssen die gleichen Prozesse, wie bei PAN als Precursormaterial durchlaufen werden. Zu Beginn wird Pech durch das Schmelzspinnverfahren polymerisiert und zu Precursorfasern gezogen. Dabei spielt die Verstreckung der Faser eine große Rolle, um eine hohe Ausrichtung der Molekülketten zu erreichen. Durch die Stabilisierung schmilzt die Faser in den nachfolgenden Prozessen nicht. Anschließend folgt die Karbonisierung und eine optionale Graphitisierung [3, S.23-24] [10, S21].

## 1.6. Faserhalbzeuge und ihr Materialverhalten

In der Faserverbundtechnik stehen dem Konstrukteur eine Vielzahl an Gestaltungsmöglichkeiten zur Verfügung, wie z.B. die Auswahl der einzelnen Materialkomponenten, die Faserlänge, die Faserorientierung, die Anzahl der Lamineinzelschichten und die Verteilung der Lamine in der Struktur. Die Fasern können in einer Lamineinzelschicht unidirektional (UD), regellos verteilt oder verwoben angeordnet sein. Die besten Eigenschaften weisen die Fasern in Faserrichtung auf. Daher erreicht man die höchste Leistungsperformance, indem Endlosfasern parallel gerichtet in Form von UD-Lamineinzelschichten eingebracht werden. Die Lamineinzelschichten werden dann zu einem Laminat zusammengesetzt. Es gibt folgende Laminattypen: [1, S.17] [4, S.120-121]

- Unidirektionale Lamine mit gleicher Faserausrichtung in allen Lagen
- Kreuzverbunde, bei denen die Faserausrichtung aus um 90° verdrehten UD-Lamineinzelschichten bzw. aus einzelnen Gewebelagen zusammengesetzt sind
- Multidirektionale Lamine aus übereinander geschichteten UD-Lamineinzelschichten bzw. Gewebelagen mit frei gewählter Faserorientierung

Für eine bessere Handhabung und um den Herstellungsprozess zu vereinfachen, gibt es sogenannte Faserhalbzeuge. Die gängigsten Faserhalbzeuge im Verbundwerkstoffbereich sind Textilien wie Gewebe, Gelege, Geflechte, Matten/Vliese und Gestricke, wobei in dieser Arbeit nur auf die ersten beiden eingegangen wird. Die Feinheit von Faserhalbzeugen wird



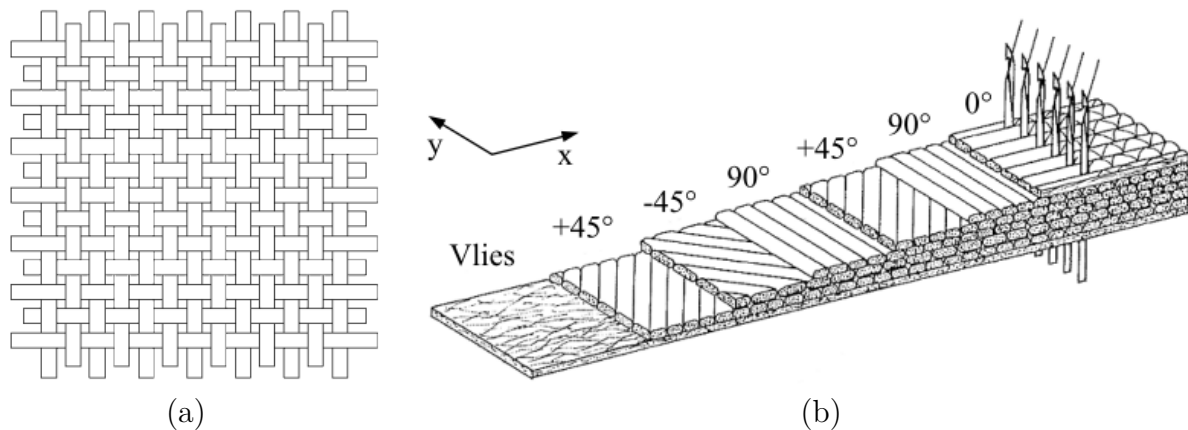


Abbildung 1.5.: (a) Leinwandbindung [1, S.224]; (b) Multiaxiales Gelege aus unidirektionalen Schichten unterschiedlicher Orientierung [33, S.63]

als Flächengewicht in  $\text{g}/\text{m}^2$  angegeben. Die Unterscheidung erfolgt in der Art, wie die Fasern miteinander zum flächigen Halbzeug fixiert sind. [1, S.223] [33, S.58]

Als Gewebe werden Flächengebilde verstanden, die aus zwei rechtwinklig zueinander verkreuzten Fäden, Kette und Schuss, bestehen. Es gibt verschiedene Faserbindungen wie Leinwandbindung, Körperbindung und Atlasbindung. Für diese Arbeit ist nur die Leinwandbindung relevant, siehe Abbildung 1.5 (a). Der Vorteil der Leinwandbindung ist, dass das Gewebe schiebefest ist und sich beim Einlegen in eine Form nicht so leicht verzieht. Damit können die beabsichtigten Faserrichtungen leicht und sicher eingestellt werden. Nachteilig ist, dass es sich kaum über sphärisch gewölbte Formteile drapieren lässt, ohne Falten zu werfen. Mit Geweben werden Faservolumenanteile von etwa 35-50% erreicht, mit UD-Laminaten hingegen bis zu 70%. [1, S.223] [33, S.58,60]

Gelege sind textile Strukturen, die aus einer oder mehreren parallelen Lagen, nicht gewebter Fäden bestehen. Sind mehrere UD-Laminat einzelschichten mit gleicher Orientierung zu einem Laminat zusammengefasst, erhält man ein UD-Gelege. Bei unterschiedlicher Faserorientierung der einzelnen Lagen spricht man von einem Multiaxialgelege, siehe Abbildung 1.5 (b). Die Fixierung der verschiedenen Lagen erfolgt durch Vernähen oder Verkleben. [1, S.227]

Die Beschreibung des Laminataufbaus beginnt mit der Schicht, die als erstes in die Werkzeugform gelegt wird. Die Winkelangaben der aufeinanderfolgenden Schichten werden durch Schrägstriche getrennt dargestellt: (0/-90/45). Folgen mehrere Schichten mit dem gleichen Winkel aufeinander, wird die Anzahl als Index angegeben, z.B. (0/45<sub>3</sub>). Meistens werden die Laminat mittensymmetrisch angeordnet. Dabei wird nur eine Häl-

1. Einführung

te durch Winkelangaben benannt und die Mittensymmetrie durch einen tiefgestellten Index „s“ (symmetrisch) angezeigt:  $(0/90/45/-45)_s$ . [33, S.246]

Bei Faser-Matrix-Verbunden ist die hohe Anisotropie des Werkstoffs zu beachten. Mit dem Polardiagramm in Abbildung 1.6 wird der Einfluss der Beanspruchungsrichtung und der Faserorientierung erläutert. Die Kennwerte eines Kohlefaser-Epoxidharzverbunds vergleichen einen UD-Verbund, einen Kreuzverbund und einen multidirektionalen Verbund miteinander. Die höchsten Kennwerte werden bei Zugbeanspruchung mit einem UD-Verbund in Faserrichtung erreicht. Jedoch führen bereits geringfügige Abweichungen der Beanspruchungsrichtung von der Faserrichtung zu einem erheblichen Abfall der Materialkennwerte. Normal zum UD-Verbund erreichen die mechanischen Kennwerte ein Minimum, da nur die Kunststoffmatrix bzw. die Faser-Matrix-Haftung die Belastung überträgt. Abhilfe dagegen schafft ein Kreuzverbund, bei dem die Maximalwerte der Festigkeit und des Zugmoduls in  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ -Richtung erreicht werden. Bei gleicher Anzahl an Lamineinzelschichten sind die Maximalwerte allerdings nur etwa halb so groß wie beim UD-Verbund. Auch hier führt nur eine minimale Änderung der Richtung zu einer drastischen Abnahme der Kennwerte. Ein Minimum der mechanischen Kennwerte wird in  $45^\circ$ -Richtung erreicht. Wird ein multidirektionaler Verbund mit einer Faseranordnung von  $0^\circ$ ,  $60^\circ$  und  $120^\circ$  verwendet, so ist nur eine geringe Änderung der mechanischen Parameter bezüglich der Belastungsrichtung zu beobachten. Der Nachteil dieser Anordnung ist, dass die Größenordnung der Maximalwerte verglichen mit dem UD-Verbund nur mehr etwa 25% beträgt. [4, S.131-133]

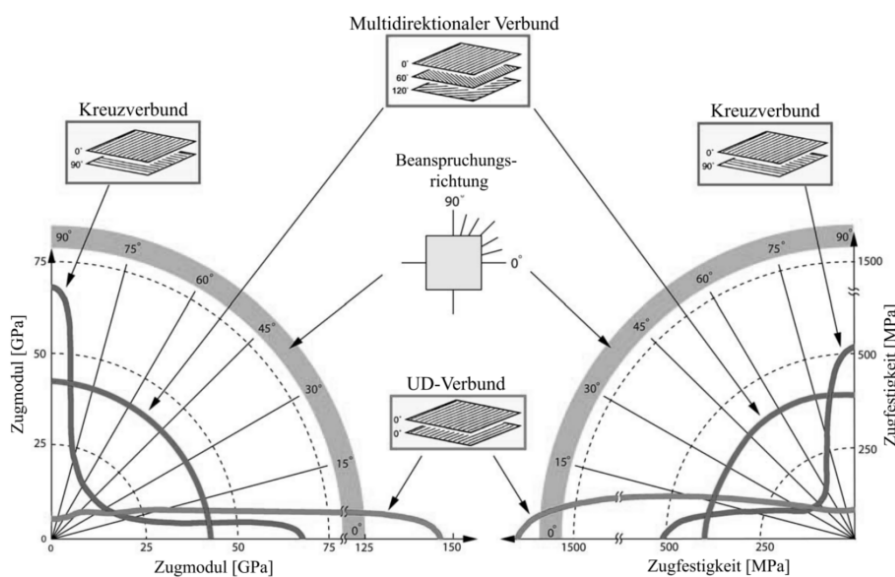


Abbildung 1.6.: Gegenüberstellung von Zugmodul und Zugfestigkeit verschiedener Lamine eines Kohlefaser-Epoxidharz-Verbunds abhängig von der Beanspruchungsrichtung und der Faserorientierung [4, S.132]

## 2. Werkstoffprüfungen

Wie in Kapitel 1.1 „Ziel der Arbeit“ beschrieben, sollen Werkstoffdaten aus den bestellten Faserverbundplatten generiert werden. Die Daten erhält man über genormte Werkstoffprüfungen.

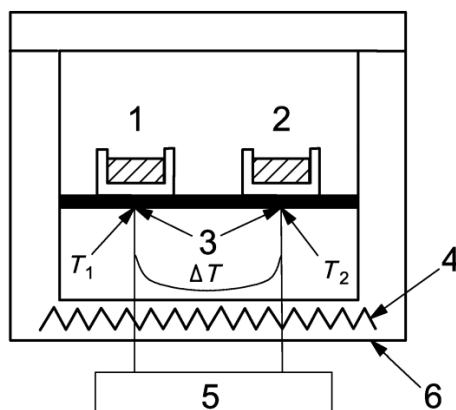
Um möglichst viele Werkstoffparameter der vorgestellten Werkstoffe zu erhalten, müssen mehrere Werkstoffprüfungen durchgeführt werden. Von Interesse sind Faservolumengehalt, Kristallinitätsgrad, Elastizitätsmodul, Querkontraktionszahl, Bruchspannung, Bruchdehnung, Biegefestigkeit, Biegemodul und die Schmelzpeaktemperatur der Werkstoffe.

Dafür werden mehrere Prüfverfahren benötigt. Für die Bestimmung des Faservolumengehalts wird eine thermogravimetrische Analyse durchgeführt. Den Kristallinitätsgrad und die Schmelzpeaktemperaturen erhält man mit einer DSC-Analyse. Größen wie der Elastizitätsmodul, die Bruchspannung bzw. -dehnung und die Querkontraktionszahl gewinnt man über eine Zugprüfung. Die Biegefestigkeit und der Biegemodul werden mit einer Biegeprüfung bestimmt. In den folgenden Kapiteln wird auf diese Analysen und Prüfungen genauer eingegangen.

### 2.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry

Bei der DSC-Analyse (Differential Scanning Calorimetry) nach DIN EN ISO 11357 werden der Probekörper und eine Referenzprobe in der gleichen Atmosphäre einem identen Temperaturprogramm ausgesetzt. Dabei wird die Differenz des Wärmestroms des Probekörpers mit dem Wärmestrom der Referenzprobe als Funktion der Temperatur und/oder der Zeit gemessen [18, S.6].

Es gibt zwei Arten, um eine DSC-Messung durchzuführen: Wärmestrom DSC und DSC mit Leistungskompensation. Die für diese Arbeit verwendete Methode ist die dynamische Wärmestrom-Differenz-Kalorimetrie, siehe Abbildung 2.1. Ein voreingestelltes Temperaturprogramm wird über ein Heizgerät auf die Probe (1) und den Referenztiegel (2) übertragen. Aufgrund der Differenz der Wärmekapazitäten vom Probekörpertiegel und dem Referenztiegel entsteht eine Temperaturdifferenz  $\Delta T = T_2 - T_1$ . Mit dieser Differenz kann der Wärmestrom bzw. die Enthalpieänderung der Probe berechnet werden und über der Temperatur oder der Zeit aufgetragen werden. Sind Probe und Referenz ident, so nehmen beide gleich viel Wärme auf und die Temperaturdifferenz und somit der Wärmestrom

**Legende**

- |   |                     |   |  |
|---|---------------------|---|--|
| 1 | Probekörperposition | 4 | Einzelheizung  |
| 2 | Referenzposition    | 5 | Stromkreis zur Messung von $T_{\text{specimen}}$ , $T_{\text{ref}}$ und $\Delta T$ |
| 3 | Thermoelemente      | 6 | umgebender Ofen  |

$T_1$  Temperatur bei der Probekörperposition ( $T_{\text{specimen}}$ )

$T_2$  Temperatur bei der Referenzposition ( $T_{\text{ref}}$ )

$\Delta T$  Temperaturdifferenz zwischen Probekörper- und Referenzposition

Abbildung 2.1.: Schematische Darstellung vom Grundprinzip der dynamischen Wärmestrom-Differenz-Kalorimetrie nach [18, S.12]

sind gleich null. Verändert sich jedoch die Probe in Form von Schmelzen, Kristallisieren oder Verdampfen entsteht eine dem Wärmestrom proportionale Temperaturdifferenz. [18, S.12-13]

Für die Probenpräparation muss der zu überprüfende Werkstoff auf eine geeignete Größe von etwa 2-40 mg zugeschnitten werden. Zu beachten ist, dass der Probekörper repräsentativ für die zu untersuchende Probe ist. Bei der Präparation müssen Kontaminierungen möglichst vermieden werden. Es dürfen nur saubere Tiegel und Deckel verwendet werden. Probensubstanzen, Tiegel und Deckel dürfen nicht mit den Händen, sondern nur mit Pinzetten oder Handschuhen angegriffen werden. Beim Beladen ist darauf zu achten, dass der Tiegel nicht deformiert wird. Anschließend wird der Deckel mit dem Tiegel verpresst und auf 0,01 mg gewogen. [18, S.14-15]

Bei Polymeren ist die DSC-Messung stark von der thermischen Vorgeschichte und der daraus entstehenden Morphologie der Probe abhängig. Daher ist es sinnvoll nach dem Heiz- und Kühldurchgang einen zweiten Heizdurchlauf durchzuführen. Der erste Durchlauf bezieht sich auf den Ausgangszustand und wird bis zum Schmelzen und darüber hinaus durchgeführt. Danach wird mit einer bestimmten Kühlrate abgekühlt, um die thermische Vorgeschichte zu löschen. Dieser Abkühlvorgang liefert außerdem wichtige Daten über die

Kristallisation. Ein Vergleich mit den Substanzeigenschaften ist dann mit den Messdaten aus dem zweiten Durchgang möglich. Um Reaktionen mit der Atmosphäre zu vermeiden, findet die Messung unter inerten Bedingungen statt. [18, S.20-26]

## 2.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse

Die Thermogravimetrie nach DIN EN ISO 11358-1 wird für die Bestimmung der Zersetzungsraten und gleichzeitigen Messung der enthaltenen flüchtigen Anteile, Füll- und Zusatzstoffe verwendet. Der Probekörper wird mit einem festgelegten Temperaturprogramm erhitzt und die dabei auftretende Masseänderung als Funktion der Temperatur gemessen. Die Atmosphäre kann entweder inert oder oxidierend sein. Mit steigender Temperatur kommt es durch Zersetzungreaktionen, Oxidationsreaktionen oder Verflüchtigung von Bestandteilen zu einer Masseänderung. Diese Änderung wird als thermogravimetrische Kurve aufgezeichnet. [20, S.4]

Für die Probenpräparation werden Stücke mit einer Masse von etwa 10-100 mg herausgeschnitten und in die Probenhalterung gesetzt [20, S.6]. Bei der Auswertung der Ergebnisse kann die prozentuelle Massenabnahme berechnet werden. In Abbildung 2.2 ist ein Beispiel

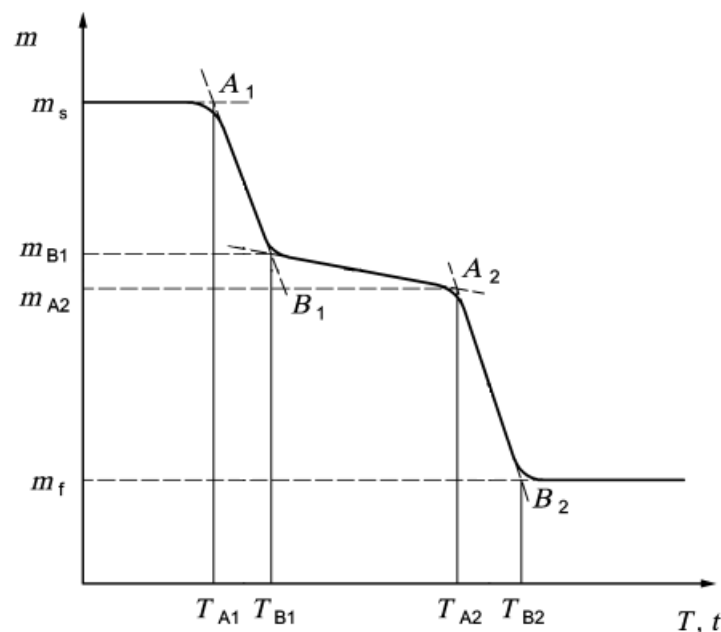


Abbildung 2.2.: Beispiel einer TGA-Kurve, die eine mehrstufige Massenabnahme zeigt [20, S.10]

einer TGA-Kurve angegeben, die eine mehrstufige Massenabnahme zeigt. „A“ kennzeichnet dabei die Anfangstemperatur und „B“ die Endtemperatur der betrachteten Stufe.

Der Masseverlust  $m_v$  in % einer Stufe kann mit folgender Gleichung berechnet werden:

$$m_v = \frac{m_{Ai} - m_{Bi}}{m_s} \times 100\% \quad (2.1)$$

Dabei sind  $m_{Ai}$  die Masse zu Beginn der Masseverluststufe,  $m_{Bi}$  jene am Ende der Masseverluststufe.  $m_s$  ist die Ausgangsmasse der TGA-Analyse.

### 2.3. Zugprüfung

In DIN EN ISO 527-1 sind die allgemeinen Grundsätze zur Bestimmung der Zugeigenschaften von Kunststoffen und Kunststoff-Verbunden unter festgelegten Bedingungen beschrieben. Die Zugprüfung wird unter Anleitung von DIN EN ISO 527-4 durchgeführt, da 0/90°-Kreuzverbunde vorliegen.

Dabei wird der Probekörper entlang der größten Hauptachse bei konstanter Geschwindigkeit so lange gedehnt bis er bricht oder die Spannung, beziehungsweise die Dehnung, einen vorgegebenen Wert erreicht haben. Während der Prüfung müssen die aktuelle Belastung sowie die Längenänderung gemessen und aufgezeichnet werden. Als Probekörpertyp wird Typ 2, rechteckig ohne Krafeinleitungselemente, gewählt, siehe Abbildung 2.3. Die dazugehörigen Abmessungen sind in Tabelle 2.1 aufgelistet. [16, S.10]

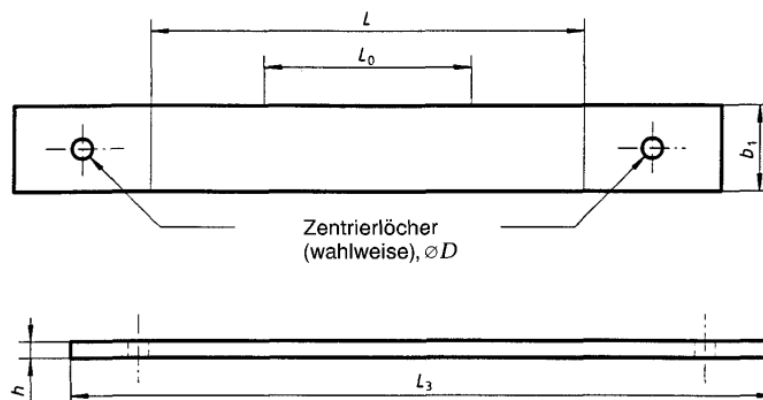


Abbildung 2.3.: Probekörper Typ 2 nach DIN EN ISO 527-4 [17, S.6]

Vor der Prüfung muss kontrolliert werden, ob die Probe fehlerfrei ist. Sie darf keine Verwindungen aufweisen und sie muss paarweise zueinander parallele und senkrecht aufeinander

Tabelle 2.1.: Abmessungen des Probekörpertyps 2 [17, S.7]

Abmessungen des Probekörpers		in mm
Gesamtlänge	$L_3$	$\geq 250$
Dicke	$h$	2 bis 10
Breite	$b_1$	$25 \pm 0,5$
Anfangsabstand zwischen den Klemmen	$L$	$150 \pm 1$
Messlänge	$L_0$	$50 \pm 1$
Durchmesser der Zentrierbohrungen	$D$	$3 \pm 0,25$

stehende Oberflächen haben. Die Oberflächen und Kanten müssen frei von Kratzern, Kratern, Einfallstellen und Schwimmhäuten sein. Anschließend wird noch die Maßhaltigkeit überprüft.

Bevor die Prüfung beginnt muss die Probe in die Zugmaschine eingespannt werden. Dabei ist darauf zu achten, dass die Längsachse mit der Zugachse der Prüfmaschine übereinstimmt. Anschließend sind die Klemmen so fest anzuziehen, dass kein Schlupf während des Versuches entsteht. Der Einspanndruck darf allerdings zu keinen Eindrücken oder zum Bruch führen. Vor der Prüfung sollte die Probe möglichst wenig beansprucht werden. Um einen Durchhang der Spannungsdehnungskurve zu vermeiden, muss die Anfangsspannung positiv sein. Das wird mit einer Vorspannung  $\sigma_0$  realisiert, die sich in den Grenzen von  $0 < \sigma_0 \leq \sigma^*/100$  bewegen sollte. Für  $\sigma^*$  kann je nachdem was gemessen werden soll entweder die Streckgrenze  $\sigma_y$  oder die Zugfestigkeit  $R_m$  eingesetzt werden. Wenn keine Werte für  $\sigma^*$  vorhanden sind muss mittels eines Vorversuchs eine Abschätzung gemacht werden. Die Prüfgeschwindigkeit darf für Qualitätsuntersuchungen maximal 2 mm/min betragen und in jeder verlangten Prüfrichtung müssen mindestens fünf Probekörper geprüft werden.

Die Querdehnzahl  $\nu$  ist definiert als negatives Verhältnis zwischen Quer- und Längsdehnung.

$$\nu = -\frac{\epsilon_{yy}}{\epsilon_{xx}} \quad (2.2)$$

Wird beispielsweise ein Balken entlang seiner Längsachse in x-Richtung gezogen, verändert sich gleichzeitig die Dicke auf der Querachse in y-Richtung. Mit einem Wert von  $\nu = 0$  stellt sich keine Veränderung der Dickenrichtung ein. Der gezogene Körper liegt somit in einem starren Zustand vor. Für die Ermittlung der Querdehnzahl einer Probe ist die Längsdehnung  $\epsilon_{xx}$  und die Querdehnung  $\epsilon_{yy}$  notwendig. Die Längsdehnung wird bei allen Zugversuchen automatisch aufgezeichnet. Für die Querdehnung hingegen müssen Dehnmessstreifen (DMS) in Querrichtung appliziert werden.

## 2.4. Biegeprüfung

Für die Bestimmung der Biegeeigenschaften wird DIN EN ISO 14125 verwendet. Bei der Biegeprüfung wird ein Probekörper mit konstanter Prüfgeschwindigkeit bis zum Bruch oder einer definierten Durchbiegung auf Biegung belastet. Die benötigte Kraft und die Durchbiegung werden aufgezeichnet. Für die Prüfung wird der Probekörper als Balken unterstützt aufgelegt, siehe Abbildung 2.4, und von oben mit einer Kraft  $F$  belastet [8, S.7]. Für eine Grenzabweichung von  $\pm 20\%$  wird laut ISO 5892 eine Prüfgeschwindigkeit mit 5 oder 10 mm/min empfohlen [8, S.10]. Die Abmessungen des Probekörpers, der Auflager und der Druckfinne sind in Tabelle 2.2 aufgelistet.

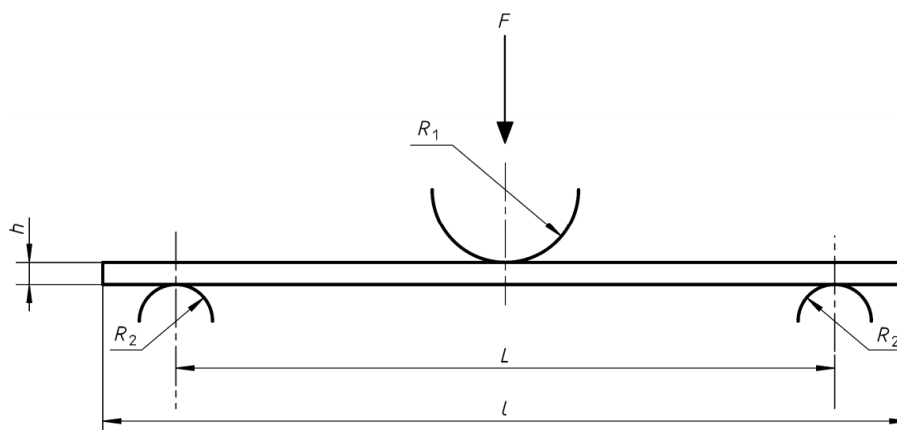


Abbildung 2.4.: Dreipunktbiegeverfahren lt. DIN EN ISO 14125 [8, S.24]

Tabelle 2.2.: Bevorzugte Abmessungen des Probekörpers für den Dreipunkt-Biegeversuch [8, S.12]

Abmessungen des Probekörpers		in mm
Gesamtlänge	$l$	60
Dicke	$h$	$2 \pm 0,2$
Breite	$b$	$15 \pm 0,5$
Stützweite	$L$	$40 \pm 1$
Druckfinnenradius	$R_1$	$5 \pm 0,2$
Auflagerradius	$R_2$	$2 \pm 0,2$

Für die Prüfung müssen mindestens fünf Proben getestet werden. Sie müssen beim Dreipunkt-Biegeverfahren im mittleren Drittel der Stützweite brechen, um gültig zu sein. Vor der Prüfung müssen die Breite  $b$  und Dicke  $h$  in der Mitte gemessen werden. Die Probekörper



dürfen keine Verdrehungen aufweisen und die Kanten müssen parallel zueinander stehen. Die Oberfläche sollte frei von Kratzern, Löchern und Graten sein. [8, S.14]

## 2.5. Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit

Die scheinbare interlaminare Scherspannung ist die interlaminare Scherspannung in der neutralen Ebene des Prüfkörpers. Das Prinzip dieses Verfahrens ist ähnlich dem Dreipunktverfahren zur Bestimmung der Biegeeigenschaften von Kunststoffen und ist in DIN EN ISO 14130 beschrieben. Hier wird allerdings ein kleineres Verhältnis von Stützweite zu Probenkörperdicke gewählt, um die Schubspannungen gegenüber den Biegespannungen zu erhöhen. Auf diese Weise wird ein Versagen durch interlaminare Scherung begünstigt. [9, S.3]

Die Radien der Druckfinne  $R_1$  und der Auflager  $R_2$  sind etwas kleiner als jene der Biegeprüfung, müssen allerdings wie bei der Biegeprüfung breiter sein als die Probe selbst. Durch das kleinere Verhältnis von Stützweite  $L$  zu Probenkörperdicke  $h$  ist bei gleicher Dicke die Gesamtlänge  $l$  der Probe kleiner. Die Stützweite richtet sich nach der Dicke des Materials und muss gegebenenfalls angepasst werden. Alle Abmessungen sind Tabelle 2.3 zu entnehmen. [9, S.4]

Die Proben müssen flach und frei von jeglicher Verdrehung sein und die Oberflächen und Kanten dürfen keine Fehler aufweisen. Über die gesamte Probenlänge darf die Dicke um höchstens 5% von der mittleren Dicke abweichen. Die Parallelitätsabweichung muss aber unter 0,2 mm bleiben. Für ein zuverlässiges Ergebnis müssen fünf Proben geprüft werden. [9, S.5]

Tabelle 2.3.: Abmessungen des Probekörpers und der Biegeeinrichtung für die Prüfung auf die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit [9, S.4-5]

Abmessungen		in mm
Gesamtlänge	$l$	$20 \pm 1$
Dicke	$h$	$2 \pm 0,2$
Breite	$b$	$10 \pm 0,2$
Stützweite	$L$	$5h \pm 0,3$
Druckfinnenradius	$R_1$	$5 \pm 0,2$
Auflagerradius	$R_2$	$2 \pm 0,2$

2. Werkstoffprüfungen

Vor der Durchführung der Prüfung muss das Dickenmaß in der Mitte auf 0,02 mm und der Breite auf 0,05 mm gemessen werden. Die Stützweite ist entsprechend einzustellen. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt  $v = 1 \pm 0,2$  mm/min. Danach wird der Probekörper symmetrisch zwischen den parallelen Auflagen aufgelegt und mit der Druckfinne von oben zentrisch und parallel zu den Auflagern belastet. Dabei wird die Kraft  $F$  aufgezeichnet mit der die scheinbare interlaminare Scherspannung  $\tau$  in  $\text{N}/\text{mm}^2$  berechnet werden kann. Sie wird wie folgt berechnet: [9, S.5]

$$\tau = \frac{3F}{4bh} \quad (2.3)$$

Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit ist jene Scherspannung  $\tau$ , die im Moment des ersten Versagens auftritt. Als gültig werden alle Proben angesehen, die durch Schub versagen. Hingegen können Mischversagensarten, wie Versagen durch Schub und Zug/Druck sowie Versagen nur durch Zug/Druck nicht gewertet werden. Tritt keine Delamination oder Schädigung der Oberfläche auf, so wird ausschließlich die Kunststoffmatrix auf Scherung belastet und das Ergebnis ist nicht zu bewerten, siehe Abbildung 2.5.

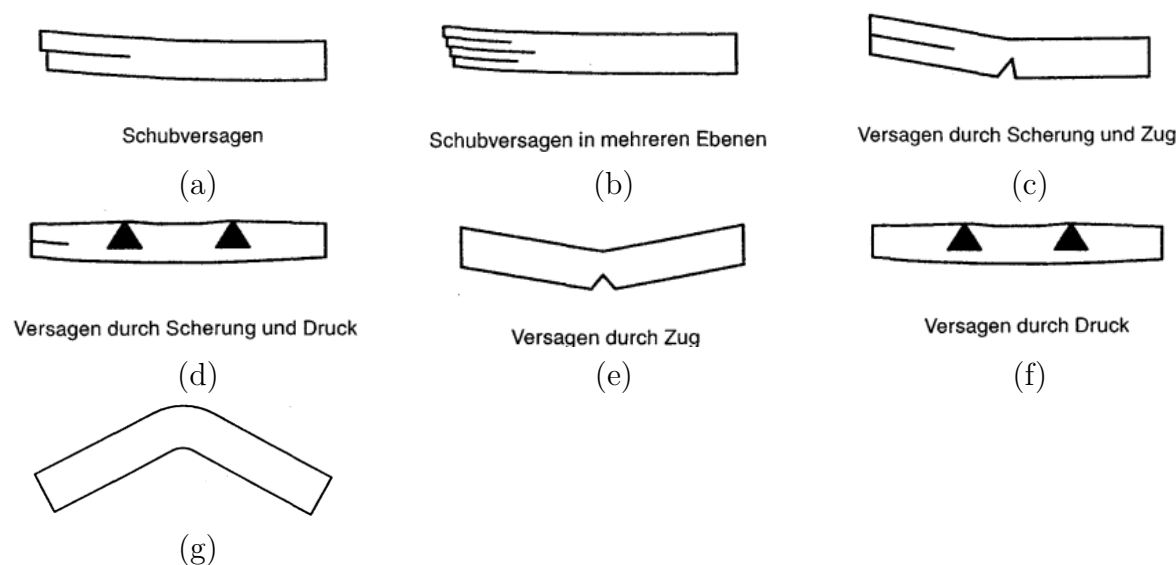


Abbildung 2.5.: Versagensarten: (a), (b) Schubbedingte Versagensarten - akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (c), (d) Mischversagensarten - nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (e), (f) Nicht schubbedingte Versagensarten - nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (g) Scherung des Kunststoffes — nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen [9, S.9]

## 3. Experimentelle Untersuchung

### 3.1. Bestellung

Für die Bestellung der Platten wurden rund 40 Unternehmen bezüglich der Herstellbarkeit von Platten Kohlefaser verstärkter Thermoplaste angeschrieben. Tatsächlich konnten nur 15% dieser Firmen geeignete thermoplastische Platten herstellen. Die restlichen Unternehmen beschäftigen sich entweder nur mit verstärkten Duroplasten, mit Kurzfaserverstärkten, spritzgegossenen Thermoplasten oder haben nicht geantwortet. Die ursprüngliche Aufgabenstellung war Hochtemperaturkunststoffe wie PEEK (Polyetheretherketon), PEI (Polyetherimid) mit Polyamiden wie PA 6, PA 66 oder PA 46 zu vergleichen. Die Hochleistungskunststoffe waren zur Zeit der Bestellung nur auf Vorbestellung zu bekommen. Daher wurde die Aufgabenstellung auf Polyamide beschränkt. Die vorliegenden Angebote haben dann auch die Wahl der Kunststoffe fixiert und es wurden vier verschiedene verstärkte Polyamide (PA 6, PA 12, PA 410, Polyphthalamid) bestellt. Zusätzlich dazu sind noch zwei Kohlefaser verstärkte Polypropylenplatten hinzugekommen, bei denen der Einfluss zwischen Kohlefasergewebe und -gelege untersucht werden soll.

Die verstärkten PA 6-, PA 12- und die zwei Polypropylen-Platten wurden bei der Firma KREMPEL Group bestellt. Die Herkunft der Kunststoffmatrixen ist nicht bekannt. Die kohlefaserverstärkten PA 410- und Polyphthalamid-Platten wurden von der Firma SGL verarbeitet. Die verwendete Kunststoffmatrix Polyamid 410 ist ein Produkt der Firma DSM, vgl. Kapitel 1.3.4 und das Polyphthalamid wurde von der Firma Evonik produziert. Welches konkrete Polyphthalamid verwendet wurde war zur Zeit der Bestellung noch nicht bekannt und konnte erst im Zuge der DSC-Analyse festgestellt werden, siehe Kapitel 4.1.

Um einen Vergleich der Platten möglich zu machen, ist die Dicke mit ca. 2 mm bemessen worden. Herstellungsbedingt konnte die Firma KREMPEL Group nur Platten mit einer Dicke von 2,5 mm anbieten. Der Lagenaufbau des Kreuzverbunds besteht aus einem symmetrischen  $(0/90)_{3s}$ -Gelege, also aus 12 unidirektionalen Lagen mit einer Faserorientierung von 0 und 90°. Um den Einfluss zwischen Gelege und Gewebe herauszufinden, wurden zwei Polypropylen-Platten bestellt, eine aus beschriebenen  $(0/90)_{3s}$ -Gelege, die andere aus einem Gewebe. Die  $0/90^\circ$ -Gewebeplatte hat eine Grammatur von 200 g/m<sup>2</sup>. Mit zehn Gewebelagen wird eine Plattendicke erreicht, die in etwa mit der der PP-Gelegeplatte übereinstimmt.

Die faserverstärkten Platten der Firma SGL bestehen aus 50k UD-Tapes, die mit unterschiedlichen Matrices imprägniert werden können. Besonders für Polyamide wurde von

## 3. Experimentelle Untersuchung

SGL ein angepasstes Schlichtesystem entwickelt, das die Faser/Matrix-Anbindung gegenüber marktüblichen Epoxidharz-kompatiblen Schichten erheblich steigern soll. Die Anzahl der einzelnen Laminatlagen ist nicht bekannt, allerdings ist der Aufbau ebenfalls ein symmetrisches  $(0/90)_s$ - Gelege.

Die verwendeten Kohlefasern der Fa. KREMPEL Group sind 3k HT-Fasern. Der genaue Hersteller ist nicht bekannt. Die Fasern der Fa. SGL kommen aus eigener Produktion. Es handelt sich dabei um SIGRAFIL C T50-4.0/240-T140. Diese Fasern sind für Thermoplaste und speziell für Polyamide geeignet. Die Faservolumenanteile wurden mit etwa 45% beziffert. Alle konkreten Bestelldaten wie Plattenmaße, Lagenaufbau und Faservolumenanteil sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

Tabelle 3.1.: Bestelldaten der verstärkten Platten

Werkstoff	Maße in mm	Dicke in mm	Lagenaufbau	Faservolumenanteil
PA 410	600x400	2,0	$(0/90)_s$	45%
Polyphthalamid	600x400	2,0	$(0/90)_s$	45%
PA 6	500x500	ca. 2,5	$(0/90)_{3s}$	45%
PA 12	500x500	ca. 2,5	$(0/90)_{3s}$	43%
PP Gelege	500x500	ca. 2,5	$(0/90)_{3s}$	44%
PP Gewebe	500x500	ca. 2,5	10 Lagen	45%

### 3.1.1. Eingangskontrolle

Vor der Bearbeitung wurden die angelieferten Platten visuell kontrolliert. Die Platten von SGL entsprachen den bestellten Parametern. Äußerlich wiesen sie eine hohe Steifigkeit auf und die Oberflächen wirkten hart und spröde.

Von der Fa. KREMPEL Group wurden unterschiedliche Plattengrößen geliefert. Die Abmessungen waren herstellungsbedingt kleiner als die bestellten 500 x 500 mm. Weiters waren Abweichungen der Geometrie feststellbar. Der Zuschnitt erfolgte mit einer Diamantsäge, die an den Kanten eine Delamination bis zu 10 mm in das Platteninnere verursacht hat. Durch den Transport waren außerdem noch jeweils die linke untere Ecke der Platte abgeschlagen. Prinzipiell verursachten diese Mängel aber keine Beeinträchtigungen für den weiteren Arbeitsablauf. Im Gegensatz zu den Platten von SGL wirkten alle Platten wesentlich weicher und auch die Steifigkeit war deutlich geringer. Außerdem ließen sich an den Rändern der PA 6-Platte die Fasern abziehen, so als ob am Rand die Fasern schlecht in der Matrix gehalten werden, siehe Abbildung 3.1 (a).

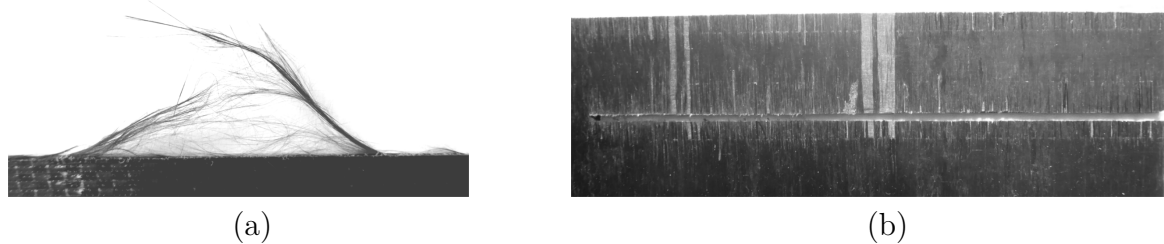


Abbildung 3.1.: (a) Polyamid 6 Probe, die am Rand stark Fäden ziehen lässt (b) Ausgefranzte Oberfläche durch Zuschnitt mit einer Kreissäge

## 3.2. Bearbeitung der Faserverbundplatten

Eine gängige Methode duroplastisch verstärkte Faserplatten zu bearbeiten ist, sie mit einer Diamantkreissäge mit feiner Verzahnung zuzuschneiden. Das wurde bei der verstärkten PPA-Platte versucht. Schnitte entlang der 0°-Richtung, parallel zur Faser der obersten Lage haben sehr gut funktioniert. Hingegen Schnitte normal zur Faser der obersten Lage haben stark ausgefranst, siehe Abbildung 3.1 (b). Die Schneide des Sägeblatts hat die Fasern bis zu 10 mm an der Oberfläche aus der Matrix gezogen. Solche Oberflächenqualitäten sind natürlich nicht tragbar. Daher wurde ein anderes Verfahren ausgewählt, das Wasserstrahlschneiden. Der Zuschnitt der Platten erfolgte über die Fa. Hydro-Cut.

### 3.2.1. Wasserstrahlschneiden

Das Prinzip des Wasserstrahlschneidens liegt in der Umwandlung der kinetischen Energie des Schneidstrahls in potentielle Energie beim Auftreffen auf die Oberfläche. Dort entstehen hohe Spannungen, die elastische und plastische Verformungen verursachen und schließlich Werkstoffteilchen aus der Oberfläche herausreißen [11, S.387] .

Eine Wasserstrahlanlage besteht aus zwei Bauteilen, einem Druckerzeuger und einem Schneidkopf. Als Flüssigkeit wird meistens Wasser verwendet, da es einfach verfügbar und umwelttechnisch unbedenklich ist. Bevor das Medium verdichtet wird passiert es einen Mikrofilter, der Stoffe bis 45  $\mu\text{m}$  zurückhält, um den Verschleiß von Dichtungen und Rohren gering zu halten. Der Druckerzeuger komprimiert das Wasser über hydraulische Kolbenpumpen auf 1000 bis 4000 bar. Danach ist ein Puffer eingebaut, um einen kontinuierlichen Förderstrom zu gewährleisten. Über Leitungssysteme gelangt das Wasser zum Schneidkopf. Die Schneiddüse im Schneidkopf hat einen Durchmesser von 0,1 - 0,35 mm

## 3. Experimentelle Untersuchung

und es herrschen Strömungsgeschwindigkeiten bis 900 m/s, siehe Abbildung 3.2 (a). Dadurch treten in der Schneiddüse sehr hohe Reibungskräfte auf. Als Düsenwerkstoffe werden daher sehr hoch belastbare Werkstoffe wie Saphire, Rubine oder Diamanten verwendet [11, S.387-389].

Prinzipiell unterscheidet man Wasserstrahlschneiden mit Reinwasser und mit Zusatz von Abrasivstoffen. Weiche Werkstoffe, wie Kunststofffolien, Textilien, Elastomere, unverstärkte Thermoplaste und Papier können mit Reinwasser geschnitten werden. Bei harten, dickwandigen Werkstoffen, zum Beispiel Metallen, Stein, Gläsern und Verbundstoffen, reicht Reinwasser zum Schneiden alleine nicht aus. Daher werden Abrasivstoffe wie Granat- oder Olivinsand (0,2 - 0,5 mm Korngröße) beigemischt. Bis zur Schneiddüse ist das Medium Reinwasser. Durch die hohen Strömungsgeschwindigkeiten entsteht nach der Düse ein Unterdruck, der den Sand kurz vor dem Austritt des Wasserstrahls ansaugt, siehe Abbildung 3.2 (b). Das Wasser-Sand-Gemisch passiert anschließend das Mischrohr, in dem der Strahl erneut fokussiert wird und danach auf die Oberfläche des Werkstücks auftrifft. Das Werkstück liegt dabei auf einem Schneidrost und der Schneidkopf fährt die Kontur meist 2D-CNC gesteuert ab. Da die Abtragung im Mikrobereich stattfindet und daher sehr kleine Schnitt- und Reaktionskräfte auf das Bauteil wirken, entfallen aufwendige Spann- und Fixiermaßnahmen. Die Oberflächenqualität ist vom Vorschub abhängig. Mit zunehmender Dicke und Schnittgeschwindigkeit nehmen die Reibungsverluste zu und die Schnittqualität verschlechtert sich [11, S.389].

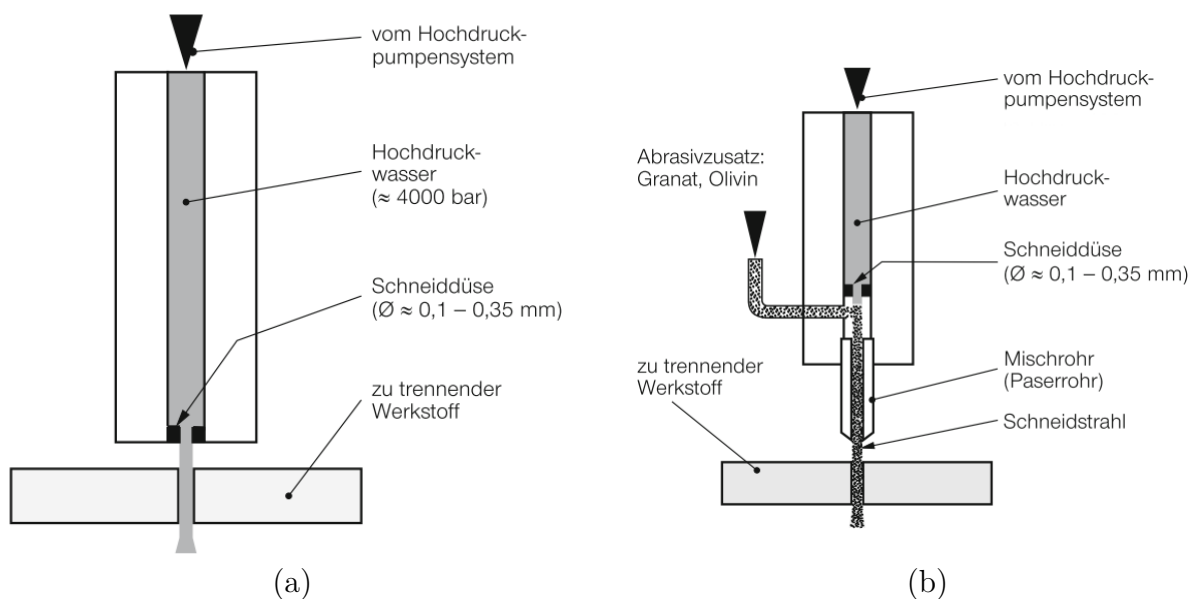


Abbildung 3.2.: Prinzip des Wasserstrahlschneidens (a) mit Reinwasser und (b) mit Abrasivstoffen [11, S.388]

Beim Wasserstrahlschneiden entsteht eine sehr geringe Schnittwärme. Der Werkstoff erfährt daher keine Temperatureinwirkung und es entfallen die Nachteile von thermischen Trennverfahren wie Aufschmelzungen oder Auftreten von Tempereffekten. Durch die hohe Energiedichte des Verfahrens können sehr kleine Schnittbreiten und auch komplexe Konturen realisiert werden. Daraus resultieren auch die kleinen Schnitt- und Reaktionskräfte, die ein verzugsfreies Schneiden ermöglichen. Wasserstrahlschneiden ist ein sauberes Verfahren, da das Wasser beim Abtragen die Späne gleich bindet und sich kein Staub entwickeln kann. Außerdem ist das Verfahren wenig lärmintensiv [11, S.389].

### 3.3. Konditionierung der Polyamidplatten

Die Eigenschaften von Polyamiden sind stark vom Feuchtegehalt abhängig. Um reproduzierbare und vergleichbare Werte zu erhalten, muss man die Polyamide auf einen bestimmten Feuchtigkeitsgehalt konditionieren. Der zu konditionierende Kunststoff wird in einer Atmosphäre bestimmter Temperatur und relativen Feuchte gelagert damit so viel Feuchtigkeit aufgenommen werden kann bis sich ein Gleichgewichtszustand einstellt. Nachdem die Konditionierung im Normklima bei 23°C und einer relativen Feuchte von 50% sehr lange dauert gibt es ein beschleunigtes Verfahren nach DIN EN ISO 1110.

Für dieses Verfahren wird ein Klimaschrank benötigt, der eine Temperatur von  $(70 \pm 1)^\circ\text{C}$  und einer relativen Feuchte von  $(62 \pm 1)\%$  bietet. Der Probekörper wird in den vorgeheizten Klimaschrank gelegt, wobei die Oberfläche möglichst vollständig mit zirkulierender Luft in Berührung sein soll. Nach der Konditionierung  $t_1$  muss der Probekörper eine Stunde bei Normklima abkühlen, siehe Tabelle 3.2. Nun kann er auf 1 mg gewogen und anschließend weiterkonditioniert werden. Nach der Zeitspanne  $t_2$  wird erneut auf 1 mg genau gewogen. Sobald die Gewichtsänderung bei drei aufeinanderfolgenden Wägungen innerhalb von 0,1% liegt, ist die Probe fertig konditioniert. Unter diesen Bedingungen erreichen die Probekörper 95% des Gleichgewichtsfeuchtegehalts. [19, S.2-3]

Die Lagerungszeiten sind einerseits von der Probendicke andererseits vom Material abhängig. In Tabelle 3.2 sind die für die Diplomarbeit relevanten Werkstoffe zusammen mit den Plattendicken angeführt. Dabei sind auch die Lagerungszeiten  $t_1$  und  $t_2$  für die beschleunigte Konditionierung angegeben. Die Zeiten müssen jedenfalls einen Tag betragen. Eine Verlängerung der Konditionierzeit wirkt sich nicht signifikant auf die Eigenschaften der Probekörper aus. [19, S.3]

Tabelle 3.2.: Lagerungszeiten  $t_1$  und  $t_2$  für die Konditionierung nach DIN EN ISO 1110 [19, S.3]

Polyamid	Werkstoffdicke in mm	Konditionierzeit $t_1$ in Tagen	$t_1$ in Tagen	Konditionierzeit $t_2$ in Tagen	$t_2$ in Tagen
Polyamid 6	2,7	$\geq \frac{h^2}{3}$	2,43	$\geq \frac{h^2}{8}$	0,9
Polyamid 12	2,4	$\geq \frac{h^2}{3}$	1,92	$\geq \frac{h^2}{8}$	0,72
Polyamid 410	2,0	$\geq \frac{2h^2}{3}$	2,77	$\geq \frac{h^2}{4}$	1,04
Polyphthalamid	2,0	$\geq \frac{2h^2}{3}$	2,77	$\geq \frac{h^2}{4}$	1,04

Für die Feststellung der Konditionierung wurden pro Platte fünf repräsentative Probekörper ausgewählt. Die Entnahmeorte der repräsentativen Proben sind in Abbildung 3.3 dargestellt.

Die Massen wurden nach der Erstkonditionierung  $t_1$  festgestellt. Danach wurden, wie oben beschrieben, die Proben erneut gemessen und weiterkonditioniert. Die Konditionierung von PA 6 dauerte 12 Tage. Bei den Proben aus PA 12 und dem Polyphthalamid waren die Gewichtsänderungen bereits nach der ersten Messung in der Toleranz, bei PA 410 nach der zweiten Messung. Die konkreten Daten sind im Anhang A.6 abgebildet. Alle anderen zu prüfenden Probekörper waren der gleichen Wärmebehandlung ausgesetzt, sie wurden jedoch nicht gewogen.

### 3.4. Versuche

In den folgenden Kapiteln werden die vorbereitenden Maßnahmen für die Prüfungen und der Prüfungsablauf erklärt. Um sowohl die Homogenität der thermischen Eigenschaften der kohlefaserverstärkten Platten, als auch die thermischen Eigenschaften selbst zu untersuchen, wurden pro Werkstoffprüfung fünf Proben pro Platte (Probe 1 - 5) entnommen. Die Probenentnahme für die DSC- und die TGA-Analyse ist in Abbildung 3.3 dargestellt.

Mit den zerstörenden Werkstoffprüfungen soll der Einfluss der Faserorientierung analysiert werden. Die vorliegenden verstärkten Werkstoffplatten bestehen aus einem symmetrischen 0/90-Verbund mit mehreren Lagen. Wie in Kapitel 1.6 beschrieben, werden beim Kreuzverbund in 0°- und 90°-Richtung die maximalen mechanischen Kennwerte erreicht. In 45°-Richtung nehmen sie ein Minimum an. Um die Leistungsperformance der Faser-Matrix-Verbundwerkstoffe aufzuzeigen, wurden, gemessen an der obersten Faserlage, für



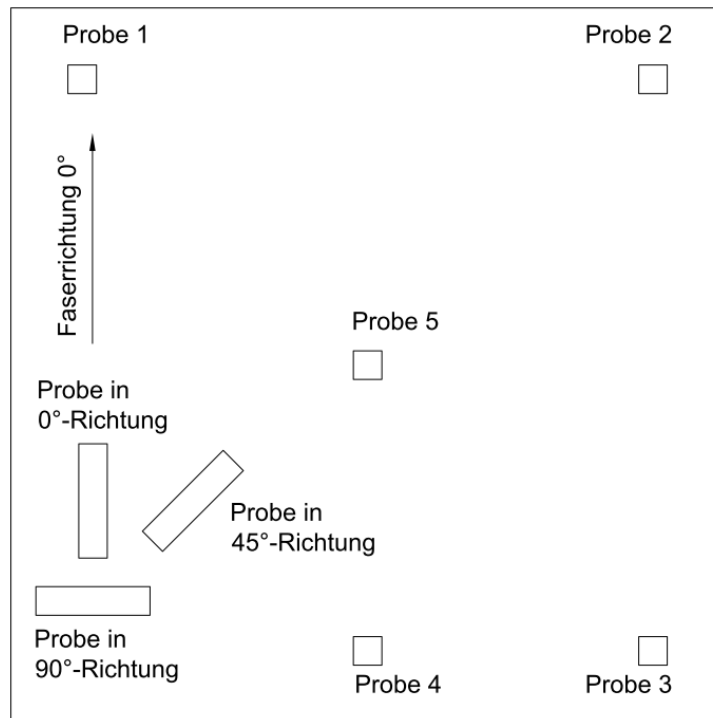


Abbildung 3.3.: Nummerierung der Proben für den Entnahmeort aus den Platten für die DSC- und TGA-Analyse und Bezeichnung der Proben in 0°-, 90°- und 45°-Richtung für die zerstörenden Werkstoffprüfungen

die Zugprüfung, die Biegeprüfung und die Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit Proben in 0°-, 90°- und 45°-Richtung mittels Wasserstrahlschneiden zugeschnitten, siehe Abbildung 3.3. Der Entnahmeort spielt hier keine Rolle.

### 3.4.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry

Für die Probenvorbereitung wurden mit einer Stanzzange bzw. mit einer Handsäge Proben mit einer Masse von etwa 12 mg zugeschnitten. Der Zuschnitt der Polyamidplatten erfolgte nach der fertigen Konditionierung. Danach wurden Tiegel und Deckel mit einer Waage auf 0,01 mg gewogen. Mit einer Pinzette wurde die Probe in den Tiegel gelegt und ebenfalls gewogen. Abschließend wurde der Tiegeldeckel mit dem Tiegel in einer Presse verpresst. Beim verwendeten Tiegel handelte es sich um einen Tzero Pan, beim verwendeten Deckel um einen Tzero Hermetic Lid.

Um Reaktionen der Probe mit der Umgebung auszuschließen, fand die DSC-Analyse in einer inerten Umgebung statt. Beim Spülgas handelte es sich um Stickstoff, der mit einer Fließrate von 50 ml/min zugeführt wurde. Die Analyse startete bei -5°C. Mit einer

Heizrate von 10 K/min wurde auf eine Temperatur  $T_o$  oberhalb der Schmelztemperatur erwärmt. Für Polypropylen wurde  $T_o = 190^\circ\text{C}$  gewählt, für die Polyamide PA 6 und PA 12  $T_o = 300^\circ\text{C}$ , für PA 410  $T_o = 330^\circ\text{C}$  und für das Polyphthalamid  $T_o = 350^\circ\text{C}$ . Zu Beginn der Analyse war nicht klar, um welches Polyphthalamid es sich handelt. Da diese sehr hohe Schmelztemperaturen erreichen können, wurde die obere Temperatur der DSC-Analyse entsprechend hoch angesetzt. Ist die obere Grenztemperatur erreicht, wird sie für 5 min gehalten und anschließend wird die Probe mit einer Kühlrate von 10 K/min auf  $-5^\circ\text{C}$  abgekühlt und erneut für 5 min gehalten. Wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben ist es sinnvoll zwei Temperaturdurchläufe zu machen, um die thermische Vorgeschichte zu löschen. Daher wiederholt sich dieses Prozedere noch einmal.

### 3.4.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse

Für die Probenentnahme der thermogravimetrischen Analyse werden mit einer Säge Proben mit einer Masse von etwa 350 mg nach den Schema in Abbildung 3.3 herausgeschnitten. Auch für diese Analyse waren die Polyamidplatten bereits fertig konditioniert. Um eine bessere Zersetzung der Faser zu ermöglichen, waren die Seitenwände der verwendeten keramischen Tiegel fein durchlöchert. Für die Probenvorbereitung wurden die Probentiegel auf 0,01 mg gewogen, anschließend mit den Proben befüllt und erneut gewogen. Das verwendete Analysegerät wird mit den Proben bestückt und das gewünschte Temperaturprogramm wird eingegeben.

Der Start der Analyse erfolgte bei  $30^\circ\text{C}$ . Unter Luftzufuhr von 75 ml/min und einer Heizrate von 10 K/min wird auf  $500^\circ\text{C}$  erwärmt und anschließend für 120 min auf dieser Temperatur gehalten. Dabei verbrennt die Kunststoffmatrix restlos. Für die Verbrennung der Kohlenstofffaser wird mit einer Heizrate von 20 K/min auf  $800^\circ\text{C}$  erwärmt. Um eine Verbrennung zu begünstigen wird mit dem gleichen Gasdurchfluss reiner Sauerstoff eingeleitet. Nun wird die Temperatur für 90 min gehalten und danach abgekühlt.

### 3.4.3. Zugversuche

Die Zugproben hätten ohne Vorbereitungen prüfbar sein sollen. Die ersten Prüfungen in  $0^\circ$ - und  $90^\circ$ - Richtung der PP-Platten, und in weiterer Folge auch die anderen Proben der Firma KREMPEL Group, sind in der Einspannung gebrochen und somit für eine Bestimmung der Festigkeit ungeeignet. Die Prüfung weiterer Proben wurde gestoppt, um vorher

Aufleimer zu applizieren. Die Aufleimer wurden aus einer Glasfaser verstärkten Epoxidplatte mit einer Dicke von 2,5 mm zugeschnitten. Für die Klebung wurde die Oberfläche an den Enden der Probe entlang der Einspannung und auf einer Seite der Aufleimer aufgeraut. Mit dem Zweikomponentenkleber 3M Scotch-Weld™ DP 490 wurden die Teile anschließend zusammengefügt. Die Aushärtedauer beträgt bei 23° C sieben Tage. Die Proben in 45°-Richtung erreichten weitaus niedrigere Festigkeiten. Bei ihnen sind keine Aufleimer notwendig.

Die Zugproben wurden mit einer Stand-Prüfmaschine Zwick/Roell Z050 getestet. Die garantierte Kalibrierklasse der Prüfmaschine nach DIN EN ISO 9513 ist  $\leq 0,5$  und alle Zugversuche wurden mit einer Prüfgeschwindigkeit von 2 mm/min durchgeführt. Die eingestellte Vorspannung beträgt 2 N/mm<sup>2</sup>.

Für die Ermittlung der Querdehnzahl  $\nu$  müssen Dehnmessstreifen in Querrichtung appliziert werden. Sie wurden auf die ersten zwei Proben der Polyamide aufgebracht. Bei den verwendeten DMS handelt es sich um 0°/90°- T-Rosetten 1-XY11-6/350 der Firma HBM. Auf einem dieser DMS befinden sich zwei Dehnmessgitter, mit denen die Längs- und gleichzeitig die Querdehnung gemessen werden kann. Zusätzlich zu den Dehnmessstreifen müssen noch Lötstützpunkte verwendet werden, um das Messgitter mit einem Verstärker zu verbinden. Die Aufgabe des Verstärkers ist, die aufgenommenen Dehnungen in Form einer Widerstandsänderung in ein verwertbares Signal umzuwandeln, das anschließend aufgezeichnet wird.

#### **3.4.4. Biegeversuche und Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit**

Für die Proben zur Testung auf Biegung und auf interlaminare Scherfestigkeit mussten, abgesehen von der Konditionierung der Polyamide, keine Vorbereitungen getroffen werden. Die Proben konnten, wie in Kapitel 2.4 bzw. 2.5 beschrieben, geprüft werden. Die verwendete Prüfmaschine ist die Stand-Prüfmaschine Zwick/Roell Z050.

## 4. Ergebnis

### 4.1. DSC - Differential Scanning Calorimetry

Im Anhang in Abbildung A.1 sind alle überlagerten DSC-Kurven abgebildet. Wie man sehen kann spielt der Entnahmeort keine Rolle. Daher wird nur eine Kurve pro Material repräsentativ für die weitere Analyse betrachtet. Die einzelnen DSC-Kurven sind ebenfalls im Anhang in den Abbildungen A.2 bis A.7 dargestellt. In allen Graphiken sind die Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  und Schmelzenthalpie  $\Delta H_m$  der ersten und zweiten Aufheizung sowie die Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  angegeben. Um den Unterschied der beiden Durchläufe besser sichtbar zu machen, ist der zweite Aufheizvorgang in den Abbildungen der repräsentativen Proben strichliert dargestellt. Jede DSC-Analyse wurde mit zwei Durchläufen programmiert, um die thermische Vorgeschichte zu löschen. Die Schmelz- und Kristallisationstemperaturen des ersten und zweiten Durchlaufs sind nahezu ident. Die unterschiedlichen Schmelzenthalpien  $\Delta H_{m1}$  und  $\Delta H_{m2}$  zeigen auf, dass bei der Herstellung der verstärkten Platten eine von 10 K/min abweichende Abkühlrate verwendet wurde.

Betrachtet man die DSC-Kurve von PA 6 in Abbildung 4.1, so beginnt die Umwandlung vom festen, teilkristallinen in den amorphen, flüssigen Zustand bei etwa 213°C. Dabei kommt es zu keinerlei Masseverlust oder chemischer Veränderung. Das Aufschmelzen ist ein endothermer Prozess. Im Gegensatz zu Metallen ist der Schmelzbereich von teilkristallinen Kunststoffen in der Regel relativ breit. Er wird durch die Struktur sowie von der mechanischen und thermischen Vorgeschichte beeinflusst. Teilkristalline Kunststoffe bestehen aus einer amorphen Phase und mehr oder weniger perfekten Kristalliten mit unterschiedlicher Größe. Zu Beginn schmelzen die dünneren, weniger perfekten Kristallite. Bei der Schmelzpeaktemperatur  $T_{mPeak}$  sind die meisten Kristallite aufgeschmolzen. Oft wird nur die Schmelztemperatur anstatt der kompletten Schmelzkurve angegeben, gemeint ist dabei die Schmelzpeaktemperatur [6, S.11-15]. Die Schmelzpeaktemperatur der vorliegenden PA 6-Proben beträgt rund 219°C.

Die Schmelzpeaktemperaturen der Polypropylen-Proben, sowohl Gelege als auch Gewebe, stimmen auch eindeutig mit den erwarteten Werten von 160-168°C, wie in Kapitel 1.4 beschrieben, überein. Jene von den Polyamid 6- und Polyamid 12-Proben entsprechen etwa den Werten, die auch lt. Becker [2, S.639] mit 215°C für PA 6 und 178°C für PA 12 angegeben sind. Für das Polyamid 410 ist eine Schmelzpeaktemperatur von 250°C angegeben, was auch mit den Messwerten übereinstimmt [26]. Bei der Bestellung

4. Ergebnis

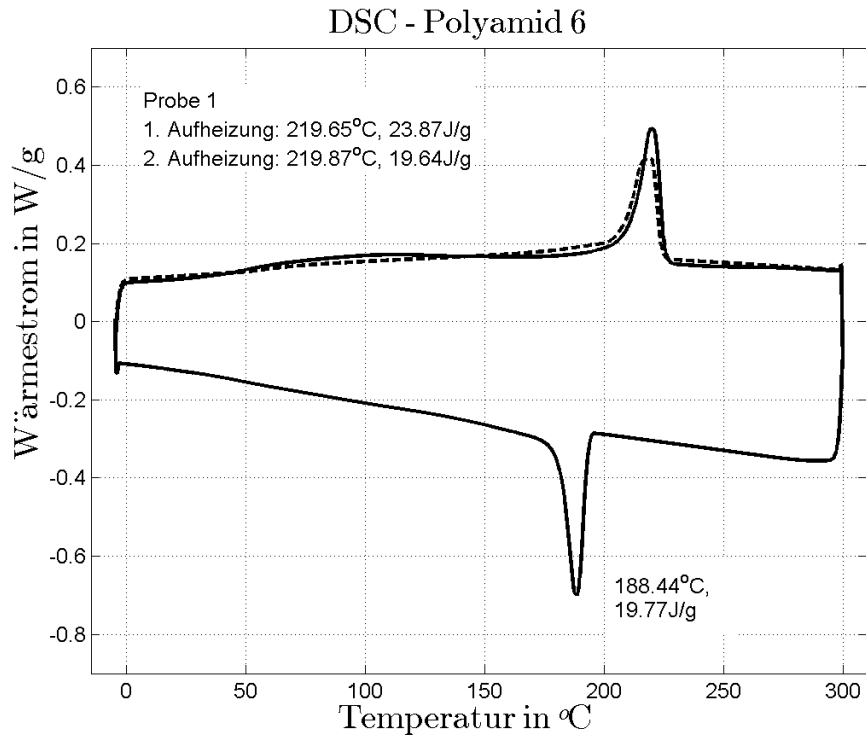


Abbildung 4.1.: DSC-Kurve von Polyamid 6

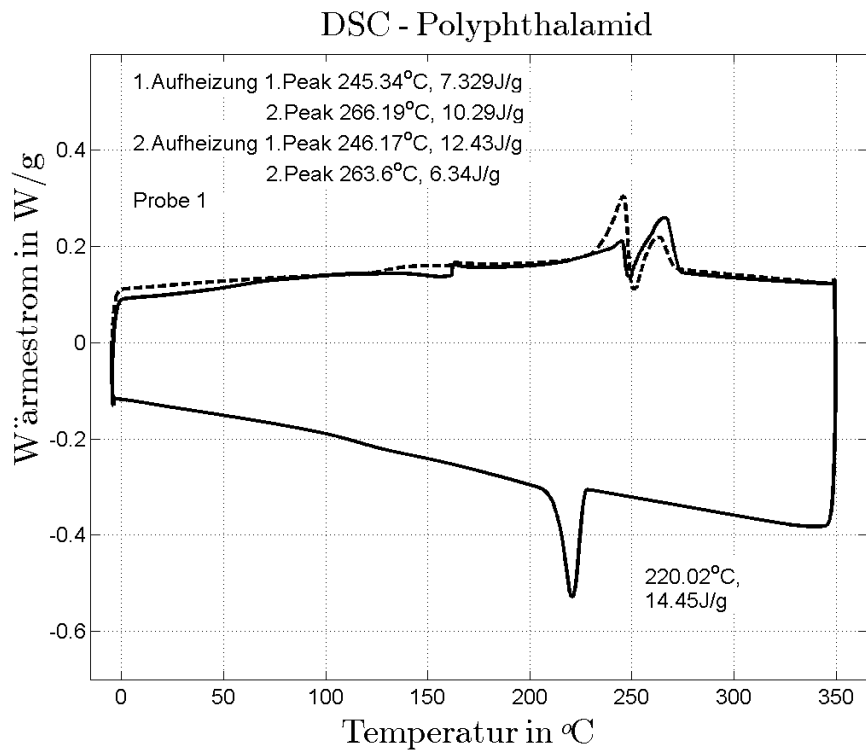


Abbildung 4.2.: DSC-Kurve vom Polyphthalamid

*4. Ergebnis*

---

und der Lieferung der faserverstärkten Platten war nicht eindeutig, um welches verwendete Polyphthalamid der Firma Evonik es sich genau handelt. Anhand der DSC-Analyse konnte nachvollzogen werden, welches Material verwendet wurde. Es handelt sich um das Produkt VESTAMID® HT plus C2505, ein Polyamid basierend auf dem Polyphthalamid PA10T [30]. Wie in Abbildung 4.2 ersichtlich, gibt es zwei Schmelzpeaks. Die erste Schmelzpeaktemperatur ist bei etwa 245°C, die zweite bei etwa 265°C. Der höhere Schmelzpeak stammt vom Polyamid 10T. Nach einigen Versuchen mehr Informationen über das Material zu bekommen wurde vonseiten des Herstellers erklärt, dass keine zusätzlichen Informationen zu den Produktdatenblätter veröffentlicht werden können. Es wird vermutet, dass es sich hier um ein Copolyamid handelt, bei dem die zweite Komponente neben PA 10T ein Polyamid 66 ist, dessen Schmelzpunkt bei 250°C liegt [2, S.639].

Beim Glasübergang von amorphen Bereichen teilkristalliner Kunststoffe findet ein Übergang vom energieelastischen zum entropieelastischen Zustand statt. Ab der Glasübergangstemperatur  $T_g$  kommt es zu einer Erweichung der physikalischen Bindungskräfte und es tritt eine neue Art der thermischen Segmentbeweglichkeit auf, die die spezifische Wärmekapazität, das Volumen und auch die Enthalpie des Materials verändert. Besonders bei amorphen Thermoplasten bzw. Thermoplasten mit niedrigen Kristallinitätsgraden können sich die Eigenschaften sprunghaft ändern [6, S.8]. In der DSC-Analyse kann dieser Relaxationsübergang durch das Abweichen der Basislinie durch eine, bei einem endothermen Prozess steigende Enthalpie beobachtet werden.

In einer DSC-Analyse ist der Glasübergang von teilkristallinen Werkstoffen nur schwer sichtbar. Der Glasübergang von Polypropylen liegt zwischen -10 und 0°C und ist in der DSC-Analyse nicht sichtbar. Bei den Polyamiden 6, 12 und 410 zeichnet sich bei etwa 50°C der Glasübergang durch einen schwachen Enthalpieanstieg ab. Der Glasübergang vom Polyphthalamid PA 10T ist im zweiten Heizdurchgang bei etwa 127°C gut zu erkennen. Der Glasübergang der zweiten Komponente im Polyphthalamid, dem Polyamid 66, ist nicht zu erkennen. Im ersten Aufwärmvorgang findet bei etwa 160°C ein sprungförmiger Enthalpieanstieg statt. Dieser Anstieg könnte durch eine Änderung der Wärmeleitung entstanden sein. Aufgrund einer ungünstigen Positionierung der Probe im Messtiegel wäre es möglich, dass sich die Probe nach dem Glasübergang leicht bewegt hat und diese Änderung verursacht hat. Eine Möglichkeit dieses Problem näher zu untersuchen, wäre die Proben zu zermahlen. Der Grund für die gute Sichtbarkeit der Glasübergangstemperaturen in der DSC-Analyse liegt wahrscheinlich an den niedrigen Kristallinitätsgraden der Polyamide.

## Kristallinitätsgrad

Die Schmelzenthalpie  $\Delta H_m$  ist die notwendige Energie zum Aufschmelzen der kristallinen Anteile und die Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{cryst}$  ist die Energie, die beim Kristallisieren frei wird. Bei der DSC-Analyse wird die Differenz des Wärmestroms des Probekörpers mit dem Wärmestrom der Referenzprobe als Funktion der Temperatur und/oder der Zeit gemessen. Diese Enthalpieänderung  $\Delta H$  bezogen auf die Referenzprobe wird aus der Fläche zwischen Kurve und linearer Verbindungslinie zwischen Anfangs- und Endtemperatur der Schmelzkurve berechnet. Der Kristallisationsgrad  $K$  in % wird aus der gemessenen Schmelzenthalpie  $\Delta H_m$  im Verhältnis zu einem Literaturwert für 100% kristallines Material  $\Delta H_m^0$  ermittelt [6, S.16].

$$K = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \times 100 \quad (4.1)$$

Werte für die Schmelzenthalpie  $\Delta H_m^0$  sind rar. Es gibt zwar zuverlässige experimentelle Werte, jedoch nur für eine beschränkte Anzahl an Polymeren. Polypropylen weist eine experimentell bestimmte Schmelzenthalpie von  $\Delta H_m^0 = 207$  J/g und Polyamid 6 von  $\Delta H_m^0 = 230$  J/g auf [6, S.17]. Unglücklicherweise sind bis auf die beiden Kunststoffe keine für diese Arbeit relevanten, experimentellen Werte angegeben. Allerdings ist in van Krevelens Properties of Polymers [36, S.122] eine Tabelle mit den Enthalpien für einzelne Gruppen angegeben. Da die Struktur der Polyamide bekannt ist kann man die Enthalpien, der nicht experimentell bestimmten Polyamide, berechnen. Die berechnete Schmelzenthalpie beträgt für eine „-CH<sub>2</sub>-“ Kette 4,0 kJ/mol, von „-CONH-“ 2 kJ/mol und von „-CH(CH<sub>3</sub>)-“ 4,7 kJ/mol. In Tabelle 4.1 sind die berechneten Enthalpien für Polyamid 6, 12 und 410 angegeben. Für das Polyphthalamid PA 10T/66 gibt es keine experimentellen Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  und leider ist auch die Zusammensetzung nicht genau bekannt. Daher kann für dieses Material kein Kristallinitätsgrad errechnet werden.

Tabelle 4.1.: Berechnete Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  für 100% kristallines Material nach [36, S.122]

Kunststoff	Strukturformel	Molare Masse in g/mol	$\Delta H_m^0$ (ber.) in kJ/mol	$\Delta H_m^0$ (ber.) in J/g
PA 6	$[\text{CONH}(\text{CH}_2)_5]_n$	113,16	22	194,42
PA 12	$[\text{CONH}(\text{CH}_2)_{11}]_n$	197,32	46	233,13
PA 410	$[\text{CONH}(\text{CH}_2)_4\text{CONH}(\text{CH}_2)_8]_n$	254,37	52	204,43

Wird der Wert der experimentell ermittelten Schmelzenthalpie  $\Delta H_m^0$  von PA 6 mit der errechneten aus Tabelle 4.1 verglichen, ist ersichtlich, dass die Werte relativ stark von-

einander abweichen. Für die Ermittlung des Kristallisationsgrads für PP und PA 6 wird die experimentelle Schmelzenthalpie verwendet. Da es in der Literatur keine eindeutigen Verweise für die Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  gibt, sollte immer die Bezugsquelle angegeben werden. [6, S.17] [36, S.119-122]

Wie oben bereits beschrieben, wird für das Aufschmelzen der kristallinen Anteile eine gewisse Enthalpie benötigt. Da die Eigenschaften der Kunststoffe sehr stark von den kristallinen Anteilen beeinflusst werden, ist es von Interesse den Kristallinitätsgrad, siehe Gleichung 4.1, zu berechnen. Im Allgemeinen sind die Kristallinitätsgrade aller gemessenen Materialien sehr gering. Unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der Proben, siehe Tabelle 4.2, erreichen die Polypropylen-Proben einen durchschnittlichen Kristallisationsgrad von 24,1%, was verglichen mit den Werten aus Kapitel 1.4 sehr niedrig ist. Polyamid 6 weist einen Kristallisationsgrad von etwa 20,5% auf, obwohl Kristallisationsgrade von 50 bis 60% erreicht werden können. Laut Becker [2, S.165-166] deutet das auf eine rasche Abkühlung hin. Bei den Analysen wurde mit einer konstanten Abkühlrate von 10 K/min abgekühlt. Polyamid 12 weist einen noch geringeren Kristallisationsgrad von etwa 10,4% auf. Der Kristallisationsgrad von Polyamid 410 liegt bei etwa 18,7%. Die zwei letztgenannten Werte wurden auf Basis berechneter Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  (ber.) kalkuliert und dürfen daher nur als Richtwert gesehen werden. Die gemessenen Schmelzenthalpien  $\Delta H_m$ , der sich ergebende Kristallinitätsgrad  $K$ , die Glasübergangstemperaturen  $T_g$ , die Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  und die Kristallisationspeaktemperaturen  $T_{cryst}$  sind im Anhang in Tabelle A.1 bis A.6 für jedes geprüfte Material zusammengefasst.

## 4.2. TGA - Thermogravimetrische Analyse

Die Methode der thermogravimetrischen Analyse wurde bereits in Kapitel 2.2 und 3.4.2 beschrieben. Im Anhang in Abbildung A.8 (a) bis (f) ist das Gewicht in % aller TGA-Proben über der Zeit in min dargestellt. Es ist ersichtlich, dass auch bei dieser Analyse der Ort der Probenentnahme keine Rolle spielt. Zur genaueren Betrachtung ist eine Kurve pro Material repräsentativ dargestellt, siehe Abbildung A.9 bis A.14.

Zu Beginn bei Raumtemperatur hat die Probe noch 100% ihrer Masse. Nun wird auf 500°C erwärmt. Zuerst schmilzt das Material auf und dann beginnt sich die Kunststoffmatrix zu zersetzen. Anhand der Polyamid 6-Probe in Abbildung 4.3 kann das nachvollzogen werden. Etwa 26 Minuten nachdem die Schmelzpeaktemperatur überschritten wurde beginnt sich die Kurve nach unten zu neigen und die Probe verliert an Masse. Die Haltedauer von



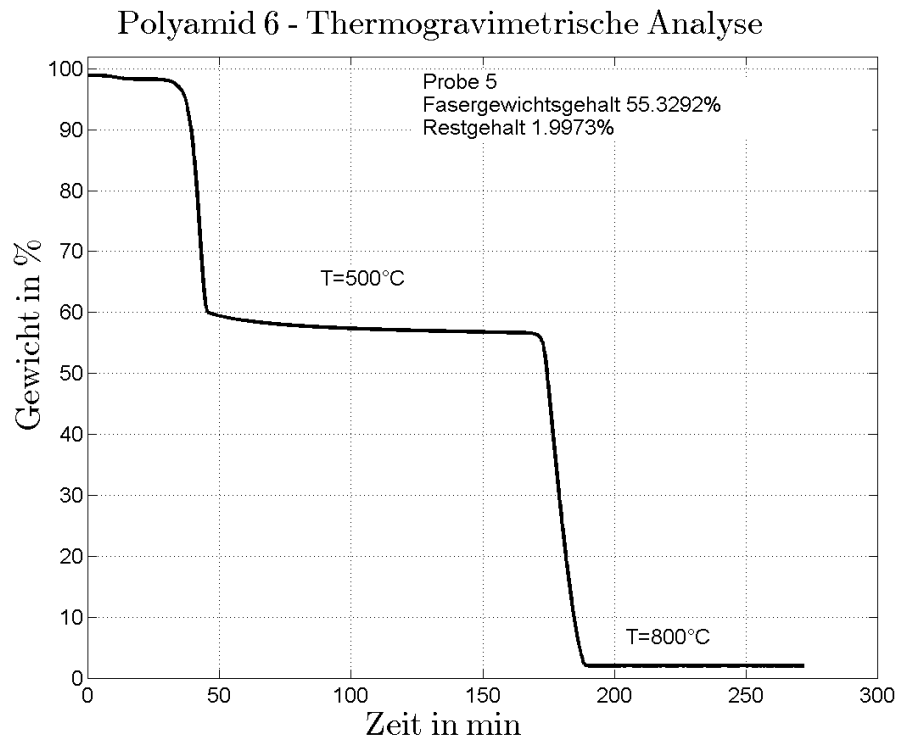


Abbildung 4.3.: TGA-Kurve von Polyamid 6

120 min stellt sicher, dass die Kunststoffmatrix restlos verbrannt wird. Beim Gewicht der Probe stellt sich ein Gleichgewicht ein. Es sind nur mehr die Fasern übrig. Nun wird auf 800°C aufgeheizt und für 90 min gehalten, um auch die Kohlefaser zu verbrennen. Die Verbrennung wird zusätzlich unterstützt, indem anstatt Luft nun reiner Sauerstoff zugeführt wird.

Bei der Herstellung der Platten kann es durch den hohen Druck zum Verzug der Laminateinzelschichten kommen. Um das zu vermeiden, werden Glasfasern für die Verwebung der einzelnen Gelege-Schichten verwendet. Nachdem Glasfasern nicht brennbar sind, scheinen sie am Ende einer TGA-Analyse als Restgehalte auf. Die Restgehalte bei den Platten der Firma KREMPEL Group sind mit 2,2% deutlich höher als bei denen der Firma SGL mit 0,14%. Bei den Polypropylen-Gewebe-Proben ist im Vergleich mit den anderen Proben der Firma KREMPEL Group ein niedrigerer Restgehalt von etwa 0,2% zurückgeblieben. Der Grund dafür ist, dass bei einem Gewebe die Fasern mit sich selbst verwoben werden. Die genauen Werte der Faservolumenanteile, der Restgehalte und der Wassergehalte können im Anhang in Tabelle A.7 eingesehen werden.

Bei genauerer Betrachtung von Abbildung 4.3 ist zu Beginn nach etwa 7 min ein kleiner Abfall der Masse zu beobachten. Die Temperatur zu dieser Zeit überschreitet die

## 4. Ergebnis

100°C-Marke und Wasser verdampft. Auch hier kann mit Gleichung 2.1 der Masseverlust berechnet werden. Erwartungsgemäß wird bei PA 6 am meisten Wasser gemessen. Wird der Faservolumengehalt der Proben von etwa 40 - 45% berücksichtigt, erhält man Werte für PA 6 von 1,4 - 2,4%. Polyamid 12 bewegt sich zwischen 0,015 - 0,035%, Polyamid 410 zwischen 0,6 - 0,7% und das Polyphthalamid zwischen 0,37 - 0,45%. Für Polypropylen gibt es keine Werte für den Wassergehalt, da es nicht hygroskopisch ist. In Kapitel 1.2.1 ist die Rede bei Polyamid 6 von bis zu 5% Wasseraufnahme. So stimmen die gemessenen Werte mit den erwarteten überein.

Auf den ersten Blick sieht die überlagerte Graphik von PA 410 in Abbildung 4.4 (b) bzw. von Polyamid 6 im Anhang in Abbildung A.8 (a) im Gegensatz zu den anderen im Bereich des ersten Masseverlusts sehr untypisch aus. Der Grund dafür liegt darin, dass Polyamid 6 in der Schmelzzone dazu neigt Fäden zu ziehen. Dieser Effekt wird für die Herstellung von Fasern genutzt. Hier ist er unerwünscht, da die Fäden die Thermowaage verkleben und so die Messung verfälschen können. Die zu sehenden Ausschläge, in sowohl die positive, als auch in die negative Richtung, haben daher keine Bedeutung.

Das Verhalten der Kurven des verstärkten Polyamid 410 in Abbildung 4.4 (a) ist nicht wie erwartet. Es stellt sich während der Haltedauer bei 500°C kein Gewichtsgleichgewicht ein, sondern die Masse nimmt stetig ab. Auch die Fasern beginnen sich bereits bei dieser Temperatur zu zersetzen. Mit der Auswertung, lt. Gleichung 2.1, erhält man deutlich niedrigere Faservolumenanteile von etwa 20%. Bei der näheren Betrachtung der Kurven erkennt man, dass sich die Kunststoffmatrix bei etwa 450°C deutlich zu zersetzen beginnt.

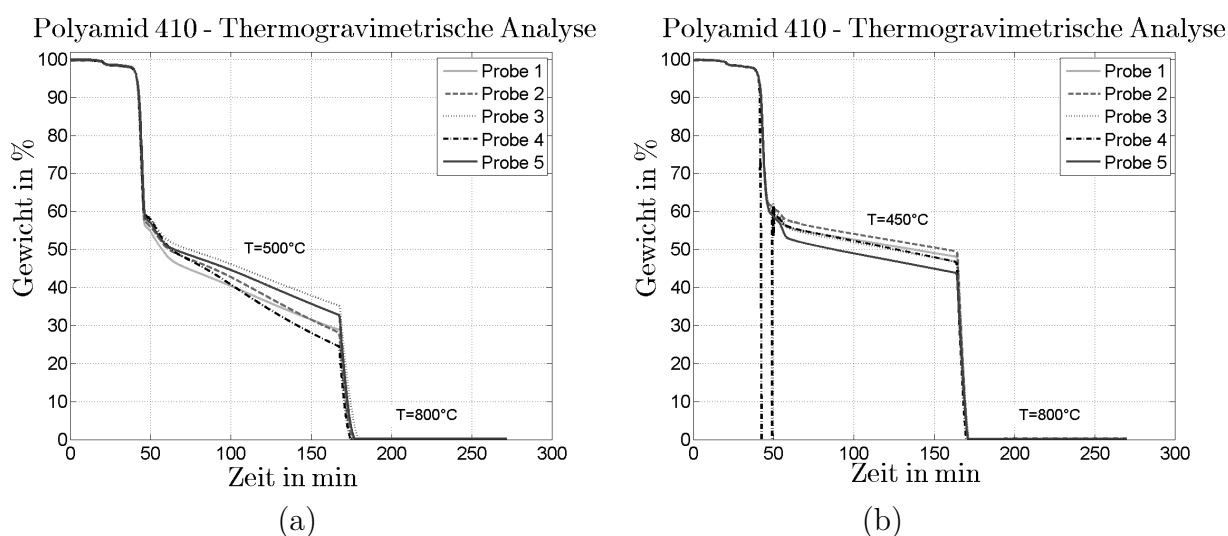


Abbildung 4.4.: Überlagerte TGA-Kurven vom verstärkten PA 410 bei einer Haltedauer von (a) T=500°C und (b) einer Haltedauer von T=450°C

---

*4. Ergebnis*

---

Die Faser degradieren erst am Beginn der Haltetemperatur von 500°C. An sich sollte die Kohlefaser diese Temperatur, wie bei den anderen Werkstoffproben, ohne Probleme ertragen können.

Nachdem so kein repräsentativer Faservolumengehalt ermittelbar ist wurde die TGA-Prüfung für die PA 410-Proben mit leicht geänderter Haltetemperatur wiederholt. Zunächst wurde sie von 500°C auf 470°C herabgesetzt, was aber erneut zu einem frühzeitigen Auflösen der Fasern geführt hat. Danach wurde die Haltetemperatur auf 450°C verringert, sodass auf jeden Fall die Kunststoffmatrix aus dem Verbund zersetzt wird. In Abbildung 4.4 (b) ist eine deutliche Besserung zu erkennen. Allerdings findet immer noch eine leichte Degradation der Kohlefasern statt. Mit der Auswertung nach der Haltedauer von 120 min erhält man nun Fasergewichtsgehalte von etwa 48%, siehe Abbildung 4.4 (b). Dieses Ergebnis ist allerdings bereits durch den Effekt der Faserzersetzung beeinflusst und repräsentiert nicht mehr den ursprünglichen Gehalt an Kohlefasern. Es wird angenommen, dass nach einer Haltedauer von 30 min unter Luftzufuhr die Kunststoffmatrix bereits verbrannt sein sollte. Daher wurde die Auswertung der Fasergewichtsgehalte für Polyamid 410 bei einer Haltedauer von 30 anstatt von 120 Minuten vorgenommen. Nun erhält man einen Fasergewichtsgehalt von etwa 54%, der auch mit den anderen Werkstoffproben erreicht wird. Die Wasser- und Restgehalte beider Messungen sind deckungsgleich, da sich der Zustand der Konditionierung nicht geändert hat. Ein Grund für die frühzeitige Zersetzung der Faser könnte durch die Schlichtenbehandlung der Faser hervorgerufen werden, siehe Kapitel 1.5.1. Eine andere Möglichkeit besteht darin, dass nicht die beschriebenen SIGRAFIL C T50-4.0/240-T140-Fasern verwendet wurden, sondern andere.

Ziel der TGA-Analyse ist die Bestimmung des Faservolumengehalts der Platten. Der Faservolumengehalt  $\phi$  kann aus dem Fasergewichtsgehalt  $\psi$  berechnet werden. Der Fasergewichtsanteil wird aus den TGA-Analysen gewonnen und kann mit Gleichung 2.1 berechnet werden. Dafür sind die Ausgangsmasse  $m_s$ , die Masse nach der ersten Haltedauer und die Masse des Restgehaltes notwendig. Der Fasergewichtsanteil ist in den repräsentativen TGA-Kurven im Anhang in den Abbildungen A.9 bis A.14 aufgelistet. Für die Berechnung von flächenbezogenen Größen wie Spannung oder Elastizitätsmodul, ist eine Angabe in Volumenprozent unter Berücksichtigung der Dichte der Matrix  $\rho_m$  und der Fasern  $\rho_f$  sinnvoll. Die Umrechnung ist in Ehrensteins „Faserverbund-Kunststoffe“ [5, S.45] angegeben und lautet:

$$\phi = \frac{1}{1 + \frac{1-\psi}{\psi} \frac{\rho_f}{\rho_m}} \quad (4.2)$$

Wird diese Formel auf die Fasergewichtsanteile angewandt ergeben sich gemittelte Faservolumenanteile, die in Tabelle 4.2 angegeben sind. Die gemessenen Faservolumenanteile liegen um etwa 5% unter den angegebenen Werten der Firmen, vgl. Tabelle 3.1.

Tabelle 4.2.: Faservolumenanteile

Faservolumenanteil in %	
PA 6	42,7
PA 12	41,1
PA 410	42,3
PA 10T/66	42,7
PP Gewebe	42,3
PP Gelege	40,8

Die konkreten Fasergewichtsanteile, Faservolumenanteile, Rest- und Wassergehalte für jede Probe, wie auch die Dichten der einzelnen Materialien sind im Anhang in Tabelle A.7 angegeben.

### 4.3. Zugversuche

Die zerstörenden Werkstoffprüfungen wurden in drei verschiedene Richtungen durchgeführt. Gemessen an der obersten Faserlage wurden Proben in 0°, 90°- und 45°-Richtung auf Zug, auf Biegung und auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit geprüft. Nachdem der Lagenaufbau bei allen Platten symmetrisch ist, sollten für die Prüfung auf Zug keine Unterschiede zwischen den Proben in 0°- und 90°-Richtung auftreten.

#### 4.3.1. Polypropylen

Die ersten geprüften Polypropylen Gelege- und auch Gewebe-Proben haben in der Einspannstelle versagt. Durch die Einspannung wurde das relativ weiche Material zusammengepresst und hat sich in Dickenrichtung deformieren lassen. An der Stelle, wo die Einspannbacken enden, entstand dadurch eine Kerbe. Diese Kerbe führte zu einer Spannungskonzentration und bei zunehmender Belastung zum Bruch. Versagt hat allerdings nur die oberste Laminatschicht, die vom restlichen Probekörper abgezogen wurde, siehe Abbildung 4.6 (a). Die Adhäsion durch Reibung zwischen den Spannbacken und der Oberfläche ist daher höher als der Zusammenhalt zwischen den Laminat-einzelschichten,

## 4. Ergebnis

was auf eine schlechte Faser/Matrix-Bindung hinweist. Die erreichte Festigkeit wird durch die von den Spannbacken hervorgerufene Spannungskonzentration beeinflusst, was in der Norm nicht vorgesehen ist. Daher sind diese Prüfungen ungültig. Die Konsequenz daraus war, Aufleimer zu applizieren, um die Kerbe zu vermeiden. Das Problem dabei ist, dass sich Polypropylen sehr schlecht kleben lässt. Bei der Prüfung hat die Klebestelle zu den Aufleimer erwartungsgemäß schlecht gehalten und Versagen trat zwischen Probe und Aufleimern auf. Auch diese Prüfung wurde als ungültig erklärt. Weitere Prüfungen der 0°- und 90°-Proben aus Polypropylen wurden nicht fortgesetzt. Ein Vergleich vom Einfluss der Verwebung des Kohlefasergewebes mit einem Kohlefasergelege in 0°- und 90°-Richtung ist daher nicht möglich. Da sich Polypropylen schlecht kleben lässt, können die Dehnmessstreifen nicht zuverlässig appliziert werden. Daher wurde auf die Ermittlung der Querdehnzahl verzichtet.

Die Proben in 45°-Richtung konnten ohne Probleme geprüft werden, da die Festigkeiten deutlich niedriger sind, als bei den 0°- und 90°-Proben. Vergleicht man Gelege mit Gewebe, so sind deutliche Unterschiede zu erkennen. Zunächst verhalten sich beide Werkstoffe ähnlich. Am Beginn der Zugprüfung nimmt alleine die Kunststoffmatrix die Kraft auf, die Fasern spielen nur eine untergeordnet tragende Rolle. Die verstärkten PP Gelege-Proben beginnen bei etwa  $20 \text{ N/mm}^2$  zu versagen, vgl. Abbildung 4.5 (a). Die Proben der verstärkten PP Gewebe-Platte können aufgrund der Verwebung noch weiter gedehnt werden, siehe Abbildung 4.5 (b). Durch die zunehmende Versteifung ist die erreichbare Festigkeit der Gewebe-Platte um den Faktor 4,5 höher. Die Probe wölbt sich um die Längsachse und delaminiert zunehmend. Bei etwa  $90 \text{ N/mm}^2$  lässt der Faserzusammenhalt

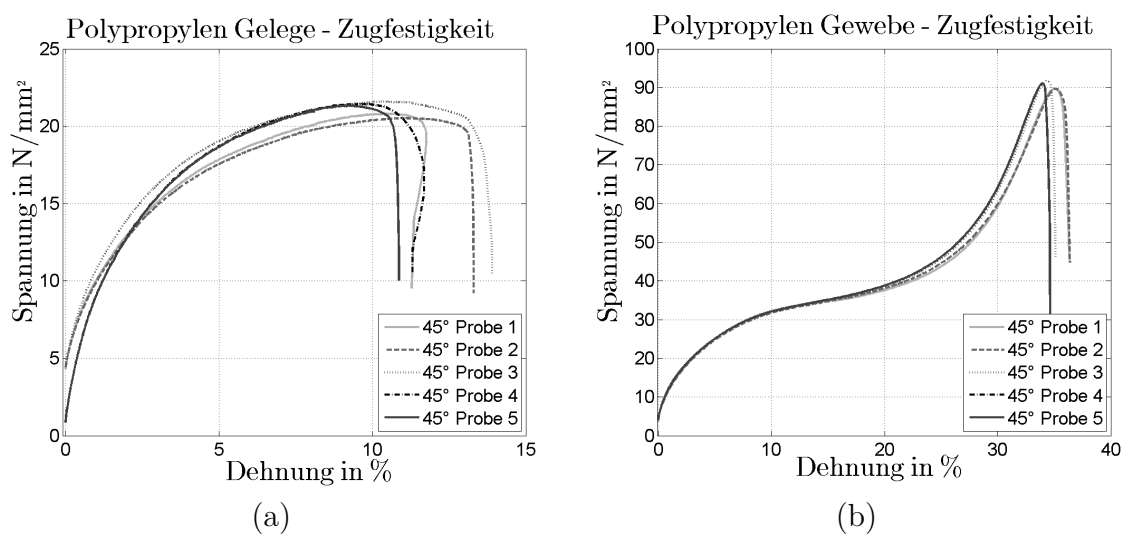


Abbildung 4.5.: Zugversuche in 45°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen-Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen-Gewebe-Platte

Tabelle 4.3.: Elastizitätsmoduli und Festigkeiten auf Zug der verstärkten Polypropylen-Proben in 45°-Richtung

	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>	Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>
Polypropylen Gelege	907	21
Polypropylen Gewebe	1132	91

ganz nach und es kommt zum Bruch. Der Elastizitätsmodul aller PP-Proben ist ähnlich, da sich die Proben zu Beginn gleich verhalten und der Erfassungsbereich des E-Moduls nur bis zu einer Dehnung von 0,25% geht. In Tabelle 4.3 sind die gemittelten Ergebnisse der Zugprüfung der verstärkten PP-Proben abgebildet.

### 4.3.2. Polyamide

Nach der Prüfung der ersten Proben in 0°- und 90°-Richtung des verstärkten Polyamid 6 und 12 ergab sich das gleiche Problem wie bei den Polypropylen-Platten, siehe Abbildung 4.6 (b). Durch die Einspannbacken entstand eine Kerbe, die in der Einspannstelle zum Bruch führte. Im Gegensatz zu PP lässt sich PA 6 bzw. 12 sehr gut kleben und so wurden die Proben mit Aufleimern versehen und anschließend geprüft. Die Klebestelle zwischen Aufleimer und Oberfläche der Probe hat sehr gut gehalten. Allerdings war der Zusammenhalt zwischen den Fasern und der Matrix nicht ausreichend stark, um die Kraft in die Probe weiterzuleiten. Ab einer Spannung von etwa 250 N/mm<sup>2</sup> rissen die obersten Schichten der Probe und wurden mit den Aufleimern abgezogen. Dieses Versagen deutet darauf hin, dass auch hier die Faser/Matrix-Bindung unzureichend ist. Aus der Sicht der Norm DIN EN ISO 527 sind diese Proben ungültig. Somit können die Proben aus PA 6 und 12 nicht für die Ermittlung der Festigkeit herangezogen werden. Die Berechnung des

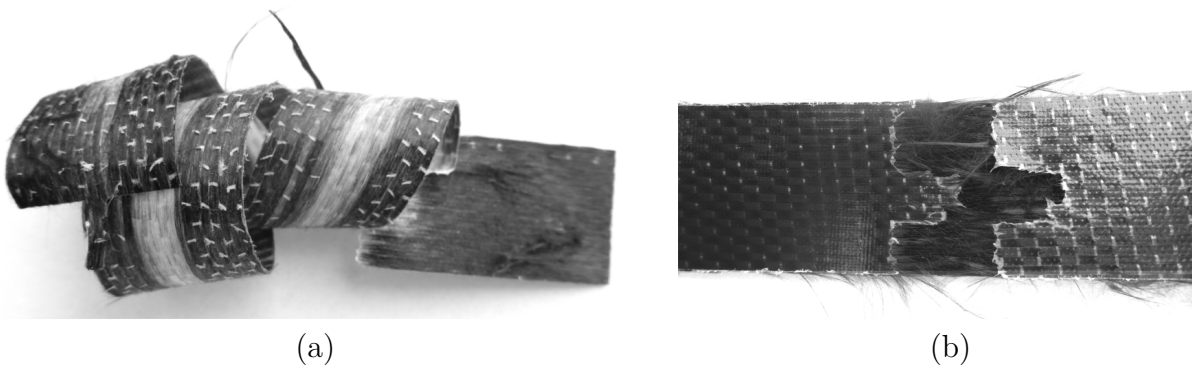


Abbildung 4.6.: (a) Abgezogene Laminatschicht aus verstärktem Polypropylen Gelege;  
(b) Geprüfte Zugprobe aus verstärktem PA 6

4. Ergebnis

Tabelle 4.4.: Elastizitätsmoduli und Festigkeiten auf Zug der Polyamid-Proben

	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>			Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
	0°	90°	45°	0°	90°	45°
PA 6	37400	34500	1130	268	287	42
PA12	35400	33000	1340	287	240	32
PA 410	50300	45800	6120	573	593	180
PA 10T/66	49800	51700	10300	782	662	118

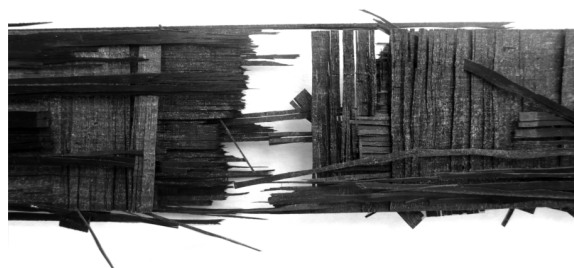
Elastizitätsmoduls und der Querdehnzahl ist möglich, da diesbezüglich nur eine geringe Dehnung bis 0,25% notwendig ist.

Die Proben der Firma SGL weisen allgemein deutlich höhere Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduli auf als jene der Firma KREMPEL Group, vgl. Tabelle 4.4. Werden die Festigkeiten der PA 410-Proben in 0°- und 90°-Richtung miteinander verglichen, so erkennt man durchschnittlich gesehen keinen Unterschied. Beim Elastizitätsmodul liegen die Werte der 0°-Proben durchschnittlich 5 GPa über den Werten der 90°-Proben. Bei den Proben aus PA 10T/66 ist es umgekehrt. Die Elastizitätsmoduli sind in etwa gleich, doch bei der Festigkeit liegen die Werte der 0°-Proben gut 100 N/mm<sup>2</sup> über den Werten der 90°-Proben. Der Bruch der PA 410-Proben erfolgte normal zur Längsachse ohne zu splintern, siehe Abbildung 4.7 (a). Die Proben des Polyphthalamids splintern hingegen sehr stark und weisen einen Pinselbruch auf, siehe Abbildung 4.7 (b).

Die die verschmierten Verbundeigenschaften einer UD-Schicht sind eine Mischung der elastischen Eigenschaften von Fasern und Matrix. Von den faserverstärkten PA 410- und Polyphthalamid-Platten sind in den Datenblättern Festigkeitswerte und E-Moduli für die Kunststoffmatrix und die verwendeten Fasern vorhanden. Mit der mikromechanischen



(a)



(b)

Abbildung 4.7.: (a) Bruchstelle einer verstärkten PA 410-Zugprobe in 0°-Richtung; (b) Pinselförmige Bruchstelle einer verstärkten Polyphthalamid-Probe in 0°-Richtung

Mischungsregel können Festigkeiten und Steifigkeiten von Fasern und Kunststoffmatrix entsprechend ihres Faservolumenanteils  $\phi$  vermischt werden: [33, S.187,190]

$$\begin{aligned}\sigma_{||} &= \sigma_f \phi + \sigma_m (1 - \phi) \\ E_{||} &= E_f \phi + E_m (1 - \phi)\end{aligned}\tag{4.3}$$

$\sigma_{||}$  und  $E_{||}$  sind die verschmierte Festigkeit, bzw. Steifigkeit in Faserrichtung einer UD-Schicht. Sie sind neben den Festigkeiten und Steifigkeiten der Faser bzw. der Matrix sowie auch dem Faservolumengehalt in Tabelle 4.5 dargestellt.

Tabelle 4.5.: Faservolumengehalt  $\phi$  in %, Steifigkeiten und Festigkeiten von Fasern und Matrix, Erwartungswerte für die verschmierte Festigkeit  $E_{||}$  und die Steifigkeit  $\sigma_{||}$  einer UD-Schicht berechnet mit der Mischungsregel sowie die halbierten Vergleichswerte der verschmierten Parameter [30, S.2] [35, S.8]

	$\phi$	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>				Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>			
		$E_f$	$E_m$	$E_{  }$	$E_{  0/90}$	$\sigma_f$	$\sigma_m$	$\sigma_{  }$	$\sigma_{  0/90}$
PA 10T/66	42,7	240000	2100	104000	51900	4000	62	1740	870
PA410	42,3	240000	1000	102000	51000	4000	35	1710	890

Alle Proben in dieser Arbeit sind Kreuzverbunde. Unter der Annahme, dass die Proben quer zur Faser keine Kräfte übertragen, kann eine Abschätzung mit der Mischungsregel für die Festigkeiten und Steifigkeiten in Faserrichtung getroffen werden, trotzdem diese nur für UD-Schichten Gültigkeit besitzt. Um die Ergebnisse der Zugprüfung mit den Werten aus der Mischungsregel zu vergleichen müssen die berechneten Werte  $E_{||}$  und  $\sigma_{||}$  noch halbiert werden, da nur von jeder zweiten Lamineinzelschicht Belastung übertragen wird. Ein Vergleich von  $E_{||0/90}$  mit den experimentell bestimmten Werten aus Tabelle 4.4 zeigt dass die Mischungsregel für die Abschätzung des E-Moduls zulässig ist. Für die Abschätzung der Festigkeit ist die Mischungsregel nicht anwendbar, da die abgeschätzten Werte deutlich höher als die gemessenen sind.

Bei den Proben in 0°- und 90°-Richtung aus PA 410 und Polyphthalamid, siehe Abbildung A.39 bzw. A.24, treten im Laufe der zunehmenden Belastung horizontale Linien auf. Diese Linien entstehen wenn einzelne Fasern oder Faserbündel während der Belastung reißen. Dadurch entsteht eine Schwingung, die vom Dehnungsaufnehmer aufgezeichnet wird. Dieses Phänomen ist auch hörbar. Es klingt wie das Zupfen an einer kurzen Saite.

Betrachtet man die punktierte Probe 3 im Anhang in Abbildung A.24 des Polyphthalamids in 0°-Richtung, erkennt man, dass zu Beginn die Spannungs- Dehnungskurve flacher ist, als bei den anderen Proben. Bei der Zugprüfung ist die Probe zu Beginn leicht in



*4. Ergebnis*

---

der Einspannung verrutscht. Für die Berechnung des Elastizitätsmoduls wurde für diese Probe die obere Dehnungsgrenze von 0,25% auf 0,6% gesetzt, um das Materialverhalten und nicht den Effekt in der Einspannung zu repräsentieren.

Die Proben in 45°-Richtung weisen deutlich niedrigere Festigkeitswerte auf, da die Kraft zu Beginn der Prüfung fast ausschließlich von der Kunststoffmatrix ertragen wird. Das Verhalten der 45°-Proben aller Materialien ist ähnlich. Wie schon im vorigen Kapitel beschrieben beginnt die Probe sich nach einiger Zeit um die Längsachse zu wölben und das Material beginnt zu delaminieren bis es schlussendlich versagt. Bei einigen verstärkten PA 12-Proben in 45°-Richtung ist kurz vor dem Versagen ein großer Spannungseinbruch mit anschließender Versteifung zu beobachten, siehe z.B. im Anhang Abbildung A.20. Für die Angabe der Festigkeit wurde der Wert vor dem Spannungseinbruch herangezogen.

Eine Verbesserung der Prüfbarkeit könnte durch die Veränderung der Probekörperform erwirkt werden. Der Probekörpertyp 1B nach DIN EN ISO 527-4, siehe Abbildung 4.8, verjüngt sich im Messbereich. Dadurch herrschen dort bei der Werkstoffprüfung höhere Spannungen und Versagen tritt wahrscheinlicher in diesem Bereich auf. Ein weiterer Vorteil dieses Probekörpertyps besteht darin, dass keine Aufleimer benötigt werden und damit die Vorbereitungszeit deutlich reduziert wird.

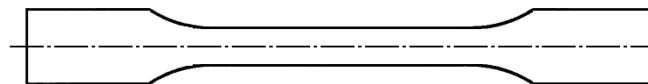


Abbildung 4.8.: Probekörper Typ 1B nach DIN EN ISO 527-4 [17, S.5]

Bevor die Querdehnung  $\nu$ , wie in Kapitel 3.4.3 beschrieben, kalkuliert werden kann muss die Validität der Daten geprüft werden. Bei den meisten Proben stimmen die gemessenen Dehnungen vom Dehnmessstreifen mit denen aus der Zugprüfmaschine überein, siehe Abbildung 4.9. Bei einigen Proben wurde der DMS allerdings fehlerhaft appliziert. Das äußert sich entweder dadurch, dass keine Kongruenz der Dehnungen in Längsrichtung entsteht, oder dass die Querdehnung mit steigender Längsdehnung positive Werte annimmt. Aufgrund der Volumskonstanz muss die Querdehnung mit steigender Längsdehnung negative Werte annehmen. Das betrifft drei der Polyamid 12-Proben und eine der Polyamid 410-Proben.

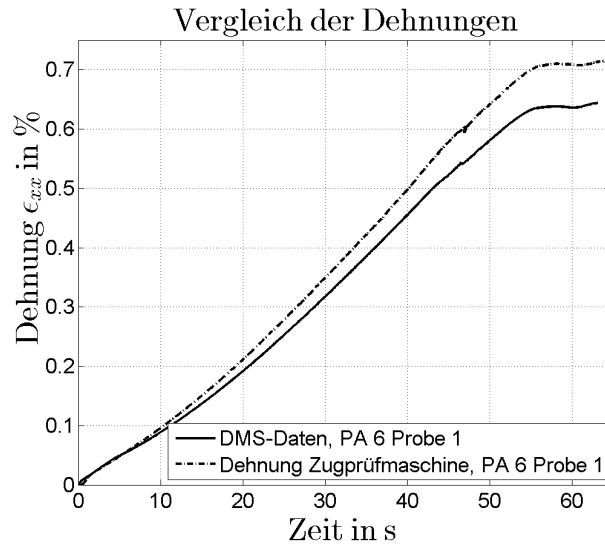


Abbildung 4.9.: Vergleich der Längsdehnung zwischen dem Aufnehmer des Dehnmessstreifens und dem der Zugprüfmaschine vom verstärkten Polyamid 6 in 0°-Richtung

Durch die hohe Abtastrate von 50 Hz des Messapparates mit dem DMS entstehen sehr viele Messpunkte, an denen die Querkontraktionszahl ermittelt werden kann. Um diverse Anfangseinflüsse oder Effekte großer Dehnungen zu vermeiden, werden die berechneten Querkontraktionszahlen zwischen einer Längsdehnung von 0,05% und 0,25% gemittelt. Im Anhang in Tabelle A.9 sind die gültigen gemittelten Querdehnzahlen  $\nu$  der Polyamide angegeben. Die gemittelten Querkontraktionszahlen vom faserverstärkten Polyamid 6 und 410 befinden sich in einem Bereich von  $\nu = 0,06-0,07$ , vom Polyphthalamid bei  $\nu = 0,04$ . Für PA 12 liegt nur ein gültiger Wert für die Querdehnzahl vor:  $\nu = 0,0184$ . Die Ermittlung der Querkontraktion mit Dehnmessstreifen birgt einige Fehlerquellen. Dehnmessstreifen können nur Dehnungen an der Oberfläche registrieren. Eine gemittelte Querdehnung der Werkstoffprobe kann nur dann ermittelt werden, wenn auch der Spannungsverlauf homogen über den Querschnitt verläuft. Faserverstärkte Verbunde sind inhomogen. Daraus folgt, dass leicht lokale Phänomene an der Oberfläche aufgezeichnet werden können. Weiters muss für eine richtige Aufnahme der Dehnungen die Klebestelle zwischen DMS und Probenoberfläche fehlerfrei sein. Bei Betrachtung der Standardabweichung der Querdehnzahlen in Tabelle A.9 ist ersichtlich, dass die Streuung bei allen Polyamiden sehr groß ist. Daher ist die Zuverlässigkeit der ermittelnden Querdehnungen hier zu hinterfragen.

Alle Spannungs-Dehnungskurven der Zugversuche sind im Anhang in den Abbildungen A.15 bis A.26 dargestellt. Die gemittelten Werte der Elastizitätsmoduli und der Festigkeiten sind Tabelle 4.4 angegeben, die einzelnen Werte aller Proben im Anhang in Tabelle A.8.

## 4.4. Biegeversuche

Bei der Prüfung auf Biegung wird die obere Seite der Probe auf Druck und die untere auf Zug belastet. Im Gegensatz zur Zugprüfung ist bei dieser Prüfung die Ausrichtung der Fasern bei den 0°- und 90°-Proben von Belang. Bei den 0°-Proben verläuft die äußerste Faserlage parallel zur Längsachse der Probe, bei den 90°-Proben stehen sie normal dazu. Da normal zur Faserrichtung keine Belastungen von den Fasern übertragen werden, kann erst die Faserlage darunter Kräfte aufnehmen. Durch die veränderten Lastbedingungen in 90°-Richtung ist die Belastung, die ertragen werden kann, kleiner.

Zwischen den PP Gelege- und den PP Gewebe- Proben sind eindeutige Unterschiede erkennbar. Einerseits sind die Festigkeiten der 0°-Proben höher als die der 90°-Proben, andererseits ist die Art des Versagens unterschiedlich. Durch die Verwebung erhält das vorliegende Gewebe im Gegensatz zum Gelege aufgrund der geringen Faser-/Matrixhaftung zusätzlich an Steifigkeit und der Zusammenhalt der Fasern ist größer. Bei den Gelege-Proben in 0°-Richtung können durchschnittlich 43 N/mm<sup>2</sup> erreicht werden, siehe Abbildung 4.10 (a). Die Gewebe-Proben ertragen, wie in Abbildung 4.10 (b) dargestellt, hingegen etwa das Doppelte.

Bei den Gelege-Proben beginnt das Versagen an der Druckseite. Es kommt zur Delamination zwischen der zweiten und dritten Laminatlage, siehe Abbildung 4.11 (a). Nach dem Erreichen der Festigkeit, versagen die Gelege-Proben zunehmend, indem sich die Delamination zunehmend ausbreitet. Nach der Prüfung ist der Zusammenhalt der Proben derart

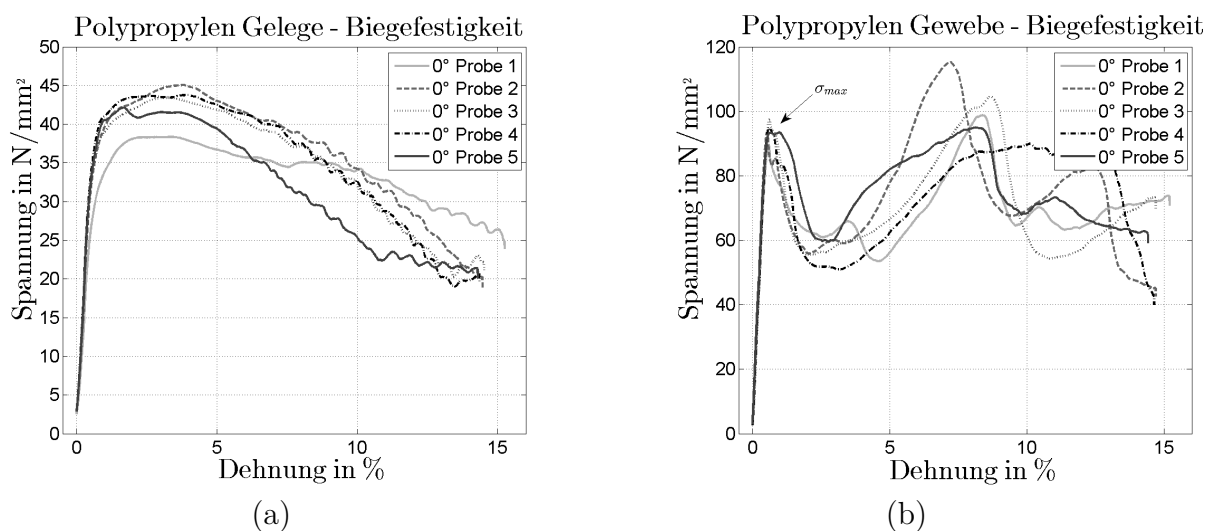


Abbildung 4.10.: Biegeversuche in 0°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte

## 4. Ergebnis

geschwächt, dass man die einzelnen Schichten ohne Probleme auseinanderziehen kann. Bei den Gewebe-Proben geht die Schadensinitiierung ebenfalls von der Druckseite aus. Links und rechts der Druckfinne entstehen leichte Beulen, die eine diagonal nach unten gerichtete Delamination verursachen, siehe Abbildung 4.11 (b). Nach Erreichen der Festigkeit ist in Abbildung 4.10 (b) zuerst eine Entfestigung zu beobachten und anschließend eine Versteifung. Dafür ist die Struktur der Verwebung verantwortlich. Die Probe wird belastet und ein Faserbündel wird auf das daneben gelegene Bündel gedrückt. Mit zunehmender Kraft und Verschiebung rutscht das Faserbündel über seinen Nachbarn und es kommt zur Entfestigung. Das Faserbündel trifft wieder auf ein Faserbündel und es kommt zu einer Versteifung. Dieser Prozess wiederholt sich ein bis zwei Mal bis die Probe schlussendlich versagt. Das erste erreichte Maximum im Verlauf der Spannungs-/Dehnungskurve wird als die Festigkeit  $\sigma_{max}$  herangezogen. Die Proben in 90°-Richtung versagen auf die gleiche Art. Die Festigkeiten sind, da erst die 0°-Lage unter der obersten 90°-Lage Belastungen ertragen kann, mit 40 N/mm<sup>2</sup> beim PP Gelege und mit 74 N/mm<sup>2</sup> beim PP Gewebe geringer.

Die Festigkeiten der Gewebe-Proben in 45°-Richtung sind um ca. 10 N/mm<sup>2</sup> höher, als die der Gelege-Proben, vgl. Tabelle 4.6. Mit zunehmender Verschiebung beginnt sich die Probe, wegen des Laminataufbaus um die Längsachse nach unten zu wölben, sodass die Druckfinne nur mehr in der Mitte der Probe angreift. An der Druckseite bilden sich bei den Gewebeproben viele kleine Beulen, bei den Gelege-Proben entstehen nur links und rechts der Druckfinne Beulen. Nach der Prüfung ist bei allen PP-Proben in 45°-Richtung nur die plastische Verformung der Wölbung und Verfärbung der Probe durch die Bildung von Hohlräumen sichtbar, jedoch keine Faserbrüche.

Die gemittelten Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduli können Tabelle 4.6 entnommen werden. Bei den Polyamid-Proben sind große Unterschiede der Festigkeit zwischen den Proben der Firma KREMPEL Group und jenen der Firma SGL zu sehen. Es ist ersichtlich, dass die Werte der Polyamid 410-Proben und die der Polyphthalamid-Proben um ein Vielfaches höher sind. Die niedrige Leistungsperformance der verstärkten Platten der Firma KREMPEL Group ist auf die schlechte Faser-/Matrixanbindung zurückzuführen. Wie



Abbildung 4.11.: (a) Biegeprobe aus verstärktem PP-Gelege in 0°-Richtung; (b) Biegeprobe aus verstärktem PP-Gewebe in 0°-Richtung

Tabelle 4.6.: Elastizitätsmoduli und Festigkeiten auf Zug

	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>			Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
	0°	90°	45°	0°	90°	45°
PA 6	7350	3400	1460	99,6	67,2	52,8
PA12	34200	9820	1960	219	111	60,2
PA 410	46500	31100	9440	635	529	282
PPA	51700	29800	13600	819	667	307
PP Gelege	5820	2910	860	42,6	40,0	33,4
PP Gewebe	18800	13500	1680	93,8	74,2	46,5

schon am Beginn des Kapitels beschrieben ist der Unterschied zwischen den Ergebnissen der Proben in 0°- und 90°-Richtung gut zu sehen. Dass die PA 12-Proben in 90°-Richtung nur etwa die Hälfte der Festigkeit und etwa ein Drittel der Steifigkeit aufweisen, liegt allerdings eher an der Verarbeitung.

Nach DIN EN ISO 14125 dürfen nur jene Proben gewertet werden, bei denen Versagen durch Druck oder Zug an der Oberfläche, entfernt von den Auflagepunkten, eintritt. Versagen durch interlaminare Scherung muss auch als ungültig gewertet werden [8, S.26]. Bei allen Polypropylen-Proben und den Polyamid 6-Proben in 0°- und 90°-Richtung beginnt die Oberfläche auf der Druckseite zu beulen, was in weiterer Folge zur Delamination führt, siehe Abbildung 4.11 (a). Bei den PA 12-Proben in 0°- und 90°-Richtung tritt Schädigung an der Zug- und Druckseite ohne sichtbare Delamination auf. Bei den verstärkten PA 410-Proben geht die Schädigung von der Zugseite aus. Es kommt zum Faserriss, welcher sich vertikal nach oben ausbreitet bis die Probe schlussendlich vollständig durchbricht, siehe Abbildung 4.12 (a). Die Polyphthalamid-Proben weisen auf der Druckseite Faserbruch auf, der sich bis zur neutralen Faser der Probe ausbreitet. Von dort aus delaminiert die Probe bis zum Rand, siehe Abbildung 4.12 (b). Sämtliche Proben in 45°-Richtung zeigen, abgesehen von der plastischen Deformation, keine sichtbare Schädigung. Es findet eine reine Scherung des Kunststoffes statt, die die Probe bleibend deformiert und die Steifig-

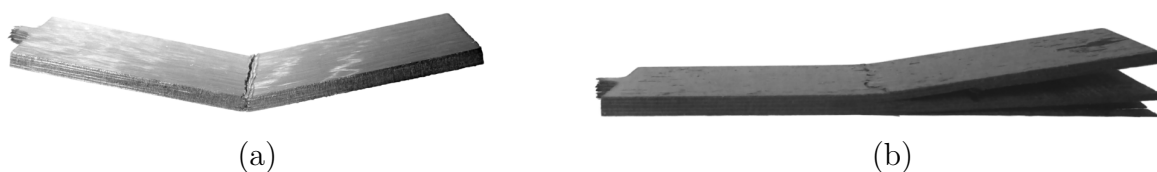


Abbildung 4.12.: (a) Biegeprobe aus verstärktem PA 410 in 0°-Richtung; (b) Biegeprobe aus verstärktem Polyphthalamid PA10T/66 in 0°-Richtung

keit deutlich herabgesetzt. Im Sinne der Norm sind nur die Proben von PA 12 sowie PA 410 in 0°- und 90°-Richtung als gültig zu bewerten.

Der Biegemodul wird in der Norm DIN EN ISO 14125 als Näherungswert für den im einachsigen Zugversuch bestimmten Elastizitätsmodul bezeichnet. Er fällt allerdings geringer aus, da keine Korrektur für die zusätzliche Durchbiegung durch die Scherbeanspruchung erfolgt [8, S.6]. Werden die gemessenen Werte der beiden Moduli miteinander verglichen, kann diese Aussage teilweise bestätigt werden, vgl. Tabelle 4.4 mit 4.6. Werden die Proben in 0°-Richtung betrachtet, so sind die Biegemodulwerte der Polyamid 410-Proben in etwa 10-15% geringer als jene der Zugmoduli. Auch bei den Polyamid 12-Proben ist dieser Trend mit ca. 5% zu beobachten. Bei den Polyphthalamidproben sind die Werte in etwa gleich bzw. die des Biegemoduls sogar geringfügig größer. Bei den Polyamid 6-Proben ist die genannte Korrelation nicht zu erkennen. Die Biegemodulwerte sind durchschnittlich um den Faktor 5 kleiner. Der Grund hierfür liegt in der schlechten Faser-/Matrix-Anbindung. Warum der Biegemodul der PP- und der PA 12-Proben trotz schlechter Faser-/Matrixanbindung sehr gut mit der Erwartung der Norm zusammenfällt, kann dadurch erklärt werden, dass die Auswertung in einem Dehnungsbereich von 0,05 - 0,25% stattfindet. Bei diesen kleinen Dehnungen war noch eine ausreichende Verbindung zwischen den Kohlenfasern und der Kunststoffmatrix vorhanden. Die Faser-/Matrixanbindung der Polyamid 6-Proben war schon zu Beginn sehr niedrig.

Bei den 90°-Proben sind die Werte des Biegemoduls aufgrund der an der Oberfläche liegenden nichttragenden 90°-Faserlage deutlich niedriger. Ein Vergleich von Biegemodul und Zugmodul ist nicht zulässig, da der Lagenaufbau und die unterschiedlichen Lastbedingungen das nicht gestattet. Die 45°-Proben können wieder verglichen werden. Der Biegemodul ist bei allen Proben um etwa 30% höher als der Zugmodul.

Alle Werte der Festigkeiten und des Biegemoduls für die einzelnen Proben sind im Anhang in Tabelle A.10 zu finden. Die Spannungsdehnungskurven der einzelnen Materialien sind ebenfalls im Anhang in den Abbildungen A.27 bis A.44 dargestellt.

## 4.5. Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit

Die mechanischen Eigenschaften hängen sehr von der Faser-/Matrix-Interaktion ab, da die Kunststoffmatrix für die Kraftübertragung von Faser zu Faser zuständig ist. Für eine hohe Leistungsfähigkeit ist daher eine gute Faser-/Matrixanbindung entscheidend. Wie bereits in Kapitel 2.5 beschrieben, handelt es sich bei der scheinbaren interlaminaren

4. Ergebnis

Scherfestigkeit um die maximale Schubspannung im Moment des ersten Versagens in der neutralen Faser. Die Ursache des Versagens kann einerseits die Überschreitung der ertragbaren Schubfestigkeit der Kunststoffmatrix und somit ein Zwischenfaserbruch sein, andererseits kann Versagen der Faser-/Matrix-Haftung eintreten [22, S.735]. Da für diese Prüfung demzufolge nur die Eigenschaften und Haftung der Matrix relevant sind, wurden nur die Proben in 0°-Richtung geprüft.

Der Prüfungsablauf ist gleich dem der Prüfung auf Biegung, jedoch mit veränderten Abmessungen der Proben. Wegen der kurzen Balkenlänge können nur relativ kleine Verformungen realisiert werden. Je nach Probendicke ist ab einer Verschiebung von etwa 1,5 - 2 mm eine Versteifung zu erkennen. Die ist aber nicht auf das Materialverhalten zurückzuführen, sondern darauf, dass die Probe zwischen den Auflagern und der Druckfinne zusammengedrückt wird. Als die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit wird jene Scherspannung bezeichnet, die im Moment des ersten Versagens auftritt. Bei einigen Proben zeichnet sich ein lokales Maximum der Scherspannung ab, entfestigt anschließend und erfährt danach erneut eine Erhöhung, siehe Abbildung 4.13 (b). Bei anderen Proben, wie den PP Gelege-Proben in Abbildung 4.13 (a) ist der Zeitpunkt des ersten Versagens nicht eindeutig, daher wird der Spannungswert bei einer Verformung von 1,5 mm herangezogen. Die scheinbare interlaminare Scherfestigkeit ist hier etwa bei 3 N/mm<sup>2</sup>. Bei den PP Gewebe-Proben, wie in Abbildung 4.13 (b) ist ein Versagen deutlicher zu erkennen. Die Scherfestigkeit beträgt hier durchschnittlich 5,4 N/mm<sup>2</sup>. Die Ergebnisse der Polyamid 6-Proben weisen eine ähnliche Form wie die der PP Gelege-Proben auf. Die Festigkeit wird bei einer Verformung von 1,8 mm abgelesen. Durchschnittlich wer-

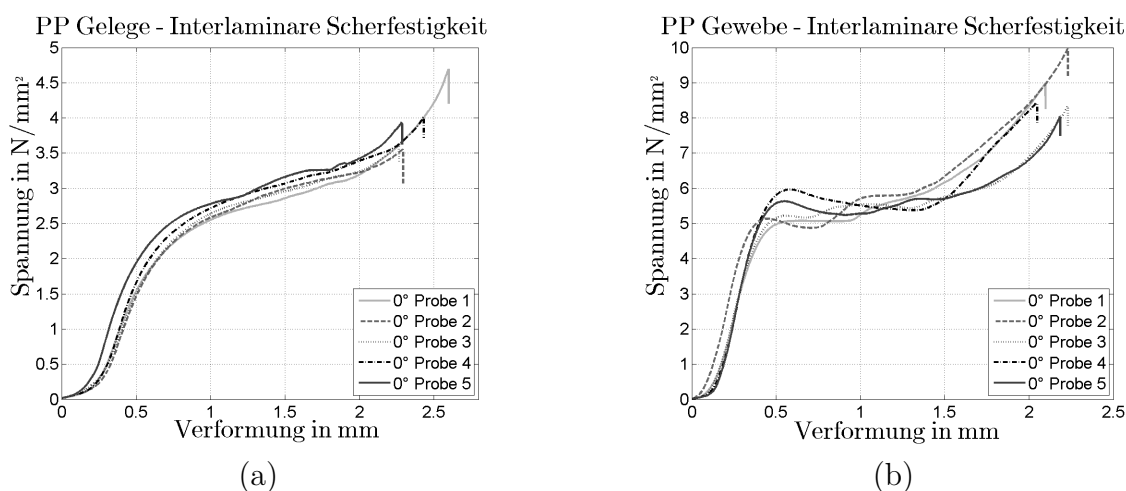


Abbildung 4.13.: Interlaminare Scherfestigkeit in 0°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte

Tabelle 4.7.: Scheinbare interlaminare Festigkeiten in N/mm<sup>2</sup>

Interlaminare Scherfestigkeit	
PA 6	5,0
PA12	5,5
PA 410	44,2
PPA	30,9
PP Gelege	3,0
PP Gewebe	5,4

den 5,0 N/mm<sup>2</sup> erreicht. Die Scherfestigkeit der Proben aus Polyamid 12 ist eindeutig bestimmbar. Sie liegt mit 5,5 N/mm<sup>2</sup> geringfügig über den Werten von PA 6. Der Verlauf der Spannungskurve der PA 410-Proben ist zunächst nicht eindeutig. Bei genauerer Betrachtung sind jedoch bei einer Verformung von etwa 0,5 mm die ersten Zeichen eines Versagens sichtbar. An dieser Stelle ergibt sich ein durchschnittlicher Spannungswert von 44 N/mm<sup>2</sup>. Die verstärkten Polyphthalamid-Proben weisen ein eindeutiges Versagen auf. Hier erhält man einen gemittelten Wert von 31 N/mm<sup>2</sup>. Die scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeiten sind in Tabelle 4.7 zusammengefasst. Alle Scherfestigkeitskurven sind im Anhang in Kapitel A.5 dargestellt.

Das Gültigkeitskriterium aus Kapitel 2.5 erfüllen nur die PP Gelege- und die PA 12-Proben. Die PP Gewebe-, die PA 6- und PA 410-Proben versagen aufgrund von Scherung der Kunststoffmatrix, vgl. Abbildung 2.5 (g). Bis auf die bleibende Deformation sind äußerlich keine sichtbaren Schädigungen zu erkennen. Die Proben aus dem verstärkten Polyphthalamid weisen nach der Prüfung teilweise kleine Risse neben der Druckfinne auf bzw. versagen ebenfalls durch Scherung des Kunststoffes. Auch wenn diese Proben als ungültig gewertet werden müssen, können sie untereinander verglichen und einige Schlüsse daraus gezogen werden.

Die Proben aus den Materialien der Firma SGL können ein Vielfaches der Belastung der Proben der Firma KREMPEL Group ertragen. Was bei den anderen Werkstoffprüfungen schon vermutet wurde, wird bei der Prüfung auf interlaminare Scherfestigkeit bestätigt. Nachdem ein Versagen der Kunststoffmatrix aufgrund der sehr niedrigen Scherfestigkeiten ausgeschlossen werden kann, liegt nun der Beweis vor, dass die niedrige Leistungsperformance an der Faser-/Matrixanbindung liegt.



## 5. Zusammenfassung

Der Schwerpunkt dieser Arbeit lag in der Generierung von Daten kohlefaserverstärkter Thermoplaste. Als Kunststoffmatrices wurden die Thermoplaste Polypropylen, Polyamid 6, 12, 410 und ein Polyphthalamid, basierend auf PA10T, ausgewählt. Im Fokus standen nicht nur die mechanischen und thermischen Eigenschaften, sondern auch die Verfügbarkeit und Verarbeitbarkeit. Die Generierung der Werkstoffdaten erfolgte über genormte Werkstoffprüfungen. Dafür wurden Faserverbundplatten bestellt. Die verstärkten PP-Platten und jene aus Polyamid 6 und 12 wurden von der Firma KREMPEL Group hergestellt, das verstärkte Polyphthalamid PA 10T/66 und Polyamid 410 bei der Firma SGL.

Derzeit bieten sehr viele Firmen Lösungen mit Verbundwerkstoffen an, doch die meisten beschäftigen sich mit der Herstellung verstärkter Duroplaste. Einige Firmen beschäftigen sich mit Spritzguss von Kurzfaser verstärkten Thermoplasten und wenige stellen Endlosfaser verstärkte Thermoplaste, die für diese Arbeit benötigt wurden, her.

Die Eigenschaften von Polyamiden sind stark vom Feuchtigkeitsgehalt abhängig, da Wasser als Weichmacher agiert. Um reproduzierbare und vergleichbare Werte zu erhalten, muss man sie auf einen bestimmten Feuchtigkeitsgehalt konditionieren. Nachdem die Konditionierung im Normklima 23/50 sehr lange dauert, wurde ein genormtes beschleunigtes Verfahren angewendet, mit dem die Proben in 12 Tagen fertig konditioniert waren.

Mit einer DSC-Analyse konnte bestätigt werden, dass die bestellten Kunststoffmatrices auch in den faserverstärkten Platten verarbeitet wurden. Darüber hinaus wurden Schmelzpeaktemperaturen, Kristallisationpeaktemperaturen, Schmelz- und Kristallisationsenthalpien generiert. Mit den Schmelzenthalpien konnte anschließend noch für fast alle Materialien der Kristallinitätsgrad ermittelt werden. Der Kristallinitätsgrad ist für unverstärkte Polymere eine wichtige Größe, da von ihm viele Werkstoffparameter abhängig sind. Für die Ermittlung des Kristallisationsgrades ist neben der gemessenen Schmelzenthalpie  $\Delta H_m$  eine Schmelzenthalpie für 100% kristallines Material  $\Delta H_m^0$  notwendig. Zuverlässige experimentelle Werte gibt es nur in beschränkter Anzahl. Bis auf Polypropylen und Polyamid 6 sind in der Literatur keine relevanten, experimentellen Werte angegeben. Allerdings ist es möglich mit bekannten Schmelzenthalpien einzelner Gruppen und der Kenntnis der Struktur der Kunststoffe eine Schmelzenthalpie  $\Delta H_m^0$  zu berechnen. Verglichen mit den bekannten experimentellen Werten weisen die berechneten Werte eine relativ große Streuung auf, die sich entsprechend auch auf den Kristallinitätsgrad auswirkt. Generell weisen alle Proben einen geringen Kristallinitätsgrad auf.

Zum Zeitpunkt der Bestellung war nicht klar, um welches Produkt es sich bei dem verarbeiteten Polyphthalamid handelt. Im Zuge der DSC-Analyse konnte das über die Schmelz-

peaktemperaturen festgestellt werden. In der Produktbeschreibung wird erklärt, dass es sich um einen auf Polyamid 10T basierenden Kunststoff handelt. Die DSC-Kurve zeigt eine Schmelzkurve mit zwei Schmelzpeaks. Nach einigen Versuchen mehr Information vom Hersteller zu erhalten wurde erklärt, dass keine zusätzlichen Informationen veröffentlicht werden können. Es wird vermutet, dass es sich bei dem Polyphthalamid um ein Copolyamid handelt, bei dem die zweite Komponente neben PA 10T ein Polyamid 66 ist.

Die Bestimmung des Faservolumengehalts erfolgte über eine thermogravimetrische Analyse und fast alle vom Hersteller angegebenen Faservolumengehalte konnten bestätigt werden. Nur beim Polyamid 410 traten einige Probleme auf. Die Kohlefasern begannen sich bereits bei einer Temperatur von 500°C zu zersetzen. Daher wurde das Temperaturprogramm geringfügig geändert, was das Problem zwar nicht gelöst, aber das Ergebnis verbessert hat. Ein Grund für die frühzeitige Zersetzung der Faser könnte in der Schlichtenbehandlung der Faser liegen. Eine andere Möglichkeit besteht darin, dass nicht die beschriebenen Fasern verwendet wurden, sondern andere. Neben dem Faservolumengehalt konnten noch unbrennbare Restgehalte festgestellt werden. Bei der Herstellung der faserverstärkten Platten kann es durch den hohen Druck zum Verzug der unidirektionalen Lamineinzelschichten kommen. Um das zu vermeiden werden Glasfasern für die Verwebung der einzelnen Gelege-Schichten verwendet. Da Glasfasern nicht brennbar sind, scheinen sie am Ende der TGA-Analyse als Restgehalte auf. Neben den Restgehalten ist auch der Feuchtigkeitsgehalt der Polyamid-Proben in der TGA-Analyse sichtbar, da bei 100°C Wasser verdampft und zu einem Masseverlust führt.

Die zerstörenden Werkstoffprüfungen wurden in drei verschiedene Richtungen durchgeführt. Gemessen an der obersten Faserlage waren Proben in 0°, 90°- und 45°-Richtung auf Zug, auf Biegung und auf interlaminare Scherfestigkeit vorgesehen. Der Zuschnitt der Proben gestaltete sich schwierig und konnte schlussendlich nur mittels Wasserstrahlschneiden realisiert werden.

Bei der Zugprüfung gibt es keine Unterschiede zwischen den Ergebnissen der Proben in 0°- und 90°-Richtung. Bei der Prüfung auf Biegung sind deutliche Unterschiede zu erkennen. Da normal zur Faserrichtung keine Belastungen von den Fasern übertragen werden können, kann erst die Faserlage darunter Kräfte aufnehmen. Durch diese veränderten Lastbedingungen der Proben in 90°-Richtung, ist die ertragbare Belastung kleiner.

Bei der Zugprüfung traten einige Probleme auf. Die ersten Proben der Firma KREMPEL Group versagten alle in der Einspannung. Das relativ weiche Material wurde durch die Spannbacken der Prüfmaschine zusammengedrückt und hat sich in Dickenrichtung leicht

deformieren lassen. An der Stelle, wo die Einspannbacken enden, entstand dadurch eine Kerbe, die zum Bruch geführt hat. Versagt hat allerdings nur die oberste Laminatschicht, die vom restlichen Probekörper abgezogen wurde. Als Konsequenz daraus wurden Aufleimer appliziert. Polypropylen lässt sich allerdings schlecht kleben und die Probe versagte bei der Prüfung zwischen Probe und Aufleimer. Die Proben mussten für ungültig erklärt werden. Ein Vergleich vom Einfluss der Verwebung des Kohlefasergewebes mit einem Kohlefasergelege war daher nicht möglich. Wegen der schlechten Klebbarkeit wurde auf das Applizieren von Dehnmessstreifen zur Ermittlung der Querkontraktionszahl verzichtet. Die Polyamid 6- und 12-Proben ließen sich deutlich besser kleben. Allerdings war der Zusammenhalt zwischen den Fasern und der Kunststoffmatrix nicht ausreichend stark, um die Kraft in die Probe weiterzuleiten. Dadurch konnten nur sehr geringe Festigkeiten erreicht werden. Das Versagen äußerte sich dadurch, dass die obersten Schichten gemeinsam mit den Aufleimern von der restlichen Probe abgezogen wurden. Somit konnten die Proben aus Polyamid 6 und 12 nicht für die Ermittlung der Festigkeit herangezogen werden. Die Berechnung des Elastizitätsmoduls und der Querdehnzahl war möglich, da diesbezüglich nur eine geringe Dehnung bis 0,25% notwendig ist. Die geringen Festigkeitswerte sind auf eine schlechte Faser-/Matrixanbindung zurückzuführen. Im Gegensatz dazu weisen die Proben der Firma SGL allgemein deutlich höhere Festigkeitswerte und Elastizitätsmoduli auf als jene der Firma KREMPEL Group.

Bei der Prüfung auf Biegung sind zwischen den verstärkten PP Gelege- und den PP Gewebe-Proben eindeutige Unterschiede erkennbar. Einerseits sind die Festigkeiten der 0°-Proben höher als die der 90°-Proben, andererseits ist die Art des Versagens unterschiedlich. Durch die Verwebung erhält ein Gewebe im Gegensatz zu einem Gelege zusätzlich an Steifigkeit und der Zusammenhalt der Fasern ist größer. Bei den Polyamid-Proben sind große Unterschiede in der Festigkeit und dem Biegemodul zwischen den Proben der Firma KREMPEL Group und jenen der Firma SGL zu sehen. Die Werte der Proben der Firma SGL liegen um ein Vielfaches höher. Wie auch schon zuvor angesprochen ist die niedrige Leistungsperformance der verstärkten Platten der Firma KREMPEL Group auf die schlechte Anbindung der Kunststoffmatrix an die Kohlefasern zurückzuführen.

Im Sinne der zu prüfenden Norm dürfen nur jene Biegeproben gewertet werden, bei denen Versagen durch Druck oder Zug an der Oberfläche, entfernt von den Auflagepunkten, eintritt. Auch Versagen durch interlaminare Scherung muss als ungültig gewertet werden. Damit sind nur die Proben von PA 12 sowie PA 410 in 0°- und 90°-Richtung als gültig zu bewerten.

Wie an den vorangegangenen Prüfungen ersichtlich, hängen die mechanischen Eigenschaften sehr von der Faser-/Matrix-Interaktion ab, da die Kunststoffmatrix für die Kraftübertragung von Faser zu Faser zuständig ist. Mit der Prüfung auf scheinbare interlaminare Scherfestigkeit wird die Probe auf Scherung beansprucht, um bevorzugt interlaminare Schädigung hervorzurufen. Die Ursache des Versagens kann einerseits die Überschreitung der ertragbaren Schubfestigkeit der Kunststoffmatrix und somit ein Zwischenfaserbruch sein, andererseits kann Versagen der Faser-/Matrixhaftung eintreten. Da für diese Prüfung demzufolge nur die Eigenschaften und Haftung der Matrix relevant sind, wurden nur die Proben in 0°-Richtung geprüft. Zwischenfaserbruch kann bei der Prüfung der verstärkten PP-, PA 6- und PA 12-Proben aufgrund der niedrigen Werte ausgeschlossen werden. Die Ergebnisse der Prüfung beweisen, dass die Proben der Firma KREMPEL Group eine schlechte Faser-/Matrixhaftung aufweisen. Die Festigkeitswerte liegen um etwa eine Größenordnung unter den Werten der Proben der Firma SGL.

Bei der Aufgabenstellung wurde sehr darauf geachtet, für alle verwendeten Materialien möglichst gleiche Bedingungen zu schaffen, um einen Vergleich möglich zu machen. Da die mechanischen Eigenschaften sehr von der Verarbeitung abhängen, ist eine Bewertung der einzelnen Matrices leider nicht möglich.

Faserverstärkte Thermoplaste sind hinsichtlich ihres Entwicklungsstandes noch nicht vollends ausgereift. Die Schwierigkeiten, die im Zuge der Arbeit entstanden sind, zeigen auf, dass noch genügend Entwicklungspotential in kohlefaserverstärkten Thermoplasten steckt. Trotz all der aufgezeigten Nachteile, haben bereits genügend Institutionen das Potential der endlos-faserverstärkten Thermoplasten erkannt und es ist ein Aufschwung dieser Verbundwerkstoffe zu bemerken.

## Literatur

- [1] AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V.; *Handbuch-Faserverbundkunststoffe*. Vieweg+Teubner GWV Fachverlage GmbH Wiesbaden, 2010.
- [2] Becker, G.W. (Hrsg.); Braun, D. (Hrsg.); *Kunststoff Handbuch - Polyamide*. Carl Hanser Verlag München Wien, 1998.
- [3] K.K.; Chawla. *Composite Materials - Science and Engineering*. Springer-Verlag New York Berlin Heidelberg, 1987.
- [4] Degischer, H.P. (Hrsg.); Lüftl, S. (Hrsg.); *Leichtbau: Prinzipien, Werkstoffauswahl und Fertigungsvarianten*. WILEY-VCH Verlag GmbH Co. KGaA, 2009.
- [5] Ehrenstein, G.W.; *Faserverbund-Kunststoffe*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2006.
- [6] Ehrenstein, G.W.; Riedel G.; Trawiel, P.; *Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen*. Carl Hanser Verlag München Wien, 2003.
- [7] Elsner, P. (Hrsg.); Eyerer, P. (Hrsg.); Hirth, T. (Hrsg.); *Kunststoffe - Eigenschaften und Anwendungen*. Springer Heidelberg Dordrecht London New York, 2012.
- [8] *Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der Biegeeigenschaften*. (DIN EN ISO 14125:2011-05).
- [9] *Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken*. (DIN EN ISO 14130:1998-02).
- [10] Flemming, M.; Ziegmann, G.; Roth, S.; *Faserverbundbauweisen - Fasern und Matrices*. Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, 1995.
- [11] Fritz, A.H.; Schulze, G. (Hrsg.); *Fertigungstechnik*. Springer Heidelberg Dordrecht London New York, 2010.
- [12] Kalweit, A.; Paul, C.; Peters, S.; Wallbaum, R. (Hrsg.); *Handbuch für technisches Produktdesign*. Springer Heidelberg Dordrecht London New York, 2012.
- [13] Klein, B.; *Leichtbaukonstruktion*. Vieweg+Teubner GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2009.
- [14] Kraus, T.; Kühnel, M.; Witten, E.; *Composites-Marktbericht 2014*. AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V. 2014. (Stand 15.05.2016). URL: [http://www.avk-tv.de/files/20141023\\_20141008\\_marktbericht\\_gfkckf.pdf](http://www.avk-tv.de/files/20141023_20141008_marktbericht_gfkckf.pdf).
- [15] Kraus, T.; Kühnel, M.; Witten, E.; *Composites-Marktbericht 2015*. AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V. 2015. (Stand: 14.03.2016). URL: [http://www.avk-tv.de/files/20150923\\_composites\\_marktbericht\\_gesamt.pdf](http://www.avk-tv.de/files/20150923_composites_marktbericht_gesamt.pdf).

- [16] *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 1: Allgemeine Grundsätze.* (DIN EN ISO 527-1:2012-06).
- [17] *Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 4: Prüfbedingungen für isotrop und anisotrop faserverstärkte Kunststoffverbundwerkstoffe.* (DIN EN ISO 527-4:1997-07).
- [18] *Kunststoffe - Dynamische Differenz-Thermoanalyse (DSC) - Teil 1: Allgemeine Grundlagen.* (DIN EN ISO 11357:2010-03).
- [19] *Kunststoffe - Polyamide - Beschleunigte Konditionierung von Probekörpern.* (DIN EN ISO 1110:1998-03).
- [20] *Kunststoffe - Thermogravimetrie (TG) von Polymeren - Teil 1: Allgemeine Grundsätze.* (DIN EN ISO 11358-1:2014-10).
- [21] VDI-Gesellschaft Kunststofftechnik. *Kohlenstoff- und aramidfaserverstärkte Kunststoffe.* VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf, 1977.
- [22] Macherauch, E.; Zoch, H.W.; *Praktikum in Werkstoffkunde, 95 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik.* Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.
- [23] *Market Report - Global Polyamide Market.* Acmite Market Intelligence. Dez. 2014. Stand: 15.05.2016. URL: <http://www.acmite.com/brochure/Brochure-Global-Polyamide-Market-Report.pdf>.
- [24] *Marktstudie Polypropylen - PP (3.Auflage).* Ceresana eK. Dezember 2014. (Stand 25.4.2016). URL: <http://www.ceresana.com/de/marktstudien/kunststoffe/polypropylen>.
- [25] *Polyamide 410 - EcoPaXX Data Sheet.* DSM. (Stand: 05.08.2016). URL: <https://depmdac.dsm.com/docs/PDS/EcoPaXXQFP4enSI.pdf>.
- [26] *Polyamide 410 - EcoPaXX Hot Properties.* DSM. (Stand: 27.05.2016). URL: [http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en\\_US/product-info/properties.html](http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en_US/product-info/properties.html).
- [27] *Polyamide 410 - EcoPaXX Processing.* DSM. (Stand: 27.06.2016). URL: [http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en\\_US/product-info/processing.html](http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en_US/product-info/processing.html).
- [28] *Polyamide 410 - EcoPaXX The Green Performer.* DSM. (Stand: 27.06.2016). URL: [http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en\\_US/cases.html](http://www.dsm.com/products/ecopaxx/en_US/cases.html).
- [29] *Polyphthalamid VESTAMID HT plus.* Evonik. (Stand: 25.04.2016). URL: <http://www.vestamid.com/sites/lists/PP-HP/Documents/VESTAMID-HTplus-Polyphthalamid-DE.pdf>.

- [30] *Polyphthalamid VESTAMID HT plus C2505*. Evonik. (Stand: 27.05.2016). URL: <http://www.vestamid.com/sites/lists/PP-HP/Documents/PI-VESTAMID-HTplus-C2505-EN.pdf>.
- [31] Roos, E.; Maile, K.; *Werkstoffkunde für Ingenieure*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2015.
- [32] Schaaf, S.; *Polyamide - Werkstoffe für die High-Technologie und das moderne Leben*. EMS-Chemie AG, 1997.
- [33] H.; Schürmann. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. Springer Berlin Heidelberg New York, 2007.
- [34] Siebenpfeiffer, W.; *Leichtbautech Leichtbau im Automobilbau*. Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014.
- [35] *SIGRAFIL Continuous Carbon Fiber Tow*. SGL Group. (Stand 20.04.2016). URL: [https://www.sglgroup.com/cms/\\_common/downloads/products/product-groups/cf/carbon-fiber-continuous-tow/SIGRAFIL\\_Continuous\\_Carbon\\_Fiber\\_Tow\\_e.pdf](https://www.sglgroup.com/cms/_common/downloads/products/product-groups/cf/carbon-fiber-continuous-tow/SIGRAFIL_Continuous_Carbon_Fiber_Tow_e.pdf).
- [36] van Krevelen, D.W.; *Properties of Polymers*. Elsevier Science Publishers B.V., 1990.

---

## Abbildungsverzeichnis

1.1.	Wasserstoffbrücken zwischen den Molekülen von PA 6 (a) im Gegenlauf und (b) im Gleichlauf versetzt . . . . .	6
1.2.	(a) Isotaktische Anordnung der Methyl-Gruppen; (b) Syndiotaktische Anordnung; (c) Ataktische Anordnung . . . . .	13
1.3.	(a) Hexagonale Packung eines Graphitkristalls; (b) Gitteraufbau eines Graphitkristalls [3, S.20] . . . . .	16
1.4.	(a) Netzwerk aus hexagonalen Bändern [21, S.24]; (b) Mechanische Eigenschaften von Kohlefasern in Abhängigkeit der Temperatur [3, S.22] . . . . .	17
1.5.	(a) Leinwandbindung [1, S.224]; (b) Multiaxiales Gelege aus unidirektionalen Schichten unterschiedlicher Orientierung [33, S.63] . . . . .	19
1.6.	Gegenüberstellung von Zugmodul und Zugfestigkeit verschiedener Lamine eines Kohlefaser-Epoxidharz-Verbunds abhängig von der Beanspruchungsrichtung und der Faserorientierung [4, S.132] . . . . .	20
2.1.	Schematische Darstellung vom Grundprinzip der dynamischen Wärmestrom-Differenz-Kalorimetrie nach [18, S.12] . . . . .	22
2.2.	Beispiel einer TGA-Kurve, die eine mehrstufige Massenabnahme zeigt [20, S.10] . . . . .	23
2.3.	Probekörper Typ 2 nach DIN EN ISO 527-4 [17, S.6] . . . . .	24
2.4.	Dreipunktbiegeverfahren lt. DIN EN ISO 14125 [8, S.24] . . . . .	26
2.5.	Versagensarten: (a), (b) Schubbedingte Versagensarten - akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (c), (d) Mischversagensarten - nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (e), (f) Nicht schubbedingte Versagensarten - nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen; (g) Scherung des Kunststoffes — nicht akzeptierbares interlaminares Scherversagen [9, S.9] . . . . .	28
3.1.	(a) Polyamid 6 Probe, die am Rand stark Fäden ziehen lässt (b) Ausgefranzte Oberfläche durch Zuschnitt mit einer Kreissäge . . . . .	31
3.2.	Prinzip des Wasserstrahlenschneidens (a) mit Reinwasser und (b) mit Abrasivstoffen [11, S.388] . . . . .	32
3.3.	Nummerierung der Proben für den Entnahmeort aus den Platten für die DSC- und TGA-Analyse und Bezeichnung der Proben in 0°, 90°- und 45°-Richtung für die zerstörenden Werkstoffprüfungen . . . . .	35
4.1.	DSC-Kurve von Polyamid 6 . . . . .	39
4.2.	DSC-Kurve vom Polyphthalamid . . . . .	39
4.3.	TGA-Kurve von Polyamid 6 . . . . .	43



4.4. Überlagerte TGA-Kurven vom verstärkten PA 410 bei einer Haltetemperatur von (a) T=500°C und (b) einer Haltetemperatur von T=450°C . . .	44
4.5. Zugversuche in 45°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen-Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen-Gewebe-Platte . . . . .	47
4.6. (a) Abgezogene Laminatschicht aus verstärktem Polypropylen Gelege; (b) Geprüfte Zugprobe aus verstärktem PA 6 . . . . .	48
4.7. (a) Bruchstelle einer verstärkten PA 410-Zugprobe in 0°-Richtung; (b) Pinselförmige Bruchstelle einer verstärkten Polyphthalamid-Probe in 0°-Richtung . . . . .	49
4.8. Probekörper Typ 1B nach DIN EN ISO 527-4 [17, S.5] . . . . .	51
4.9. Vergleich der Längsdehnung zwischen dem Aufnehmer des Dehnmessstreifens und dem der Zugprüfmaschine vom verstärkten Polyamid 6 in 0°-Richtung . . . . .	52
4.10. Biegeversuche in 0°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte . . . . .	53
4.11. (a) Biegeprobe aus verstärktem PP-Gelege in 0°-Richtung; (b) Biegeprobe aus verstärktem PP-Gewebe in 0°-Richtung . . . . .	54
4.12. (a) Biegeprobe aus verstärktem PA 410 in 0°-Richtung; (b) Biegeprobe aus verstärktem Polyphthalamid PA10T/66 in 0°-Richtung . . . . .	55
4.13. Interlaminare Scherfestigkeit in 0°-Richtung der (a) verstärkten Polypropylen Gelege-Platte und (b) der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte .	57
A.1. Überlagerte DSC-Kurven von (a) PA6, (b) PA12, (c) PA410, (d) PPA, (e) Polypropylen Gelege und (f) PP Gewebe . . . . .	v
A.2. DSC-Kurve von Polyamid 6 . . . . .	vi
A.3. DSC-Kurve von Polyamid 12 . . . . .	vi
A.4. DSC-Kurve von Polyamid 410 . . . . .	vii
A.5. DSC-Kurve vom Polyphthalamid . . . . .	vii
A.6. DSC-Kurve von Polypropylen Gelege . . . . .	viii
A.7. DSC-Kurve von Polypropylen Gewebe . . . . .	viii
A.8. Überlagerte TGA-Kurven vom kohlefaserverstärkten (a) PA 6 (b) PA 12 (c) PA 410 (d) PPA (e) PP Gelege (f) PP Gewebe . . . . .	xi
A.9. TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 6 . . . . .	xii
A.10. TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 12 . . . . .	xii
A.11. TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 410 . . . . .	xiii
A.12. TGA-Kurve vom verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66 . . . . .	xiii
A.13. TGA-Kurve vom verstärkten Polypropylen Gelege . . . . .	xiv

A.14.TGA-Kurve vom verstärkten Polypropylen Gewebe . . . . .	xiv
A.15.Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xvii
A.16.Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xvii
A.17.Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xviii
A.18.Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xviii
A.19.Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xix
A.20.Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xix
A.21.Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xx
A.22.Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xx
A.23.Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xxi
A.24.Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxi
A.25.Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 90°- Richtung . . . . .	xxii
A.26.Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 45°- Richtung . . . . .	xxii
A.27.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 0°-Richtung .	xxv
A.28.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 90°-Richtung	xxv
A.29.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 45°-Richtung	xxvi
A.30.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 0°-Richtung	xxvi
A.31.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 90°-Richtung	xxvii
A.32.Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 45°-Richtung	xxvii
A.33.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxviii
A.34.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xxviii
A.35.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xxix
A.36.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxix
A.37.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xxx
A.38.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xxx
A.39.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxx
A.40.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 90°-Richtung . . . . .	xxx
A.41.Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 45°-Richtung . . . . .	xxx
A.42.Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 0°- Richtung . . . . .	xxx
A.43.Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 90°- Richtung . . . . .	xxx

A.44. Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 45°- Richtung . . . . .	xxxiii
A.45. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxiv
A.46. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxv
A.47. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxv
A.48. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxvi
A.49. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxvi
A.50. Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyphthalamid-Platte in 0°-Richtung . . . . .	xxxvii

## A. Anhang

### A.1. DSC-Analyse

Tabelle A.1.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  [6, S.17] und  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Glasübergangstemperaturen  $T_g$ , Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  sowie der Kristallinitätsgrad  $K$  unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der verstärkten Polyamid 6-Platte

Polyamid 6									
$H_m^0$ in J/g	Probe	$\Delta H_{m1}$ in J/g	$\Delta H_{m2}$ in J/g	$T_{mPeak1}$ in °C	$T_{mPeak2}$ in °C	$\Delta H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$K$ in %	$T_g$ in °C
203	1	23,9	19,6	219,7	219,9	19,8	188,4	16,9	51
	2	28,1	29,2	219,2	219,6	23,5	188,9	25,1	49
	3	30,2	28,9	218,8	219,1	23,2	188,8	24,8	50
	4	16,6	22,1	219,3	220,1	20,3	188,5	19,0	49
	5	23,8	19,6	219,6	220,2	21,1	188,0	16,9	50
Mittelwert		24,5	23,9	219,3	219,8	21,6	188,5	20,5	49,8
Standardabweichung		5,20	4,79	0,35	0,43	1,68	0,36	4,12	0,84

Tabelle A.2.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  [36, S.122] und  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Glasübergangstemperaturen  $T_g$ , Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  sowie der Kristallinitätsgrad  $K$  unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der verstärkten Polyamid 12-Platte

Polyamid 12									
$H_m^0$ in J/g	Probe	$\Delta H_{m1}$ in J/g	$\Delta H_{m2}$ in J/g	$T_{mPeak1}$ in °C	$T_{mPeak2}$ in °C	$\Delta H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$K$ in %	$T_g$ in °C
233,13	1	16,4	14,1	168,4	167,7	16,1	138,7	10,3	48
	2	15,7	12,1	168,0	169,2	15,8	138,5	8,8	48
	3	18,7	19,1	169,1	167,8	18,0	142,6	13,9	49
	4	19,0	13,8	168,9	168,2	17,2	138,9	10,0	49
	5	15,7	12,5	168,6	168,7	15,6	139,5	9,1	50
Mittelwert		17,1	14,3	168,6	168,3	16,5	139,6	10,4	48,8
Standardabweichung		1,63	2,82	0,42	0,61	1,00	1,70	2,05	0,84

Tabelle A.3.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  [36, S.122] und  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Glasübergangstemperaturen  $T_g$ , Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  sowie der Kristallinitätsgrad  $K$  unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der verstärkten Polyamid 410-Platte

<b>Polyamid 410</b>									
$H_m^0$ in J/g	Probe	$\Delta H_{m1}$ in J/g	$\Delta H_{m2}$ in J/g	$T_{mPeak1}$ in °C	$T_{mPeak2}$ in °C	$\Delta H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$K$ in %	$T_g$ in °C
204,43	1	26,0	22,1	247,1	245,9	18,3	220,7	18,7	54
	2	26,4	23,1	247,2	245,8	19,2	224,4	19,6	54
	3	25,7	21,8	247,9	246,3	18,3	220,7	18,5	55
	4	23,9	21,3	247,2	246,9	17,7	219,8	18,0	55
	5	25,6	21,7	247,3	246,1	18,6	220,4	18,4	54
Mittelwert		25,5	22,0	247,3	246,2	18,4	221,2	18,7	54,4
Standardabweichung		0,97	0,70	0,33	0,40	0,51	1,82	0,59	0,55

Tabelle A.4.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  [6, S.17] und  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  sowie der Kristallinitätsgrad  $K$  unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte

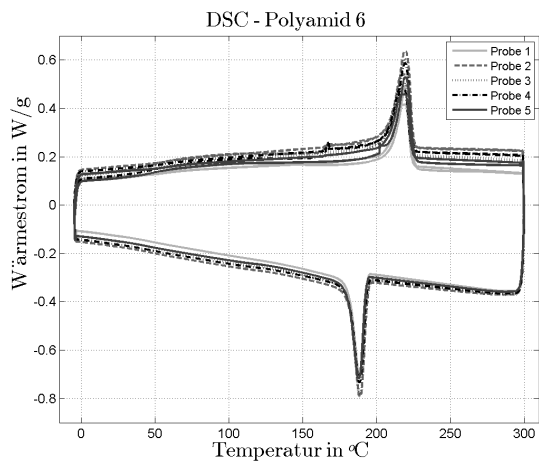
<b>Polypropylen Gelege</b>								
$H_m^0$ in J/g	Probe	$\Delta H_{m1}$ in J/g	$\Delta H_{m2}$ in J/g	$T_{mPeak1}$ in °C	$T_{mPeak2}$ in °C	$\Delta H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$K$ in %
207	1	32,3	32,6	164,5	163,8	34,5	120,2	26,9
	2	31,8	32,7	164,7	163,8	24,6	119,7	27,0
	3	25,1	24,1	164,5	163,4	26,8	120,1	19,9
	4	26,8	23,7	164,6	165,3	28,8	119,3	19,6
	5	29,7	28,8	165,4	164,8	33,3	119,4	23,8
Mittelwert		29,1	28,4	164,8	164,2	29,6	119,7	23,5
Standardabweichung		3,11	4,37	0,35	0,79	4,24	0,41	3,62

Tabelle A.5.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m^0$  [6, S.17] und  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  sowie der Kristallinitätsgrad  $K$  unter Berücksichtigung des Faservolumengehalts der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte

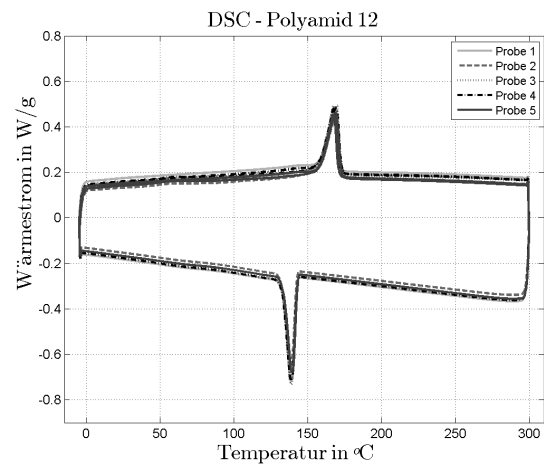
<b>Polypropylen Gewebe</b>								
$H_m^0$ in J/g	Probe	$\Delta H_{m1}$ in J/g	$\Delta H_{m2}$ in J/g	$T_{mPeak1}$ in °C	$T_{mPeak2}$ in °C	$\Delta H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$K$ in %
207	1	29,9	31,1	164,0	164,9	30,4	119,7	25,7
	2	34,8	29,3	165,0	164,3	31,9	119,4	24,2
	3	30,8	30,3	166,1	165,7	33,5	119,1	25,0
	4	29,9	29,6	164,2	163,7	35,5	119,9	24,4
	5	29,7	28,9	164,6	164,0	31,9	119,8	23,9
Mittelwert		31,0	29,8	164,8	164,5	32,6	119,6	24,7
Standardabweichung		2,16	0,84	0,84	0,78	1,94	0,32	0,69

Tabelle A.6.: Schmelzenthalpien  $\Delta H_m$ , Schmelzpeaktemperaturen  $T_{mPeak}$  der ersten und zweiten Aufheizung, Glasübergangstemperaturen  $T_g$ , sowie Kristallisationspeaktemperatur  $T_{cryst}$  und Kristallisationsenthalpie  $\Delta H_{mcryst}$  der verstärkten Polyphthalamid-Platte

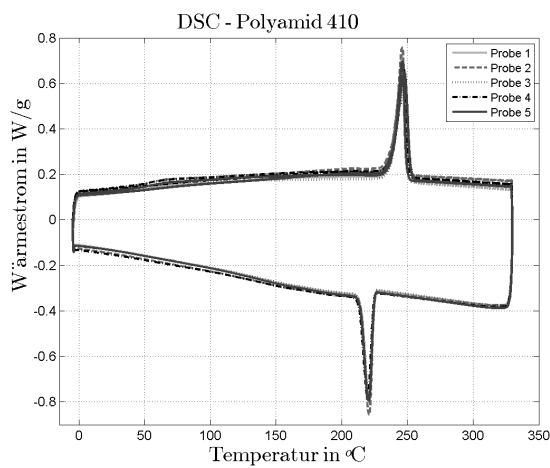
<b>Polyphthalamid PA 10T/66</b>											
Probe	$H_{m11}$ in J/g	$H_{m12}$ in J/g	$H_{m21}$ in J/g	$H_{m22}$ in J/g	$T_{mPeak11}$ in °C	$T_{mPeak21}$ in °C	$T_{mPeak21}$ in °C	$T_{mPeak22}$ in °C	$H_{mcryst}$ in J/g	$T_{cryst}$ in °C	$T_g$ in °C
1	7,33	10,3	12,4	6,34	245,3	266,2	246,2	263,6	14,5	220,0	126
2	9,57	10,7	14,0	6,01	245,2	261,2	245,7	263,3	14,4	218,6	128
3	9,14	11,5	14,1	6,72	245,2	261,8	246,1	264,0	14,8	220,9	127
4	7,98	11,9	13,1	6,93	244,8	263,5	245,4	263,5	14,6	220,1	127
5	11,7	11,0	15,7	6,43	244,8	264,5	245,5	261,2	13,0	218,9	126
Mittelwert	9,13	11,1	13,9	6,49	245,1	263,5	245,8	263,1	14,3	219,7	126,8
Standardabweichung	1,67	0,62	1,26	0,36	0,25	2,02	0,37	1,09	0,73	0,96	0,84



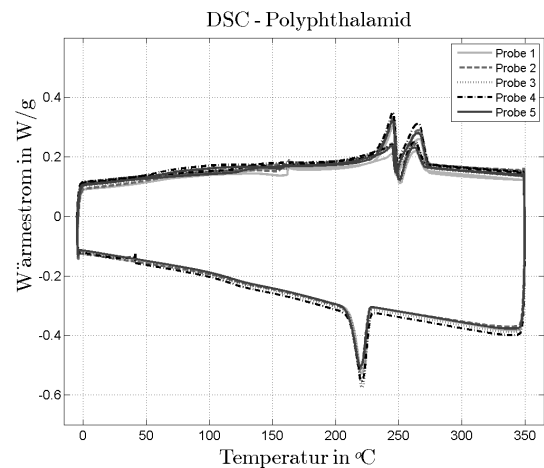
(a)



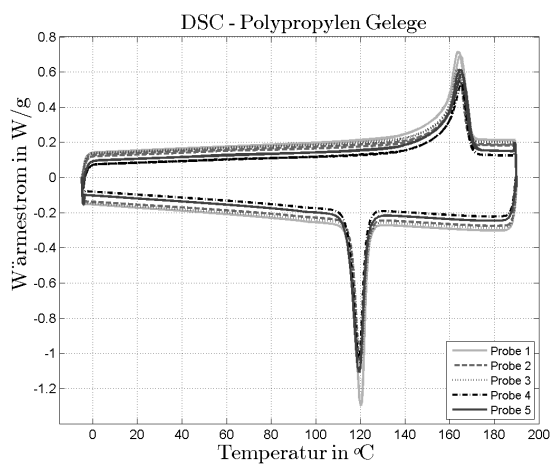
(b)



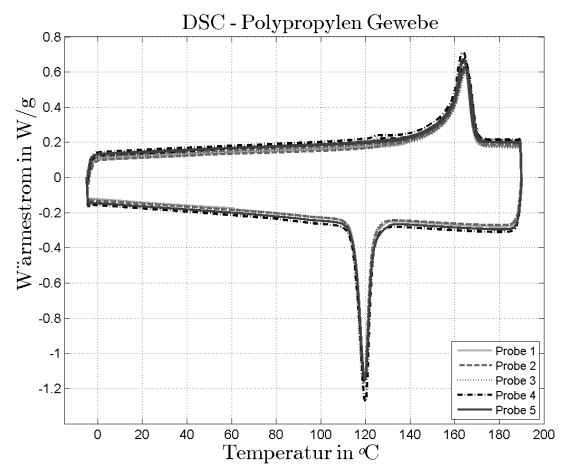
(c)



(d)



(e)



(f)

Abbildung A.1.: Überlagerte DSC-Kurven von (a) PA6, (b) PA12, (c) PA410, (d) PPA, (e) Polypropylen Gelege und (f) PP Gewebe



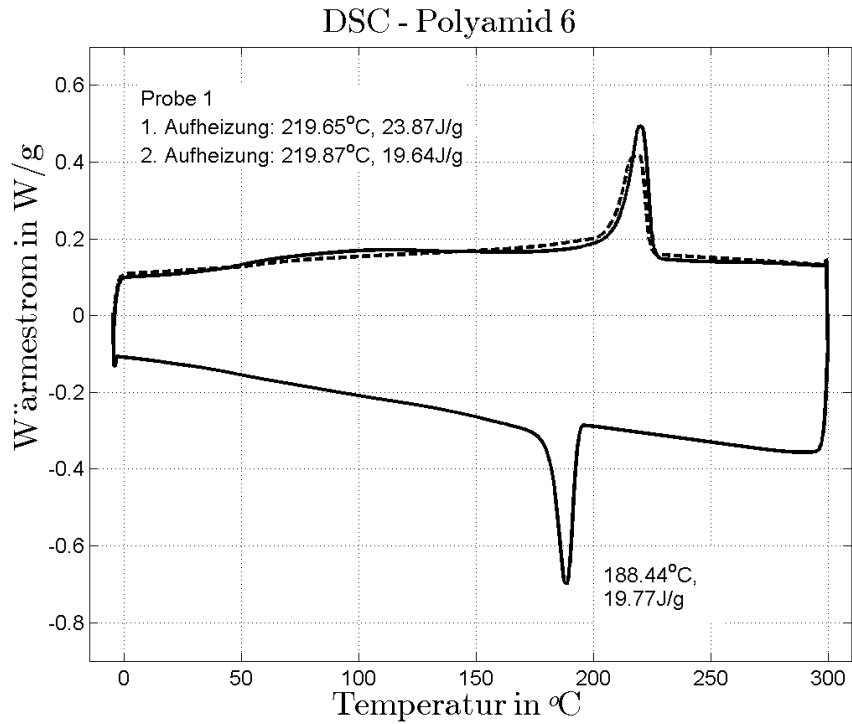


Abbildung A.2.: DSC-Kurve von Polyamid 6

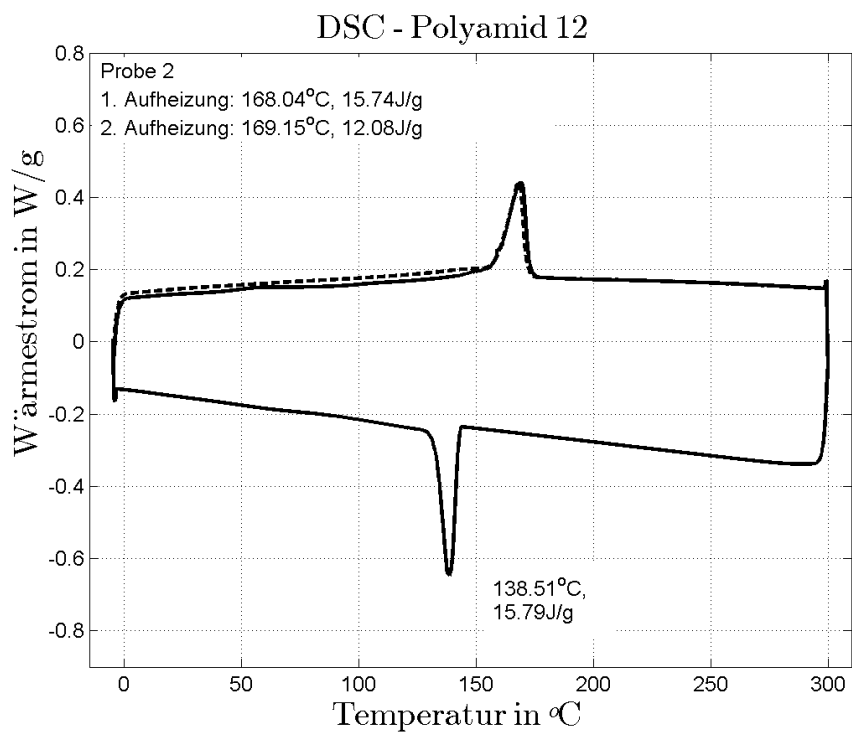


Abbildung A.3.: DSC-Kurve von Polyamid 12

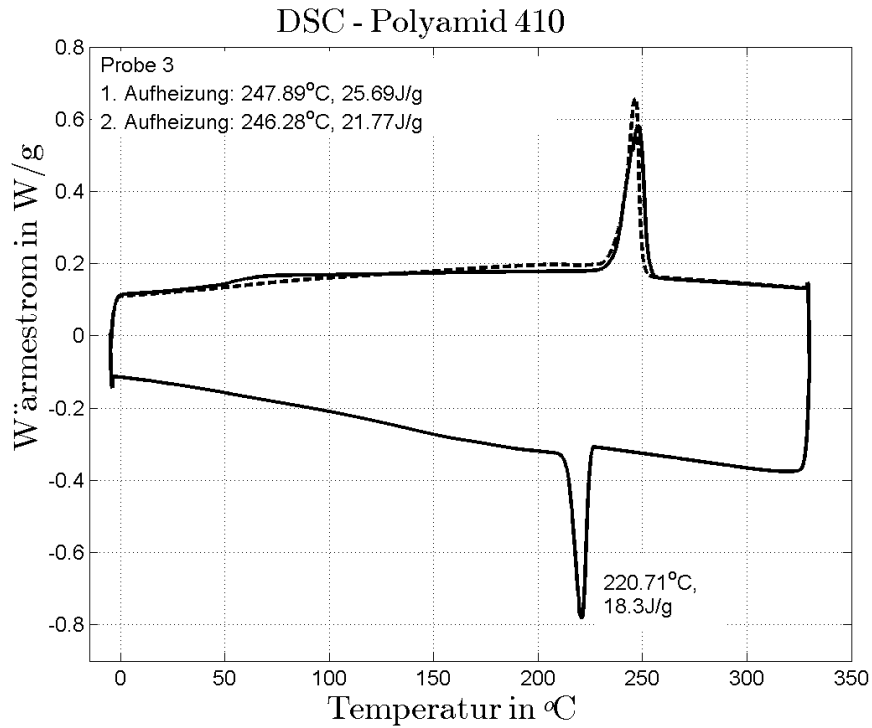


Abbildung A.4.: DSC-Kurve von Polyamid 410

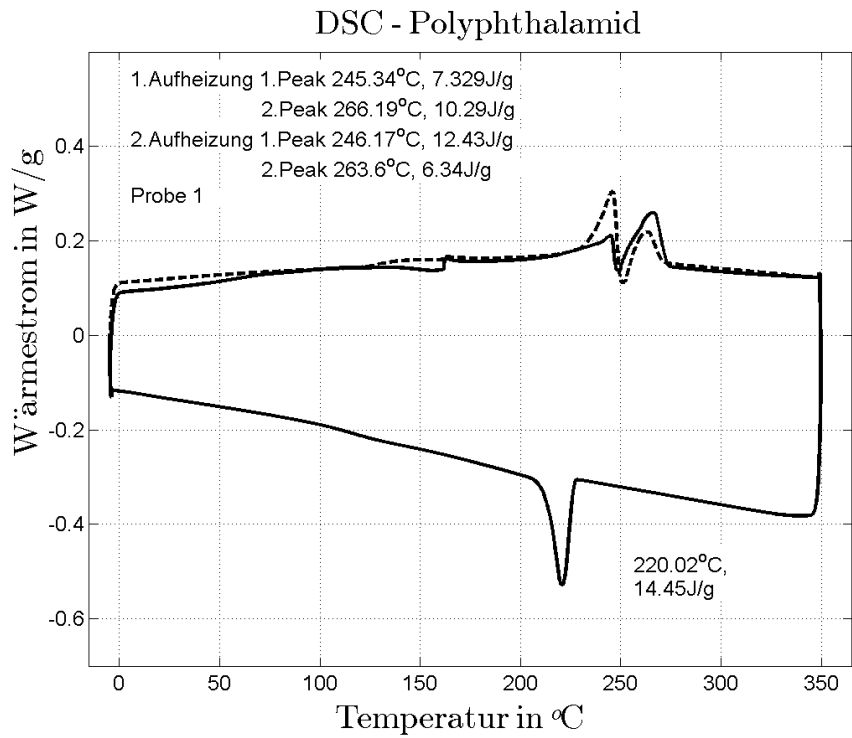


Abbildung A.5.: DSC-Kurve vom Polyphthalamid

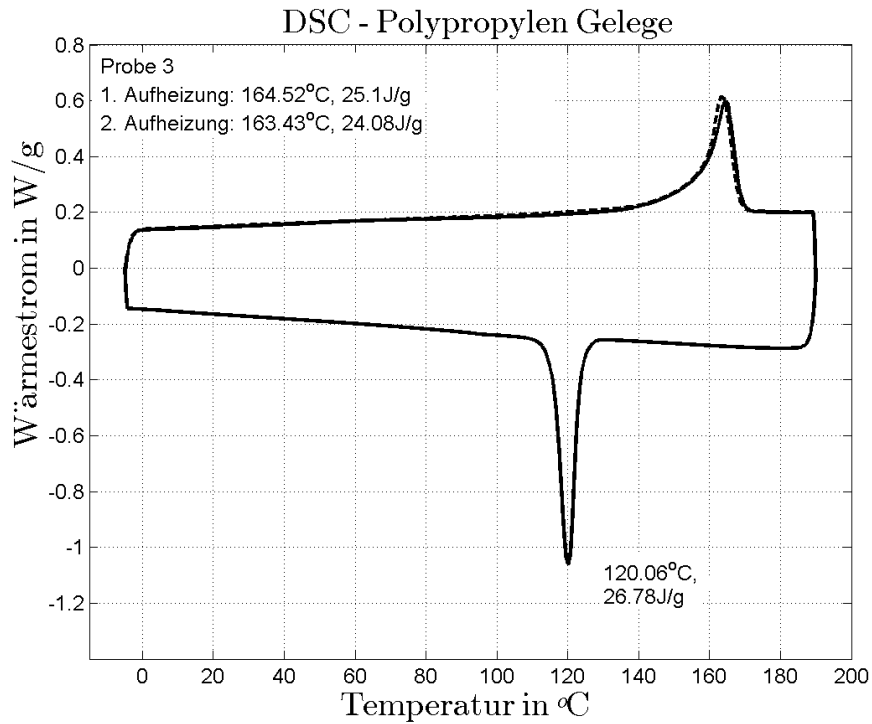


Abbildung A.6.: DSC-Kurve von Polypropylen Gelege

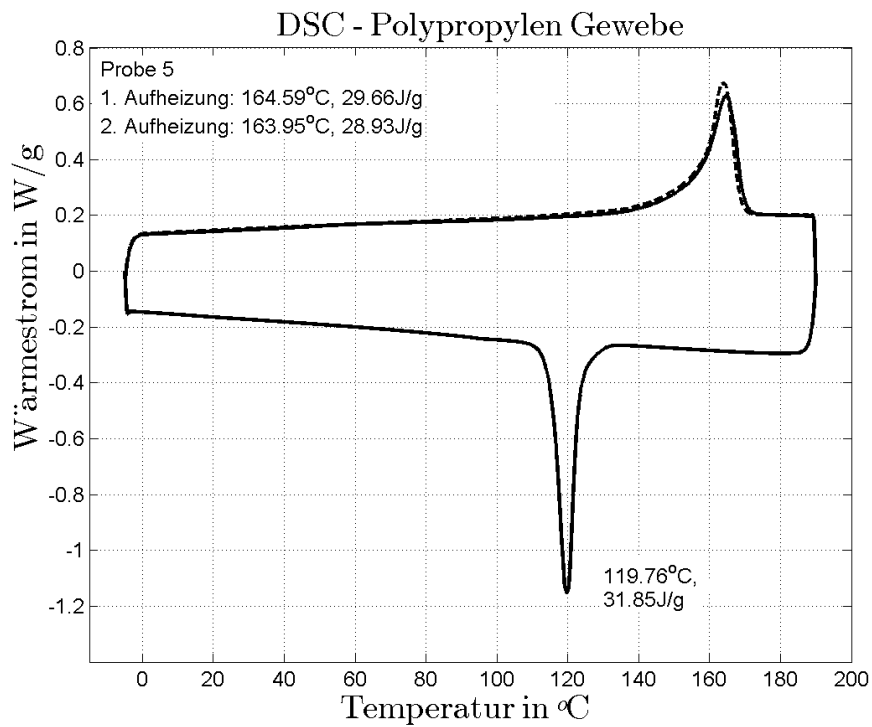


Abbildung A.7.: DSC-Kurve von Polypropylen Gewebe

## A.2. TGA-Analyse

Tabelle A.7.: Berechnung der Faservolumenanteile der geprüften faserverstärkten Werkstoffproben mit den Dichten der Faser aus [35], der Matrix für PA 6 und PA12 aus [2, S.639], für PA 410 aus [25], für PA 10T aus [30] und für Polypropylen aus [24]

<b>Polyamid 6</b>					
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	Probe	Fasergewichtsanteil in %	Faservolumenanteil in %	Restgehalte in %	Wassergehalt in %
Matrix 1,13	1	53,6	42,0	2,6	2,39
	2	53,2	41,6	2,4	1,89
Kohlefaser 1,8	3	54,0	42,4	2,7	1,71
	4	55,3	43,8	2,0	1,51
	5	55,3	43,7	2,0	1,41
Mittelwert		54,3	42,7	2,3	1,78
Standardabweichung		1,00	0,99	0,33	0,39
<b>Polyamid 12</b>					
Matrix 1,02	1	54,8	40,7	2,1	0,035
	2	55,6	41,5	2,2	0,024
Kohlefaser 1,8	3	55,2	41,1	2,1	0,015
	4	54,8	40,7	2,2	0,014
	5	55,5	41,4	2,1	0,015
Mittelwert		55,2	41,1	2,1	0,021
Standardabweichung		0,40	0,40	0,06	0,0095
<b>Polyamid 410</b>					
Matrix 1,09	1	54,5	42,1	0,17	0,60
	2	55,3	42,9	0,15	0,69
Kohlefaser 1,8	3	54,9	42,4	0,14	0,69
	4	54,8	42,4	0,15	0,68
	5	54,1	41,7	0,14	0,67
Mittelwert		54,7	42,3	0,15	0,66
Standardabweichung		0,44	0,44	0,01	0,04

# DIPLOMARBEIT

## Charakterisierung von Verbundwerkstoffen mit thermoplastischer Matrix

### A. Anhang

---

<b>Polyphthalamid PA 10T/66</b>					
Dichte in g/cm <sup>3</sup>	Probe	Fasergewichtsanteil in %	Faservolumenanteil in %	Restgehalte in %	Wassergehalt in %
Matrix 1,11	1	54,5	42,5	0,19	0,64
	2	54,9	42,9	0,13	0,76
Kohlefaser 1,8	3	54,6	42,6	0,11	0,77
	4	54,8	42,7	0,14	0,75
	5	54,9	42,9	0,12	0,79
Mittelwert		54,7	42,7	0,14	0,74
Standardabweichung		0,18	0,18	0,03	0,06
<b>Polypropylen Gewebe</b>					
Matrix 0,91	1	59,6	42,7	0,15	
	2	59,2	42,3	0,20	
Kohlefaser 1,8	3	59,0	42,1	0,21	
	4	59,0	42,1	0,19	
	5	59,0	42,1	0,23	
Mittelwert		59,2	42,3	0,20	
Standardabweichung		0,26	0,26	0,03	
<b>Polypropylen Gelege</b>					
Matrix 0,91	1	57,7	40,8	2,13	
	2	57,0	40,1	2,10	
Kohlefaser 1,8	3	57,5	40,6	2,31	
	4	58,1	41,2	2,27	
	5	58,2	41,3	2,17	
Mittelwert		57,7	40,8	2,20	
Standardabweichung		0,49	0,49	0,09	

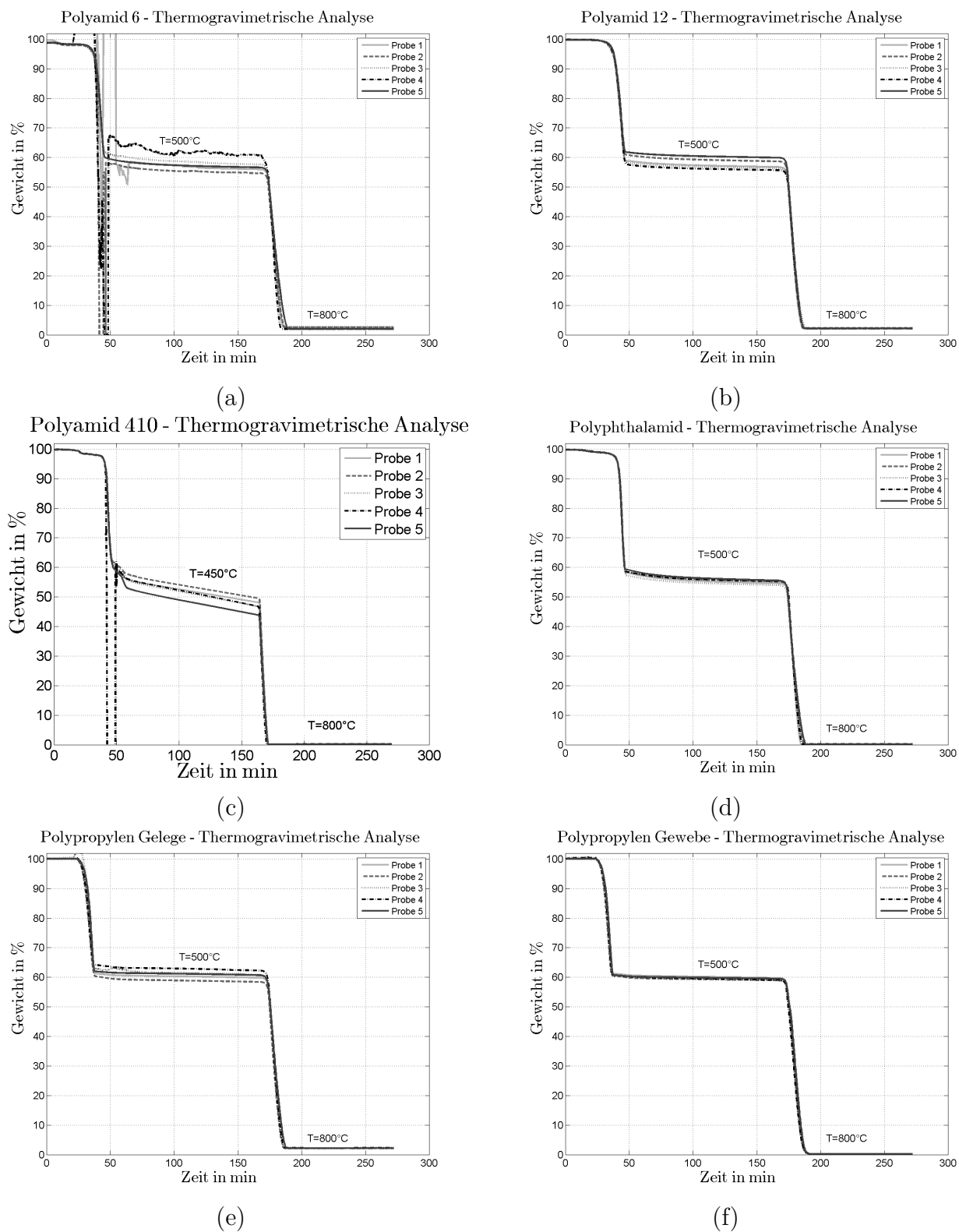


Abbildung A.8.: Überlagerte TGA-Kurven vom kohlefaserverstärkten (a) PA 6 (b) PA 12 (c) PA 410 (d) PPA (e) PP Gelege (f) PP Gewebe

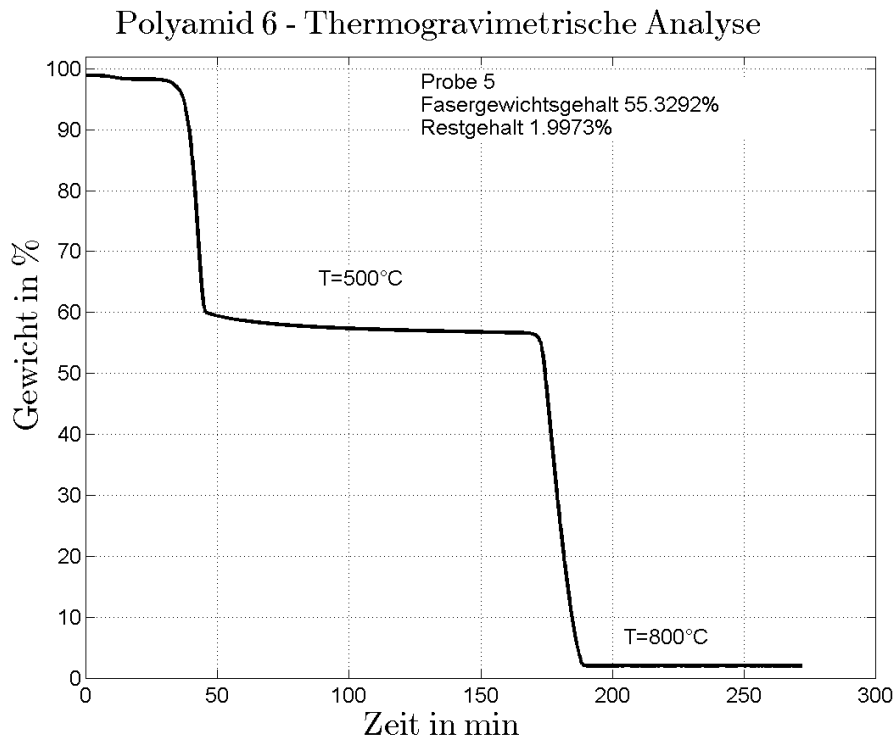


Abbildung A.9.: TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 6

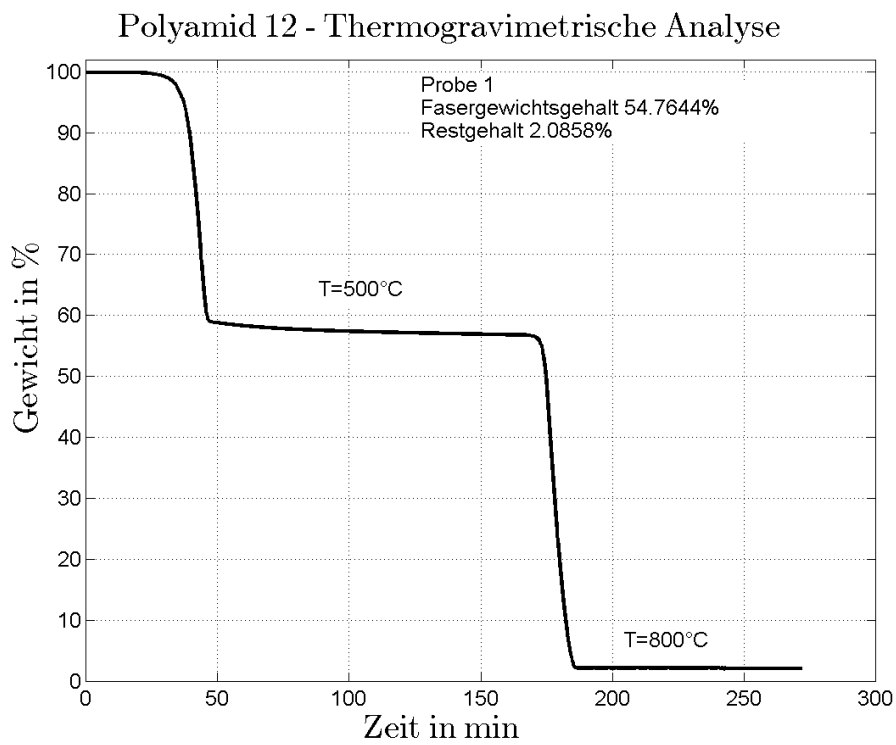


Abbildung A.10.: TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 12

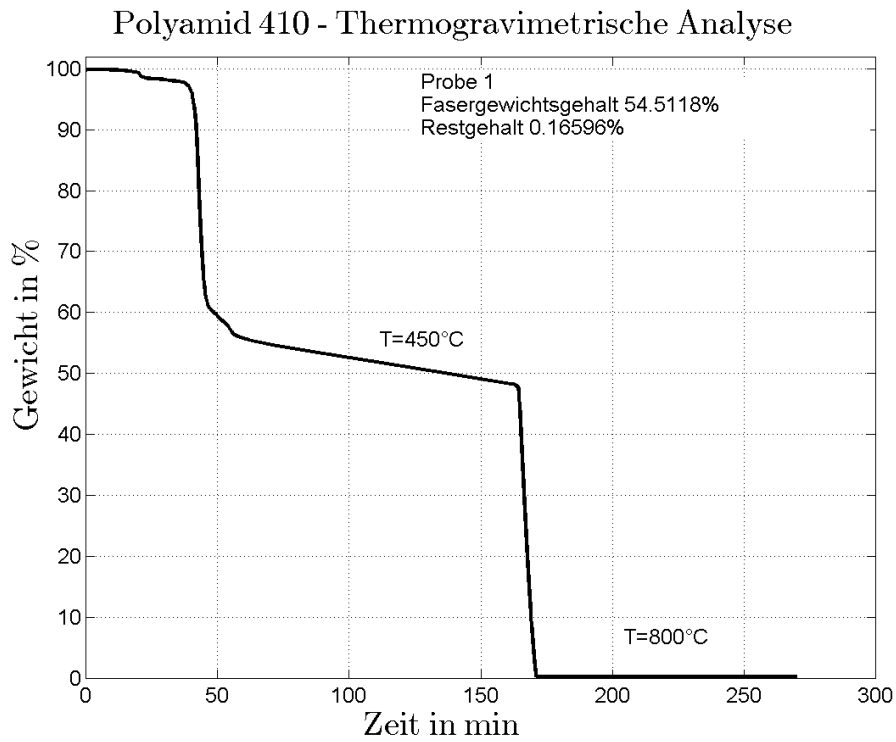


Abbildung A.11.: TGA-Kurve vom verstärkten Polyamid 410

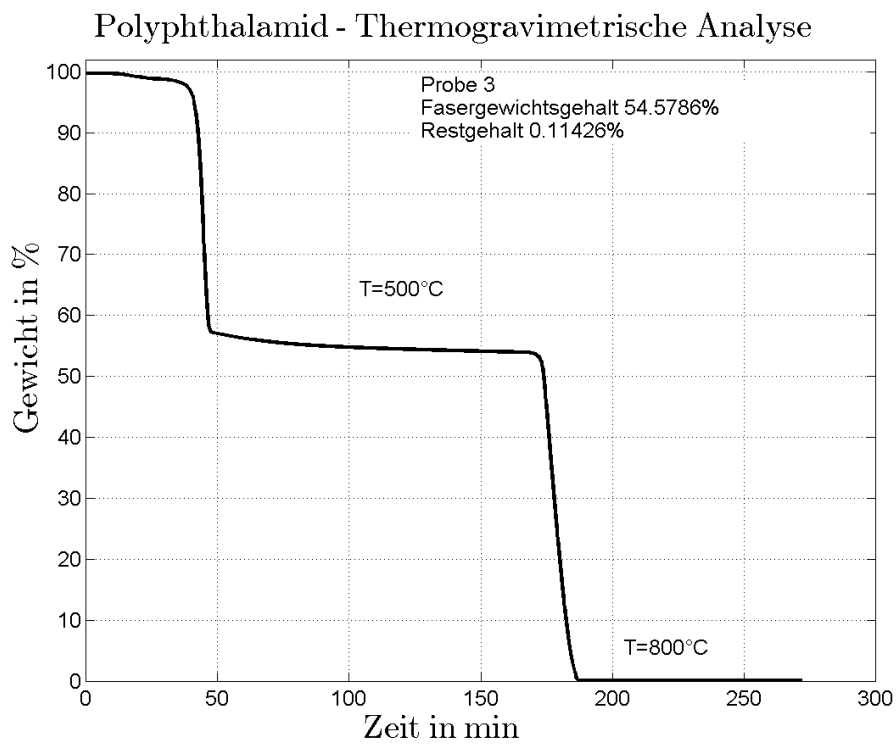


Abbildung A.12.: TGA-Kurve vom verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66



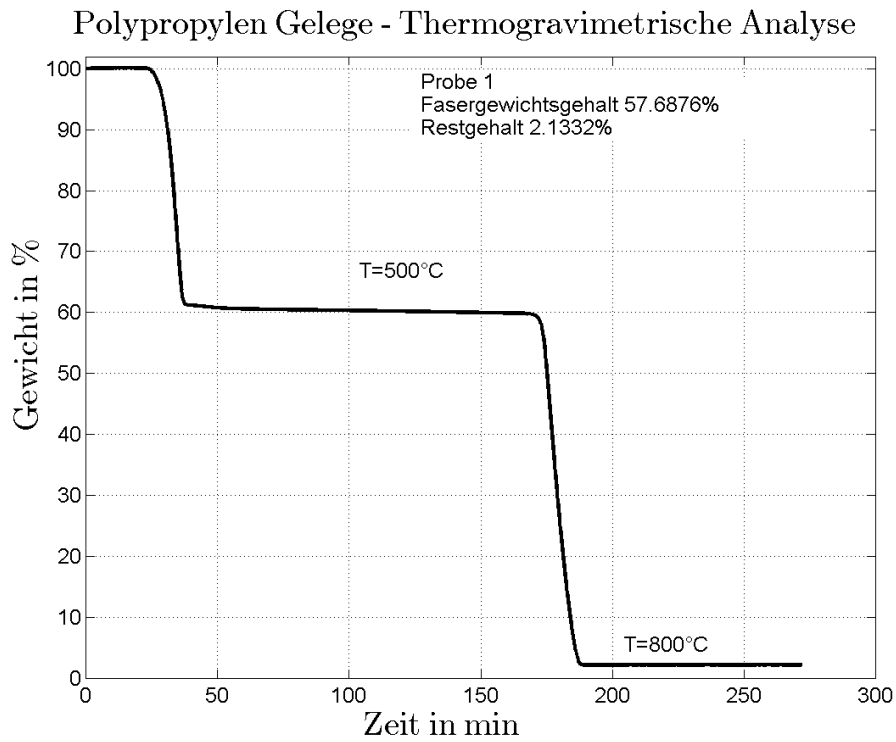


Abbildung A.13.: TGA-Kurve vom verstärkten Polypropylen Gelege

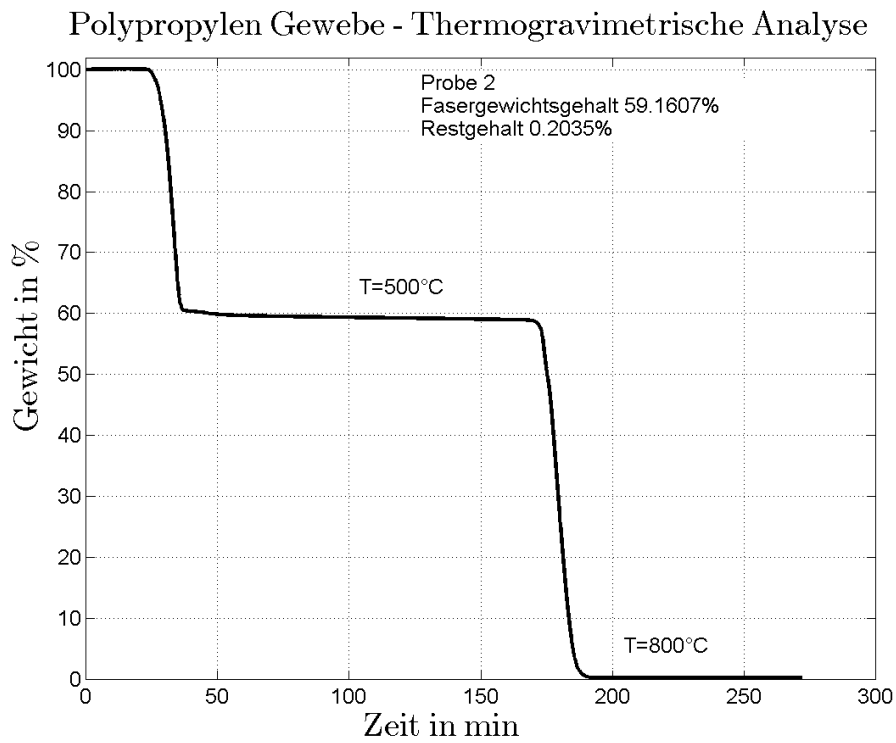


Abbildung A.14.: TGA-Kurve vom verstärkten Polypropylen Gewebe

### A.3. Zugprüfung

Tabelle A.8.: Elastizitätsmoduli und maximale Festigkeiten auf Zug der geprüften faser-  
verstärkten Werkstoffproben

<b>Polyamid 6</b>						
	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>			Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	36572	32962	1018	290	264	43,2
2	39755	35956	1133	250	311	41,1
3	35915		1169	265		41,3
4			1156			41,1
5			1160			41,0
Mittelwert	37414	34459	1127	268	287	41,6
Standardabweichung	2054	2117	63	20	33	0,9
<b>Polyamid 12</b>						
Probe	0°	90°	45°			
1	33278	30728	1389	274	186	37,0
2	37574	35286	1399	300	294	31,4
3			1323			31,1
4			1294			30,4
5			1295			28,0
Mittelwert	35426	33007	1340	287	240	31,6
Standardabweichung	3038	3223	51	18	76	3,3
<b>Polyamid 410</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	47292	41231	5571	582	604	180
2	51751	46754	5949	562	545	178
3	54941	48390	6223	632	560	179
4	47810	46598	6242	507	634	181
5	49787	45857	6609	581	624	182
Mittelwert	50316	45766	6119	573	593	180
Standardabweichung	3129	2698	386	45	39	1,8

<b>Polyphthalamid PA 10T/66</b>						
Probe	Elastizitätsmodul in N/mm <sup>2</sup>			Zugfestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	51650	47338	10217	817	567	116
2	50330	55127	10117	794	597	108
3	44582	50494	9969	726	708	120
4	54189	53497	10569	851	684	120
5	48318	52148	10657	719	755	126
Mittelwert	49814	51721	10306	782	662	118
Standardabweichung	3619	2986	296	58	78	6,7
<b>Polypropylen Gelege</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1			782			20,8
2			757			20,5
3			825			21,6
4			1077			21,5
5			1092			21,3
Mittelwert			907			21
Standardabweichung			164			0,5
<b>Polypropylen Gewebe</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1			1166			89,7
2			1056			89,7
3			1156			91,8
4						
5			1148			91,0
Mittelwert			1132			91
Standardabweichung			51			1,0

Tabelle A.9.: Gemittelte Querkontraktionszahlen  $\nu$  der Polyamide

Probe	<b>PA 6</b>		<b>PA 12</b>		<b>PA 410</b>		<b>PPA</b>	
	0°	90°	0°	90°	0°	90°	0°	90°
Probe 1	0,067	0,138			0,071		0,071	0,048
Probe 2	0,007	0,073	0,018		0,110	0,007	0,012	0,026
Mittelwert	0,071		0,018		0,063		0,039	
Standardabweichung	0,054				0,052		0,026	

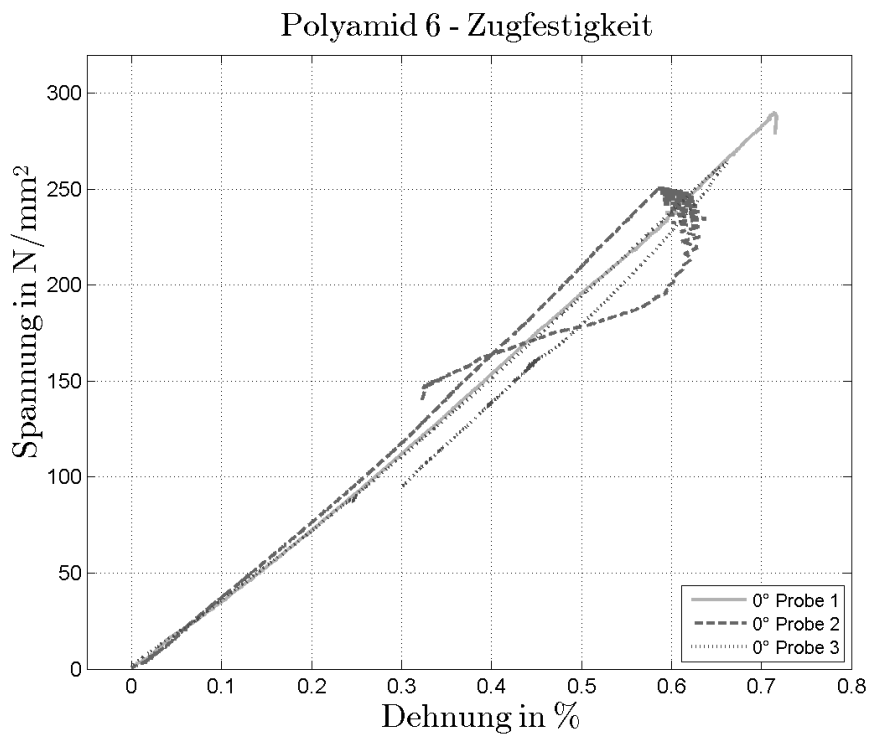


Abbildung A.15.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung

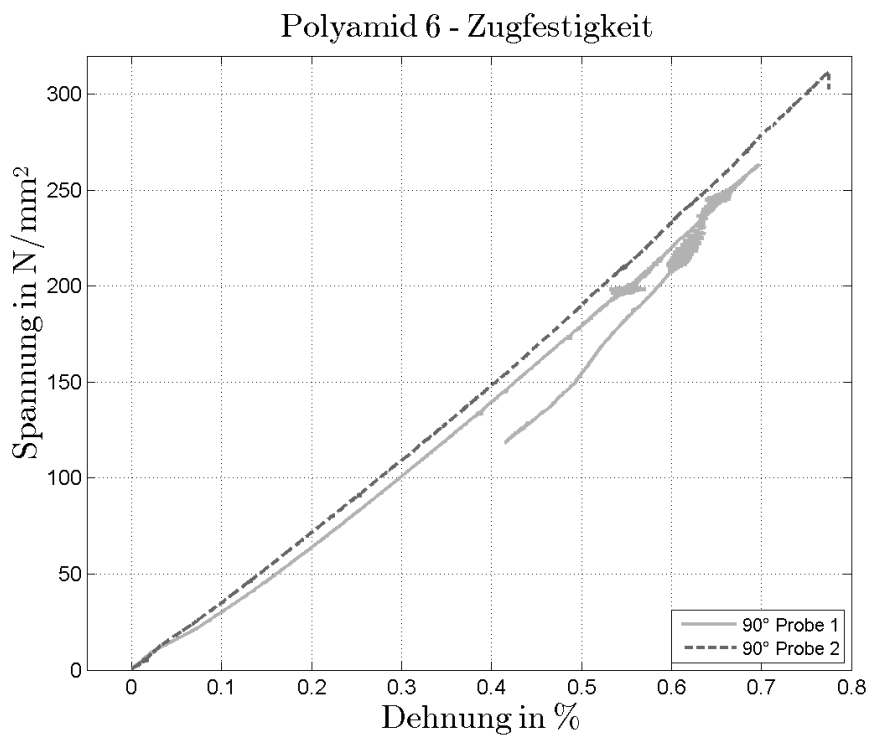


Abbildung A.16.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 90°-Richtung

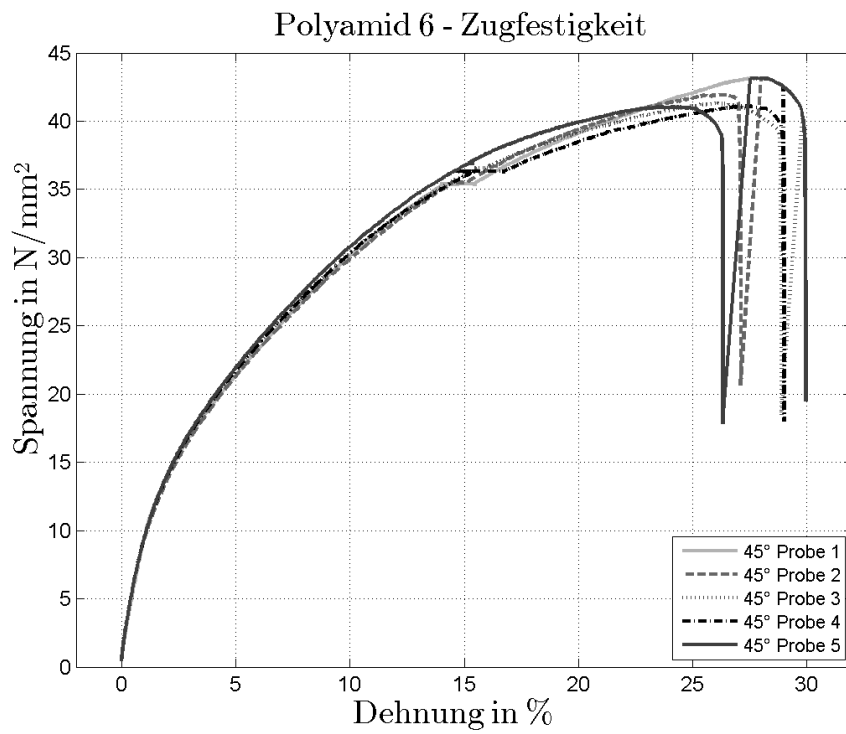


Abbildung A.17.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 45°-Richtung

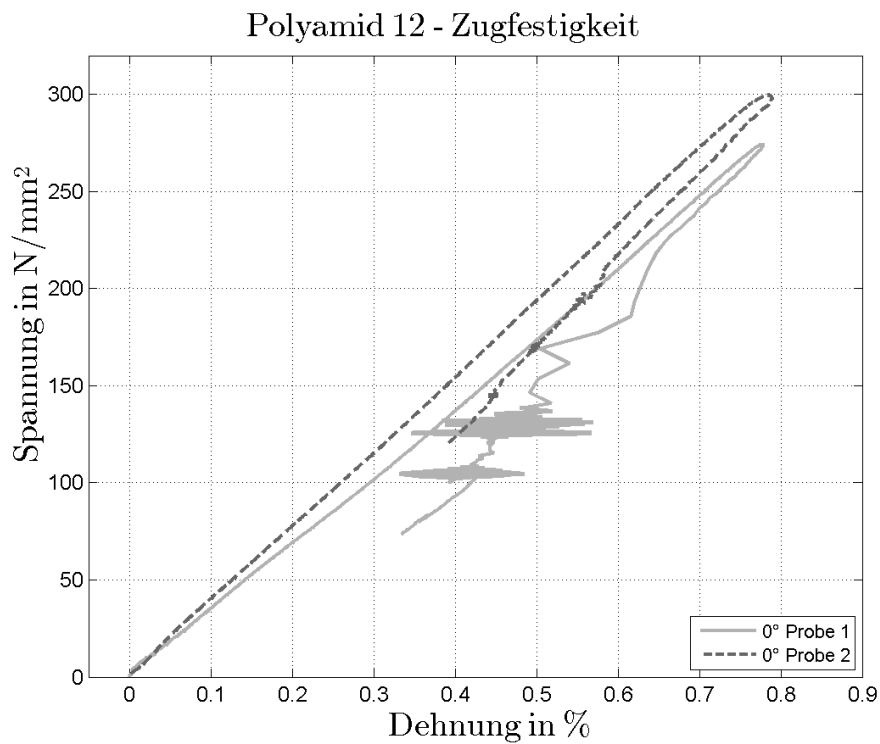


Abbildung A.18.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung

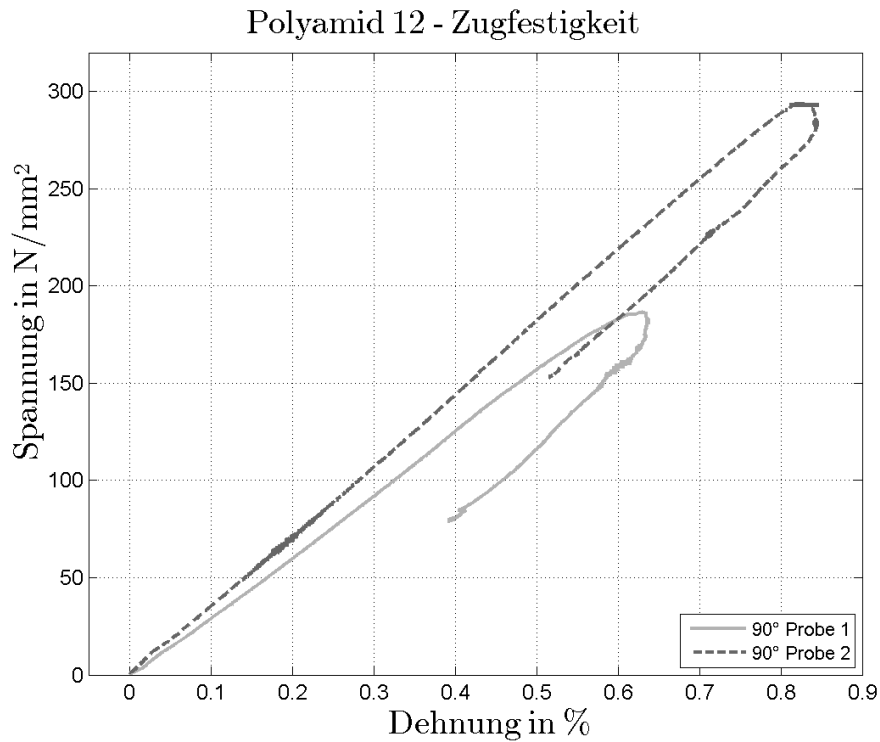


Abbildung A.19.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 90°-Richtung

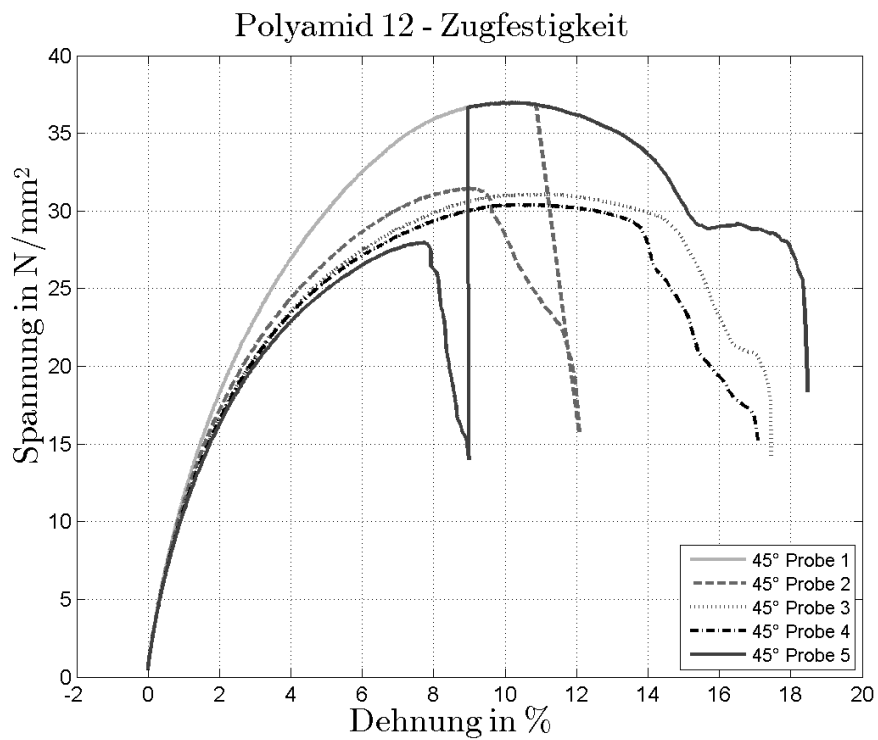


Abbildung A.20.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 45°-Richtung

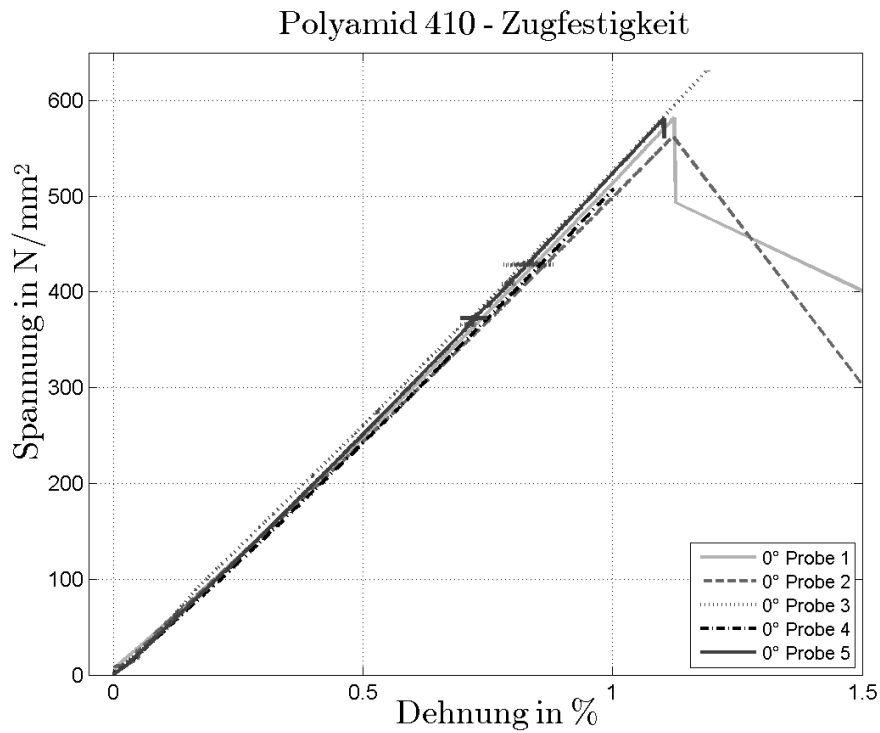


Abbildung A.21.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung

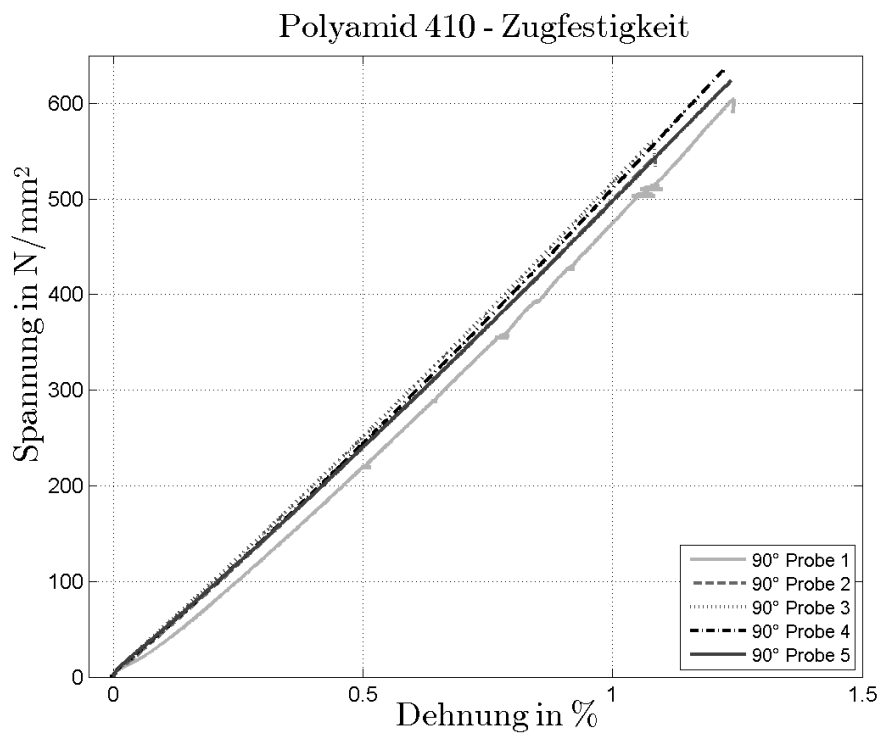


Abbildung A.22.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 90°-Richtung

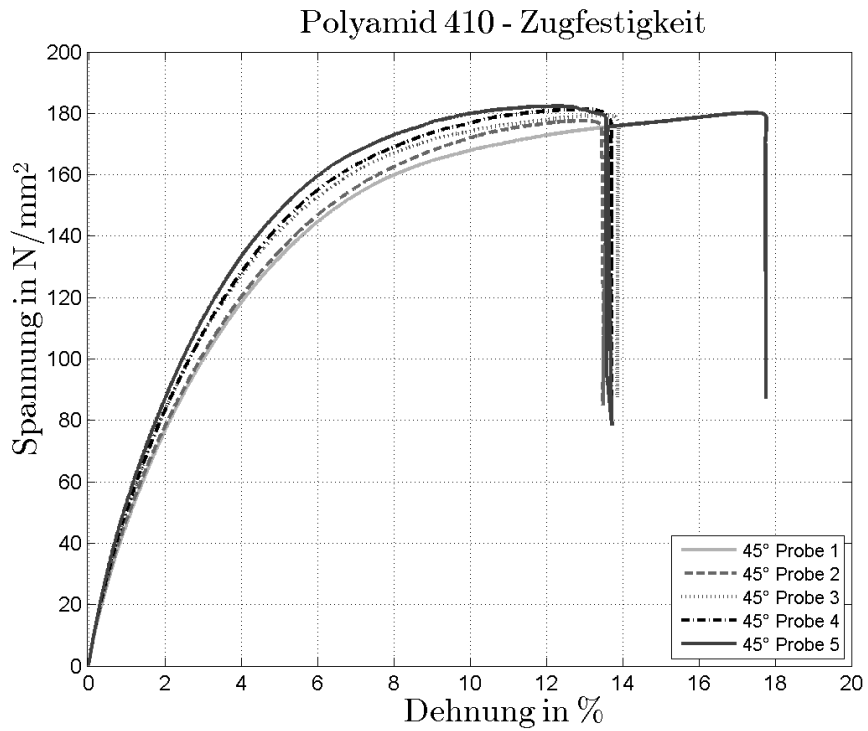


Abbildung A.23.: Zugversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 45°-Richtung

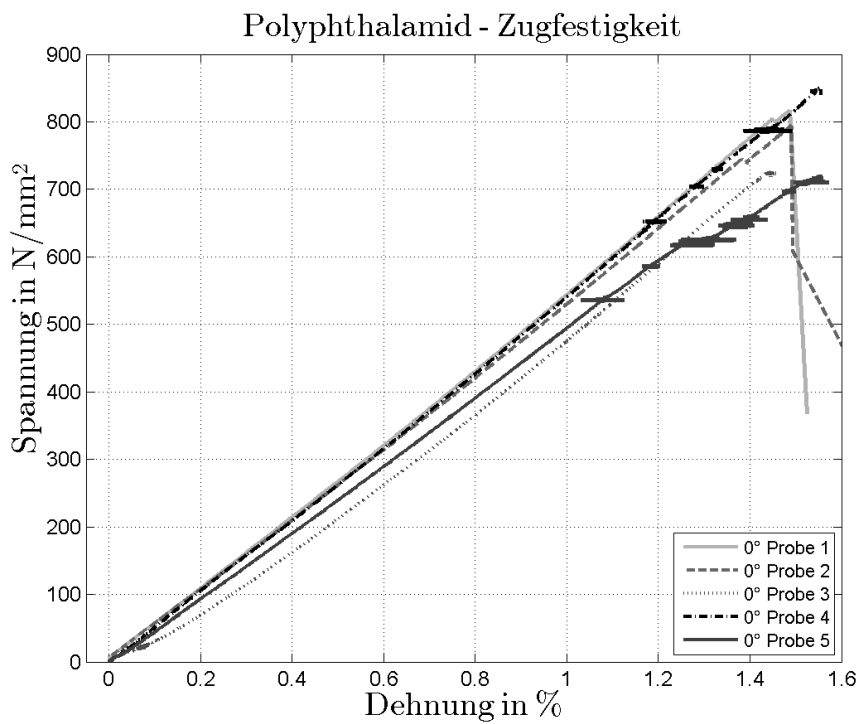


Abbildung A.24.: Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 0°-Richtung



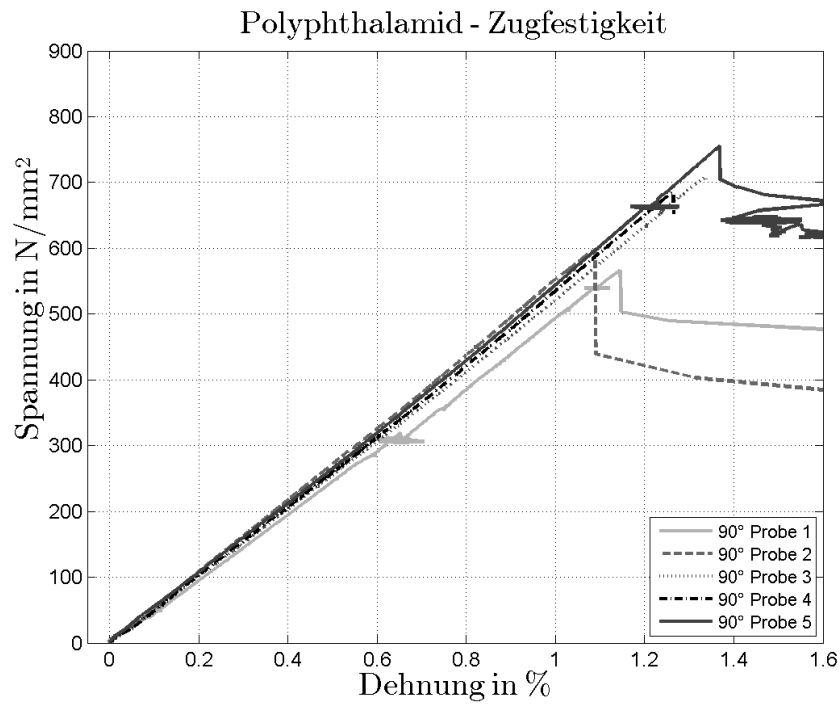


Abbildung A.25.: Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 90°-Richtung

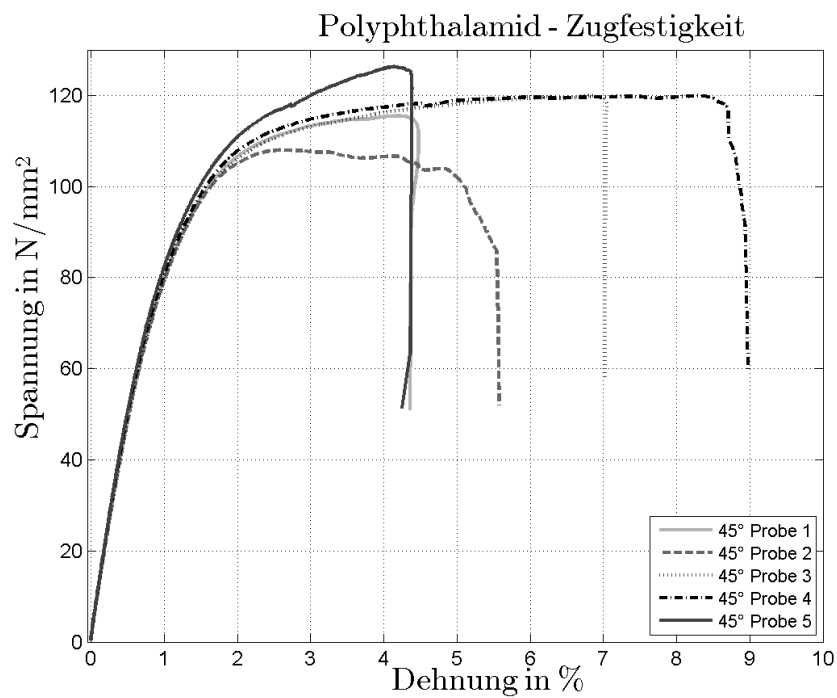


Abbildung A.26.: Zugversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 45°-Richtung

## A.4. Biegeprüfung

Tabelle A.10.: Biegemoduli und maximale Biegefestigkeiten der geprüften faserverstärkten Werkstoffproben

<b>Polyamid 6</b>						
	Biegemodul in N/mm <sup>2</sup>			Biegefestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	6892	3577	1355	96,4	68,1	50,2
2	7253	3460	1367	102,1	70,4	51,1
3	7670	3315	1409	98,4	66,5	52,5
4	7542	3282	1488	100,0	64,2	53,9
5	7383	3376	1667	101,2	66,8	56,4
Mittelwert	7348	3402	1457	99,6	67,2	52,8
Standardabweichung	300	119	128	2,3	2,3	2,4
<b>Polyamid 12</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	33564	10011	1908	227	112	58,0
2	34638	10136	1816	228	114	57,8
3	33882	10049	1865	214	113	57,9
4	33435	9639	1719	211	108	56,9
5	35462	9284	2485	215	111	70,2
Mittelwert	34196	9824	1959	219	111	60,2
Standardabweichung	848	357	303	7,9	2,2	5,6
<b>Polyamid 410</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	45573	30629	8583	661	519	267
2	47656	30329	9500	594	523	281
3	43352	32446	10100	614	530	295
4	47141	30298	9746	635	534	281
5	48531	31817	9246	671	540	287
Mittelwert	46450	31104	9435	635	529	282
Standardabweichung	2039	973	571	31,9	8,7	10,2

<b>Polyphthalamid PA10/66</b>						
Probe	Biegemodul in N/mm <sup>2</sup>			Biegefestigkeit in N/mm <sup>2</sup>		
	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	51177	31898	12802	882	631	280
2	50091	33750	13700	777	679	303
3	48967	26430	14446	691	594	310
4	52057	27513	14428	822	718	340
5	55991	29192	12560	922	710	303
Mittelwert	51657	29757	13587	818	666	307
Standardabweichung	2686	3039	884	90,6	53,1	21,5
<b>Polypropylen Gelege</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	4722	3193	865	38,4	39,0	33,8
2	5634	3448	807	45,1	41,4	34,8
3	6322	2449	866	43,4	41,6	32,8
4	6307	3212	939	43,8	39,2	32,8
5	6120	2266	825	42,1	38,8	32,7
Mittelwert	5821	2914	860	42,6	40,0	33,4
Standardabweichung	674	522	51	2,6	1,4	0,9
<b>Polypropylen Gewebe</b>						
Probe	0°	90°	45°	0°	90°	45°
1	17650	14204	1619	89,8	76,5	44,9
2	19411	13859	1608	93,5	72,8	45,7
3	18634	13380	1616	97,5	76,0	46,2
4	18919	12827	1617	94,9	72,2	46,1
5	19171	13266	1962	93,5	73,4	49,7
Mittelwert	18757	13507	1684	93,8	74,2	46,5
Standardabweichung	683	536	155	2,8	2,0	1,9

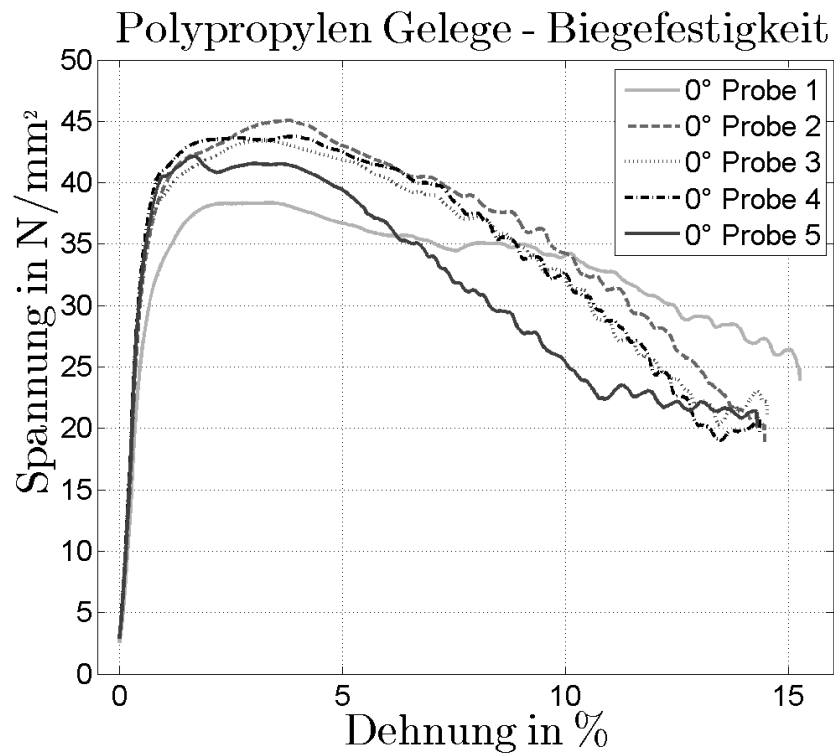


Abbildung A.27.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 0°-Richtung

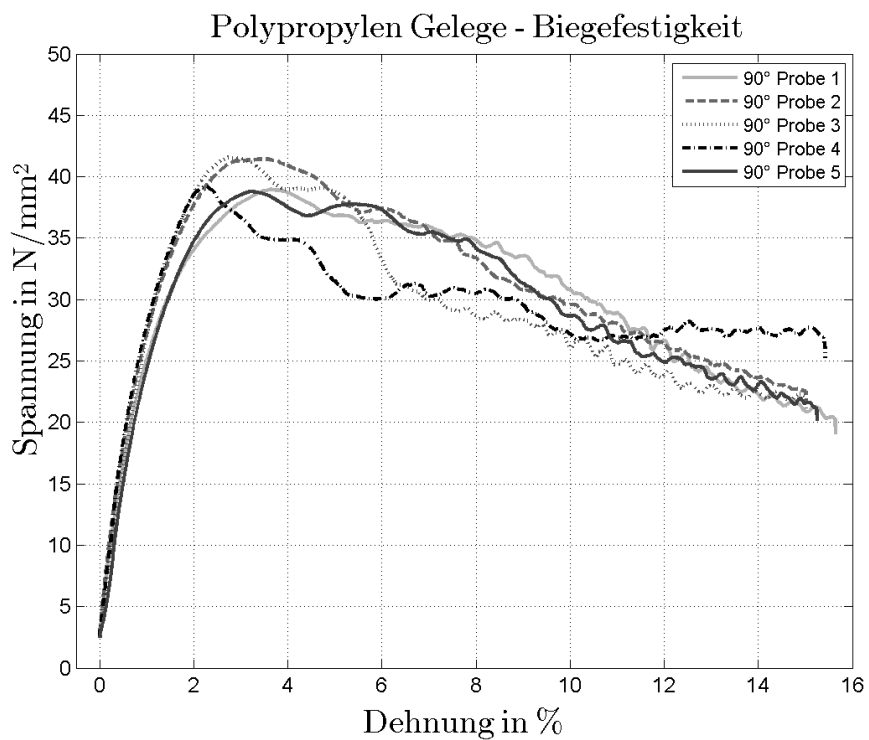


Abbildung A.28.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 90°-Richtung

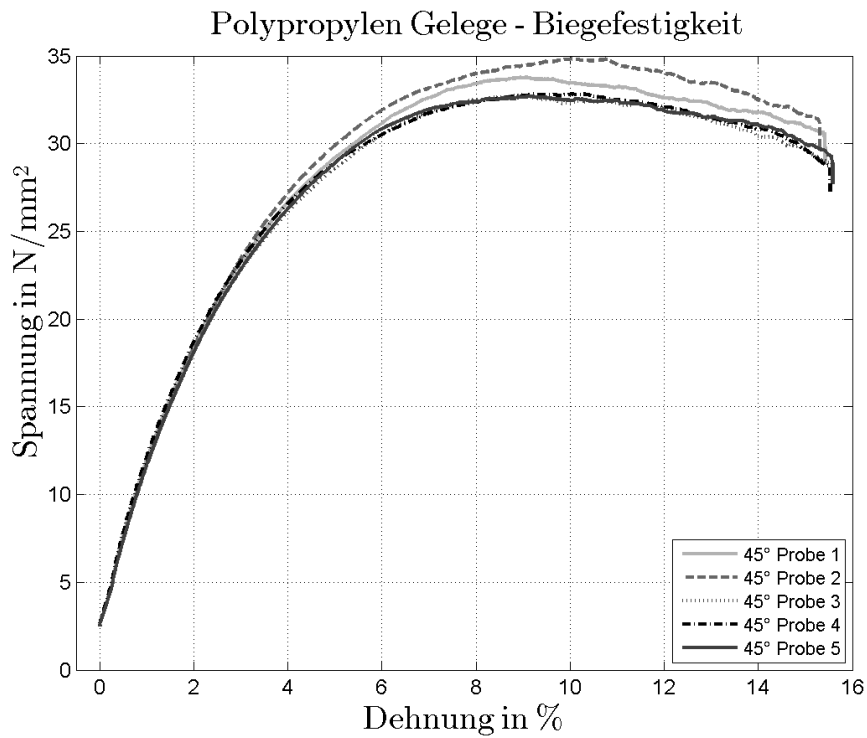


Abbildung A.29.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gelege-Platte in 45°-Richtung

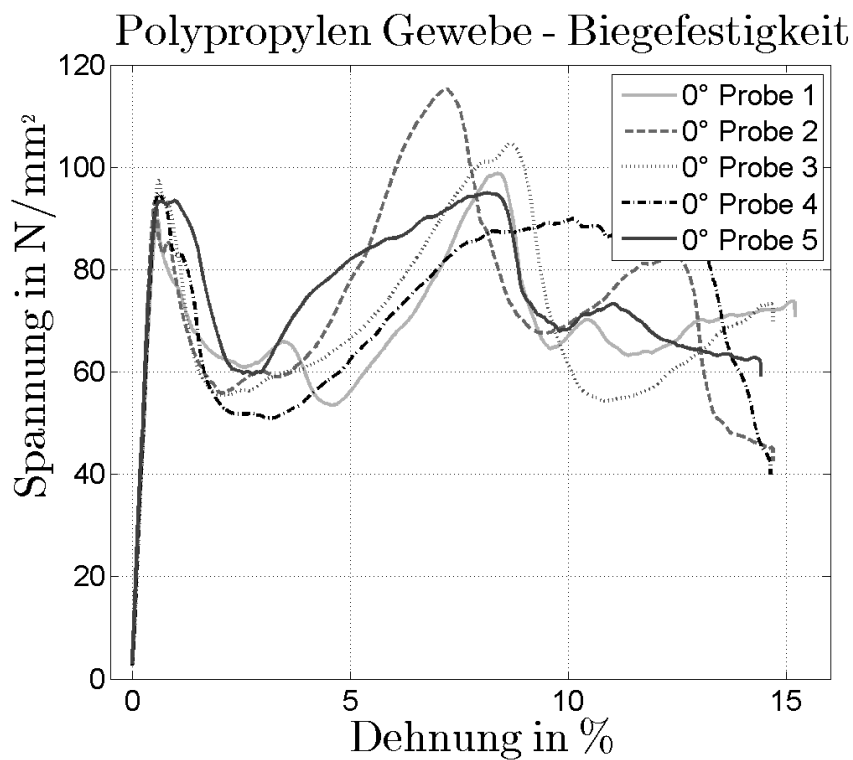


Abbildung A.30.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 0°-Richtung

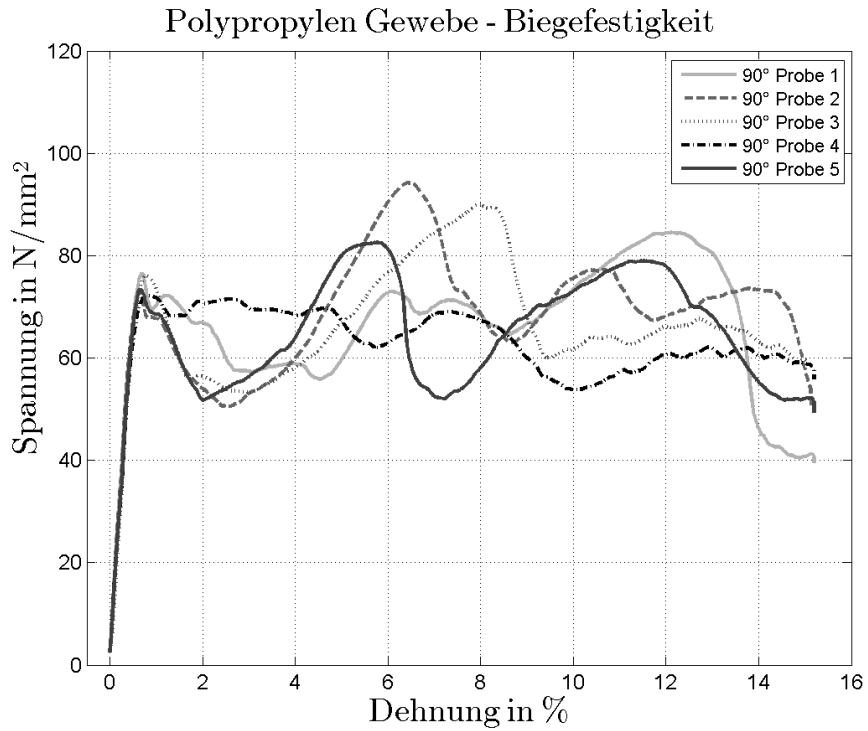


Abbildung A.31.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 90°-Richtung

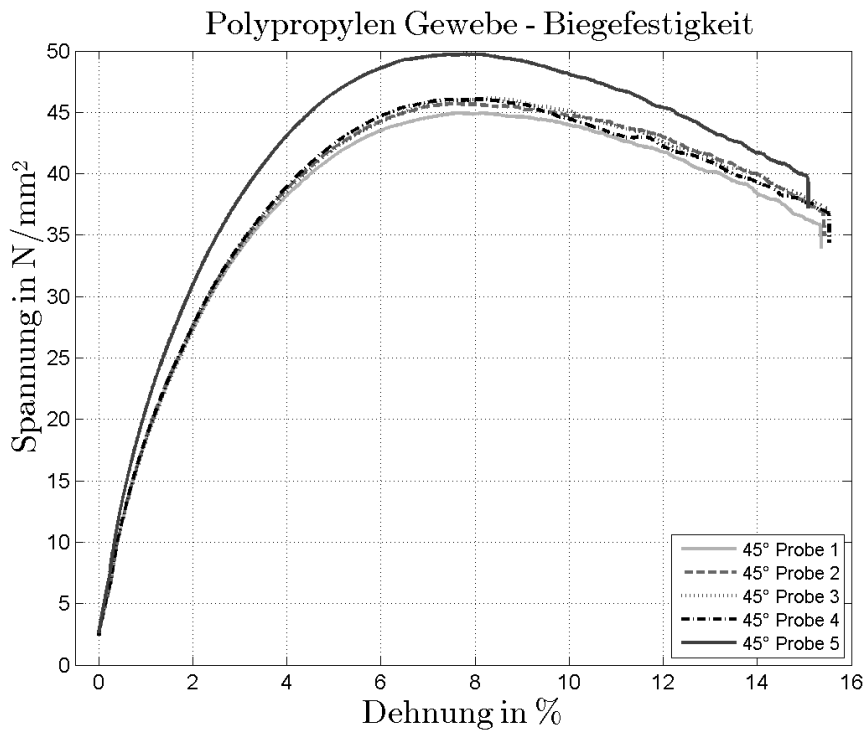


Abbildung A.32.: Biegeversuche der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 45°-Richtung

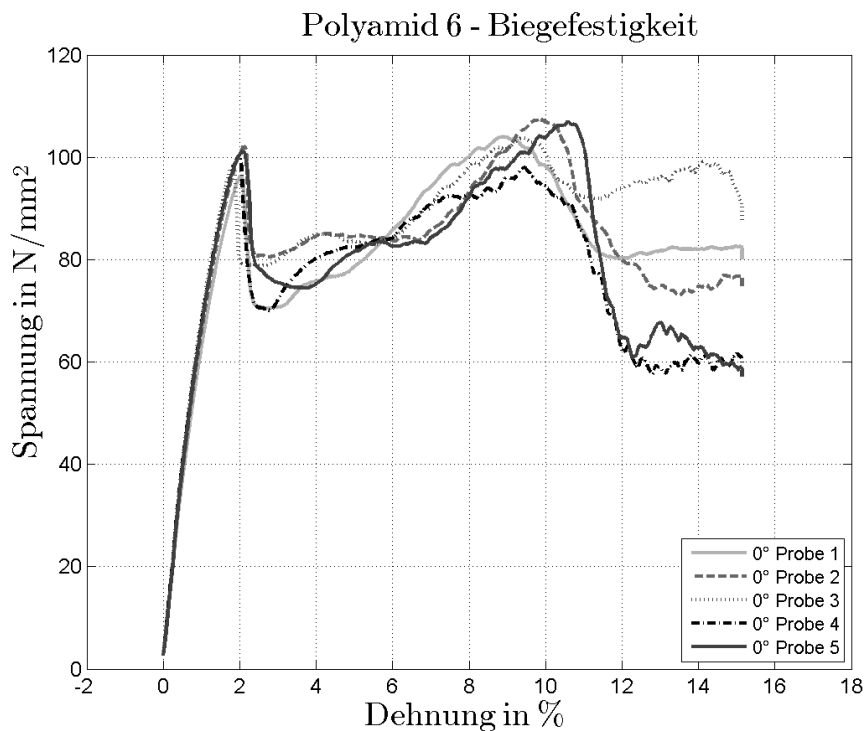


Abbildung A.33.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung

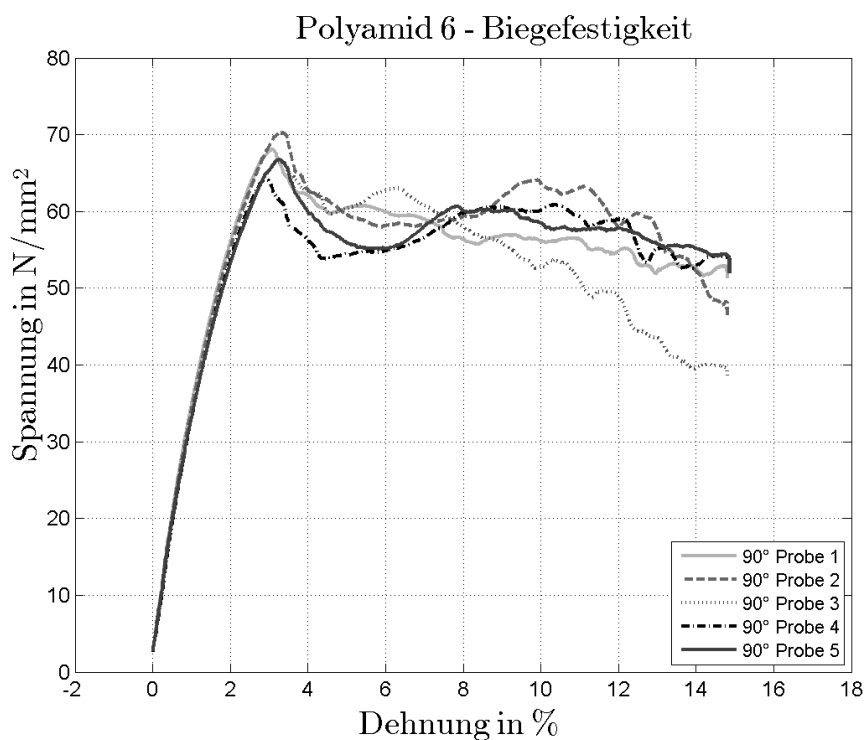


Abbildung A.34.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 90°-Richtung

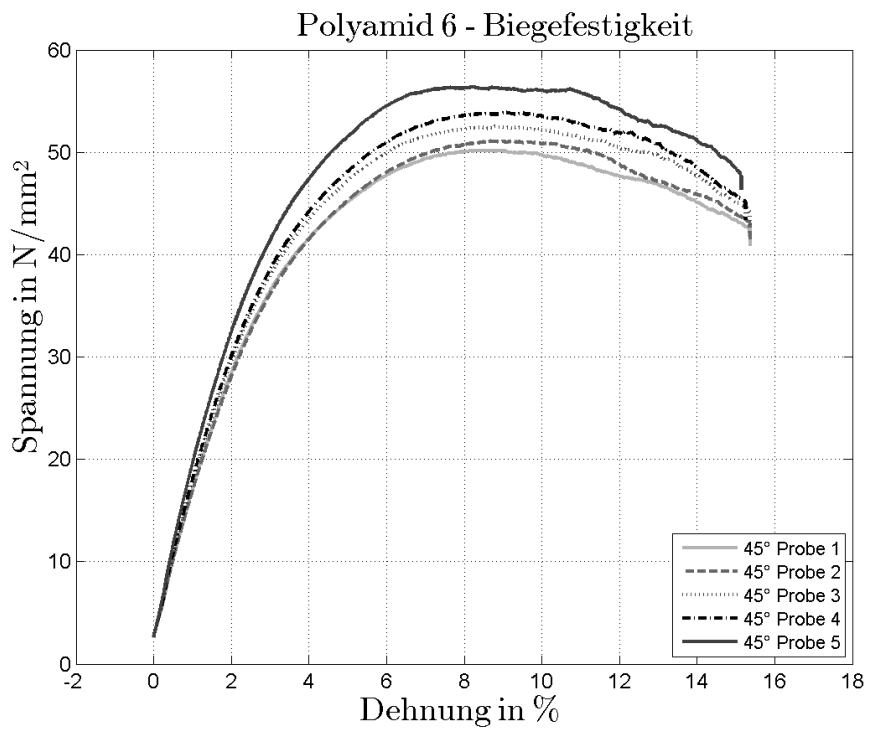


Abbildung A.35.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 6-Platte in 45°-Richtung

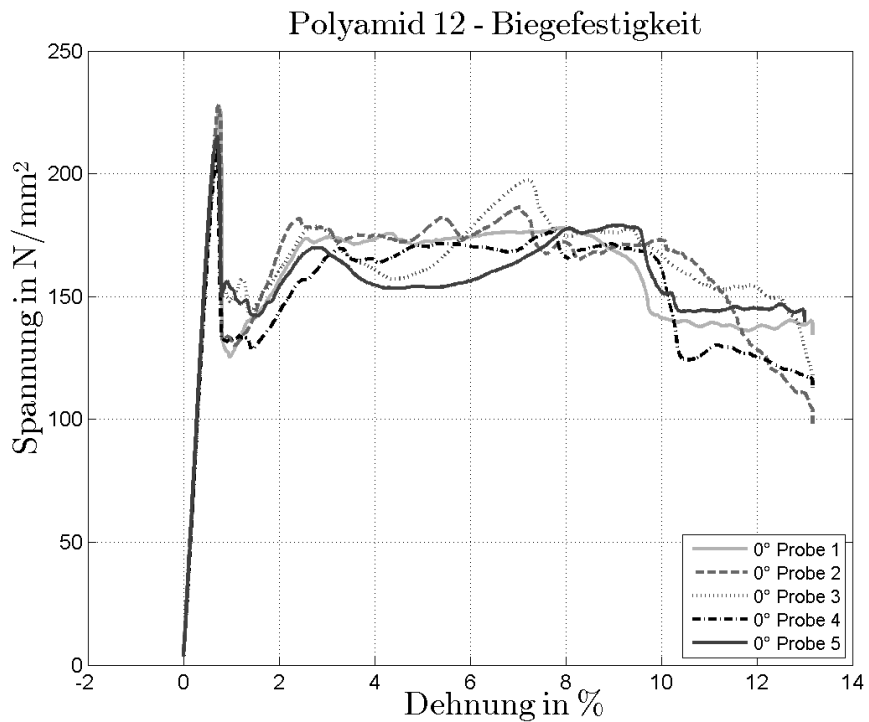


Abbildung A.36.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung



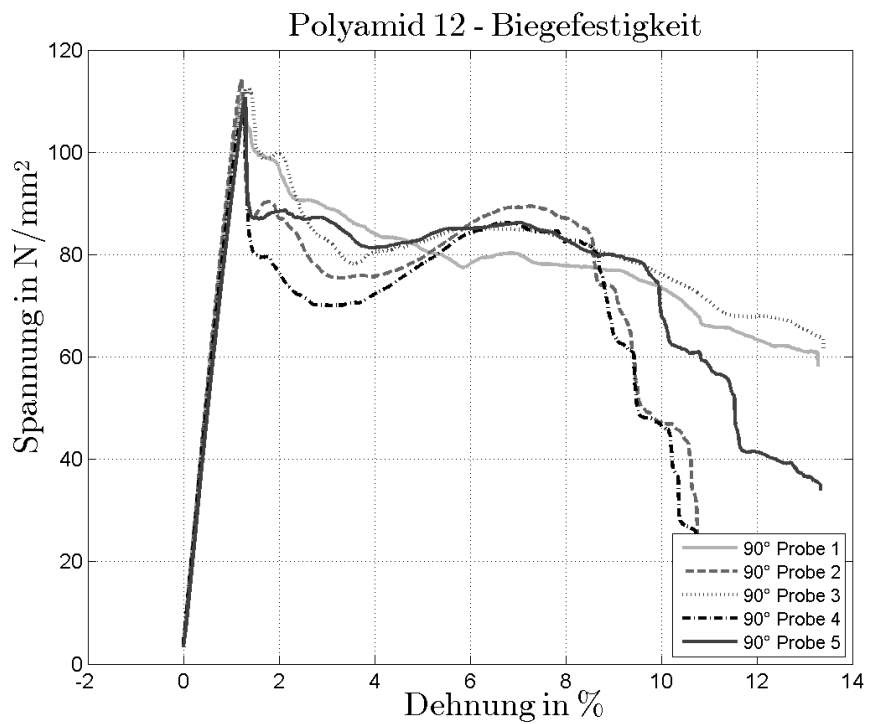


Abbildung A.37.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 90°-Richtung

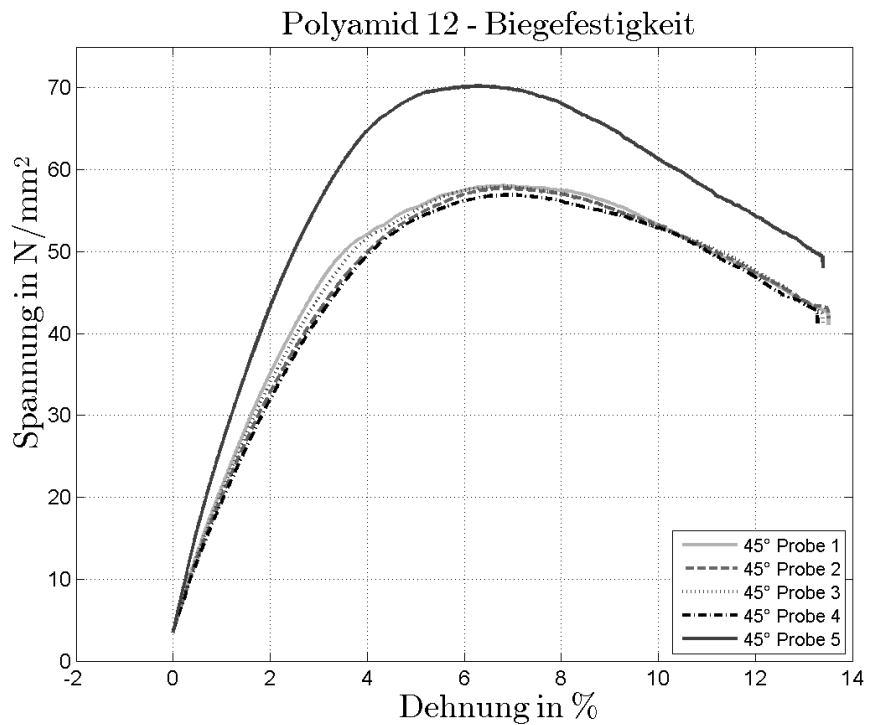


Abbildung A.38.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 12-Platte in 45°-Richtung

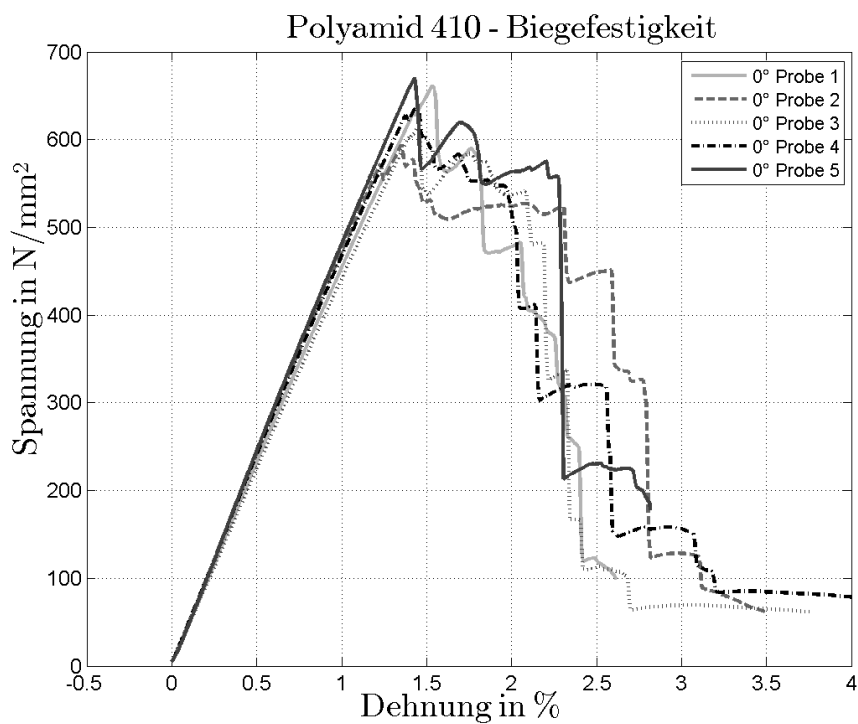


Abbildung A.39.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung

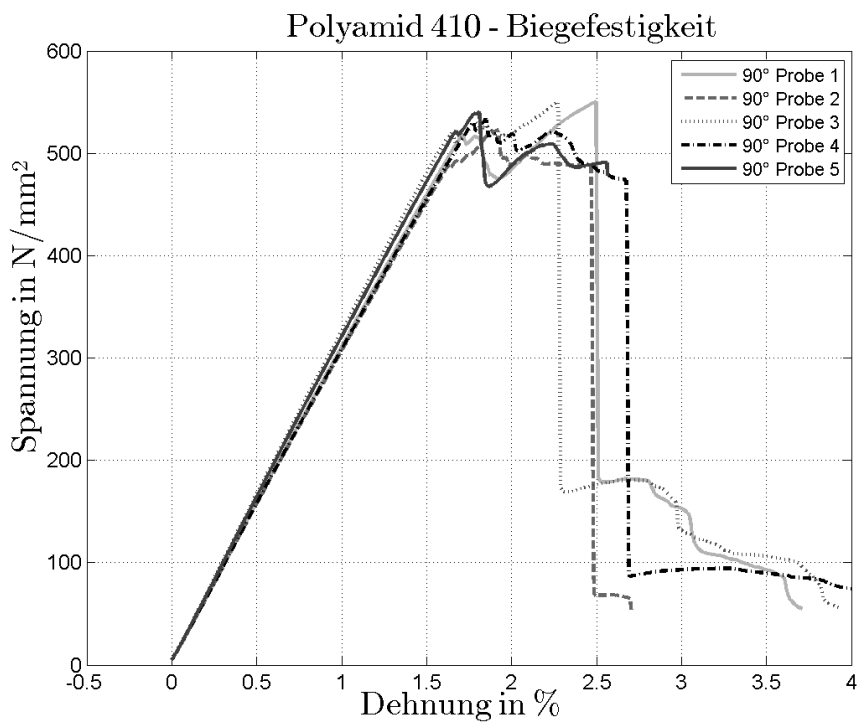


Abbildung A.40.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 90°-Richtung

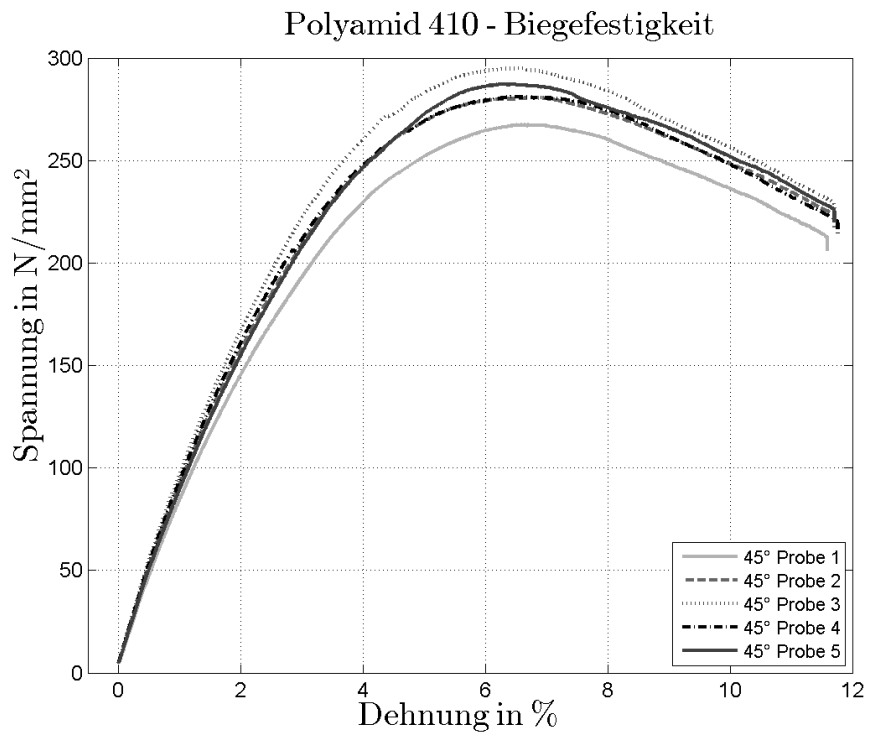


Abbildung A.41.: Biegeversuche der verstärkten Polyamid 410-Platte in 45°-Richtung

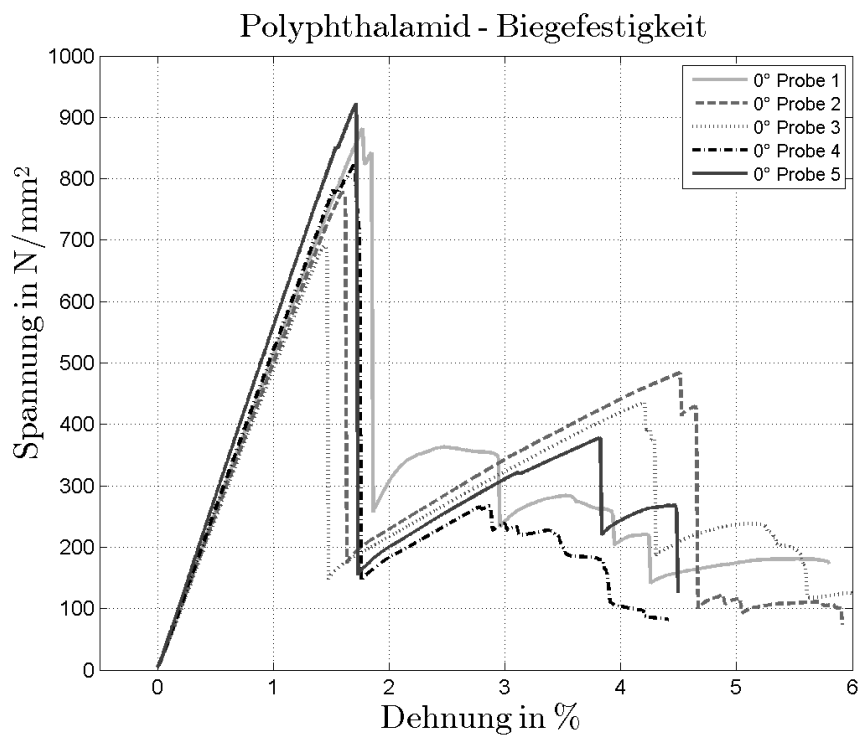


Abbildung A.42.: Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 0°-Richtung

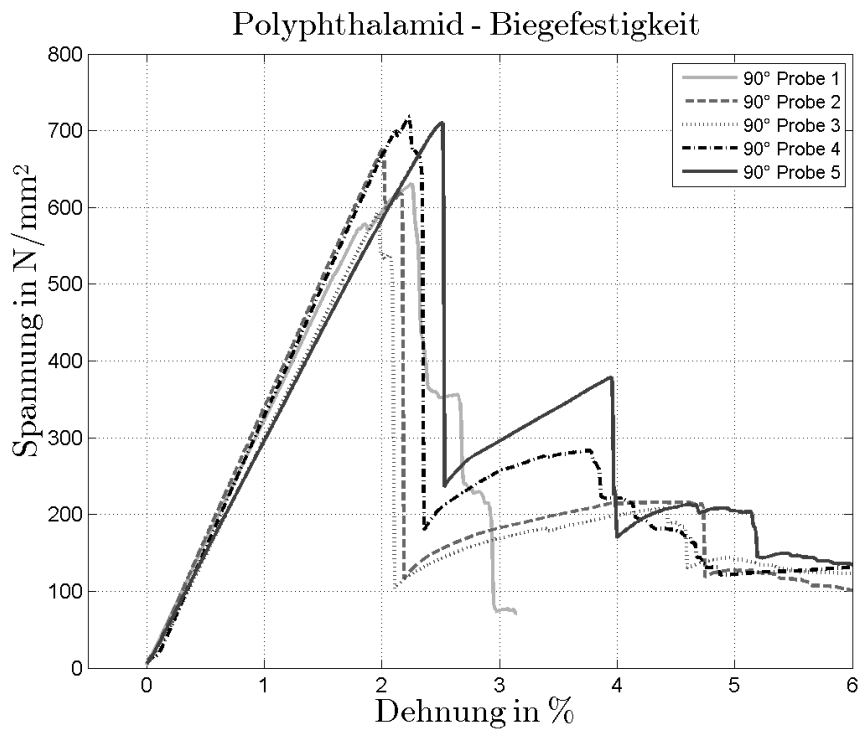


Abbildung A.43.: Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 90°-Richtung

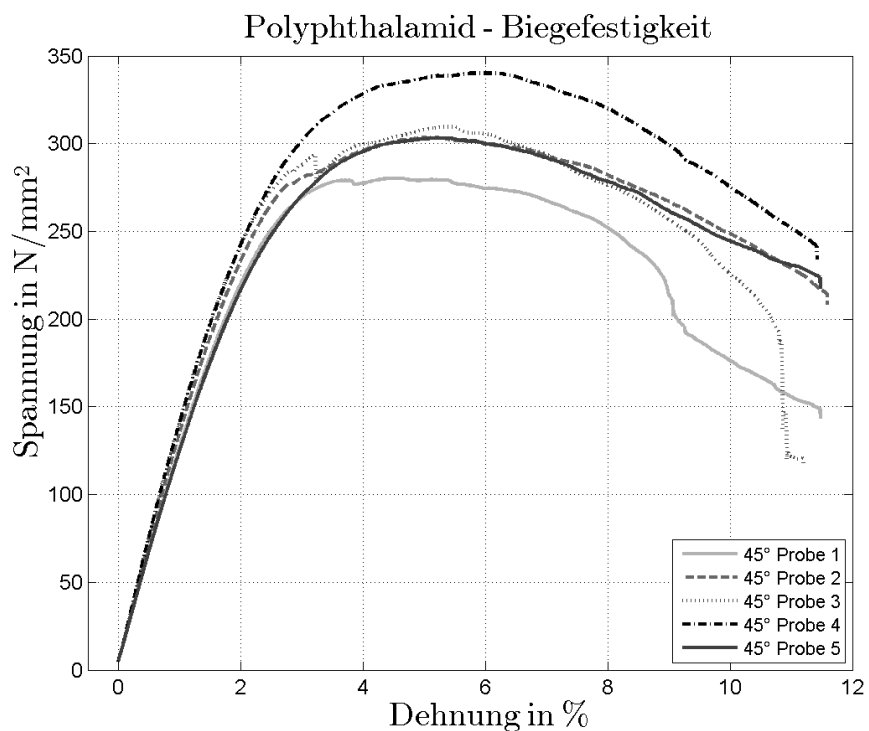


Abbildung A.44.: Biegeversuche der verstärkten Polyphthalamid PA 10T/66-Platte in 45°-Richtung

## A.5. Scheinbare interlaminare Scherfestigkeit

Tabelle A.11.: Scheinbare interlaminare Scherfestigkeiten der einzelnen geprüften faser-  
verstärkten Werkstoffproben

Probe	Scheinbare interlaminare Scherfestigkeiten in N/mm <sup>2</sup>					
	PA 6	PA 12	PA 140	PPA	PP Gelege	PP Gewebe
1	5,6	5,5	52,4	34,5	2,9	5,1
2	4,5	5,7	40,9	31,5	3,0	5,1
3	4,5	5,5	43,9	29,6	3,0	5,2
4	4,7	5,4	41,5	27,9	3,1	6,0
5	5,7	5,7	42,1	30,9	3,2	5,6
Mittelwert	5,0	5,5	44,2	30,9	3,0	5,4
Standardabweichung	0,62	0,15	4,74	2,45	0,11	0,38

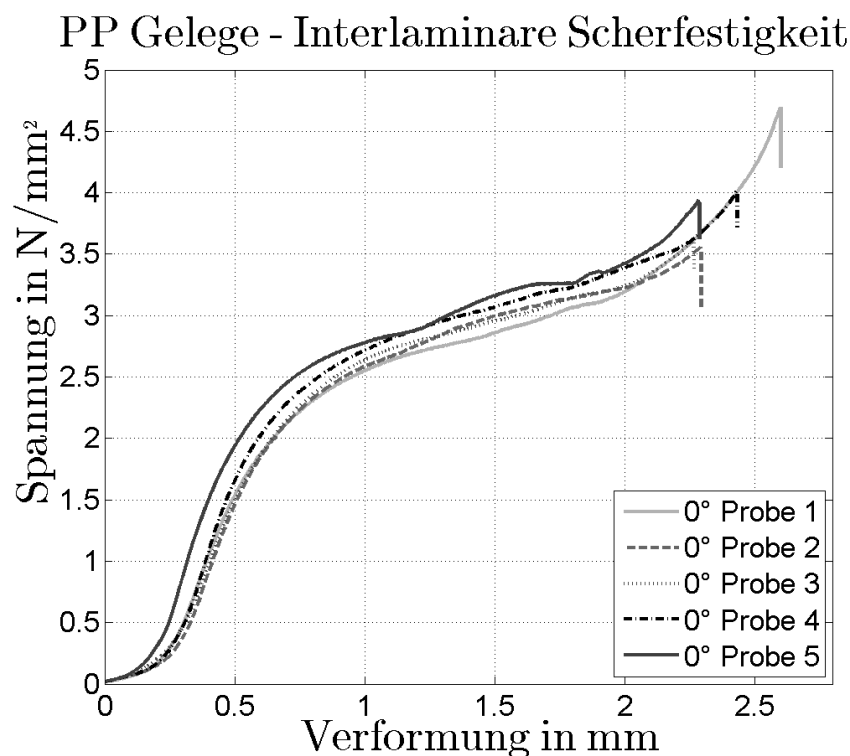


Abbildung A.45.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polypropylen Gelege-  
Platte in 0°-Richtung

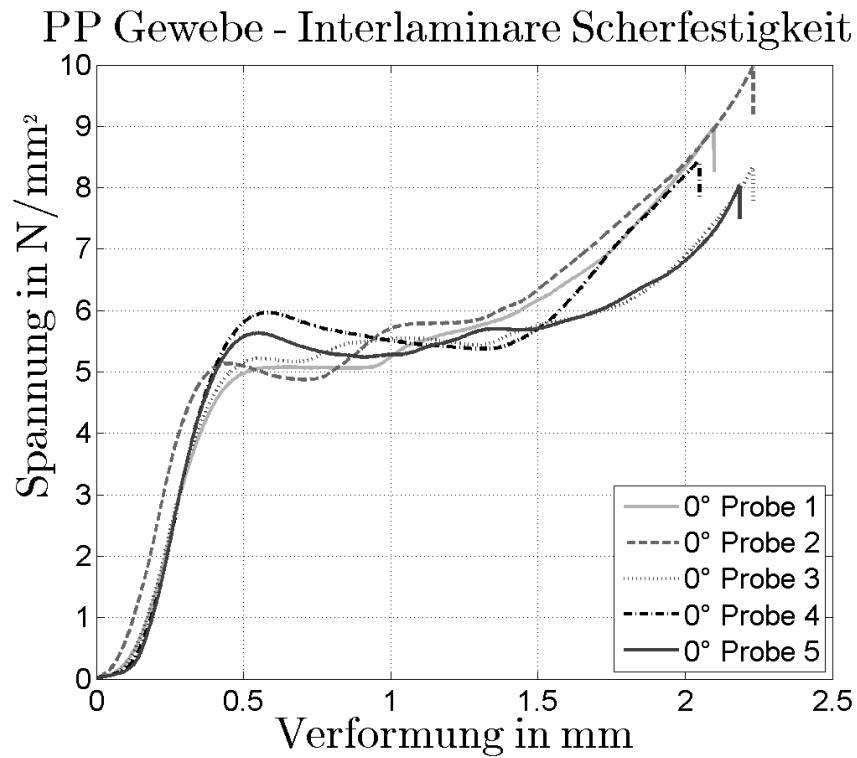


Abbildung A.46.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polypropylen Gewebe-Platte in 0°-Richtung

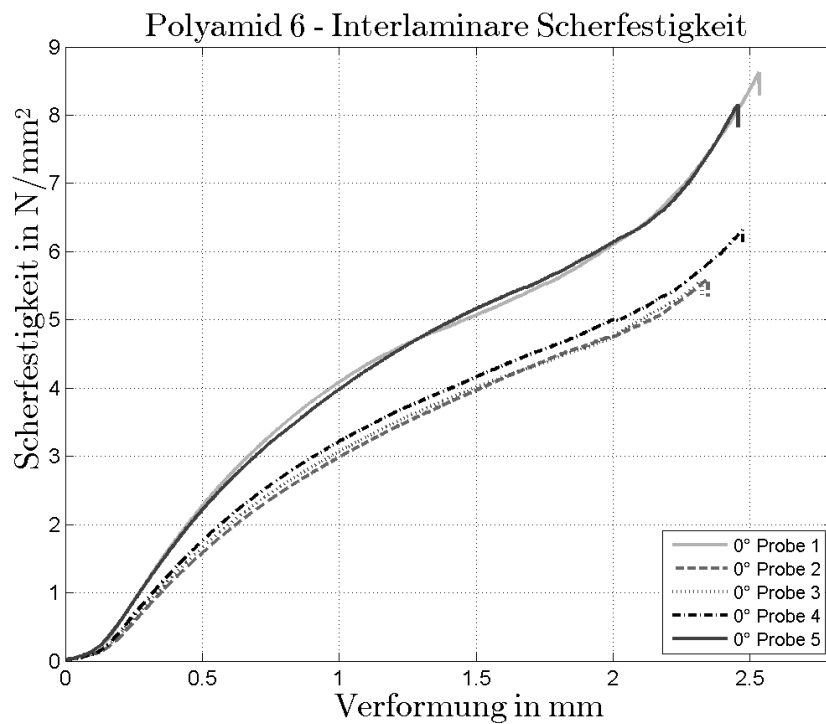


Abbildung A.47.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 6-Platte in 0°-Richtung

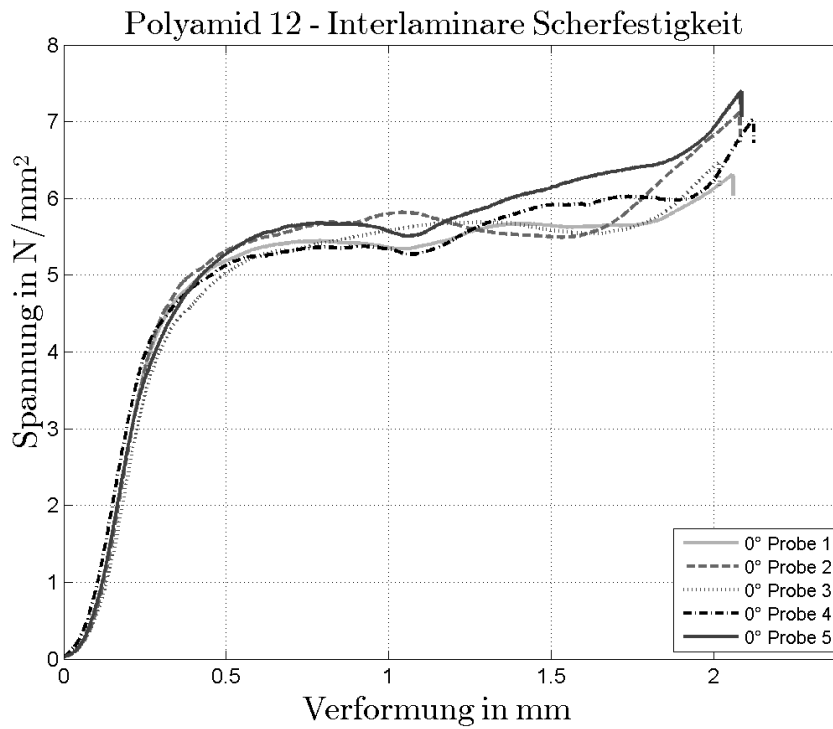


Abbildung A.48.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 12-Platte in 0°-Richtung

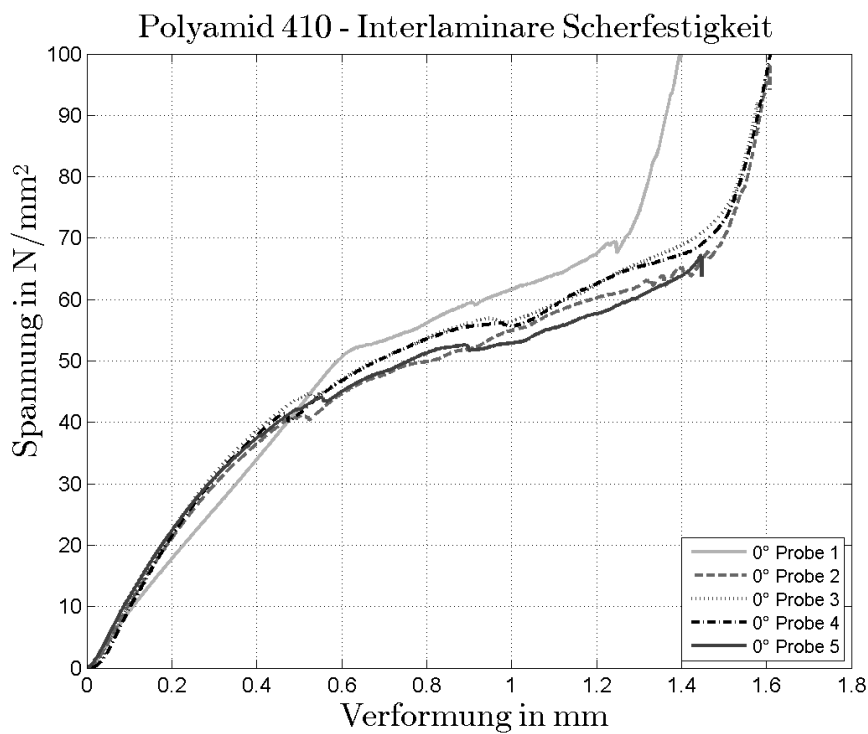


Abbildung A.49.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyamid 410-Platte in 0°-Richtung

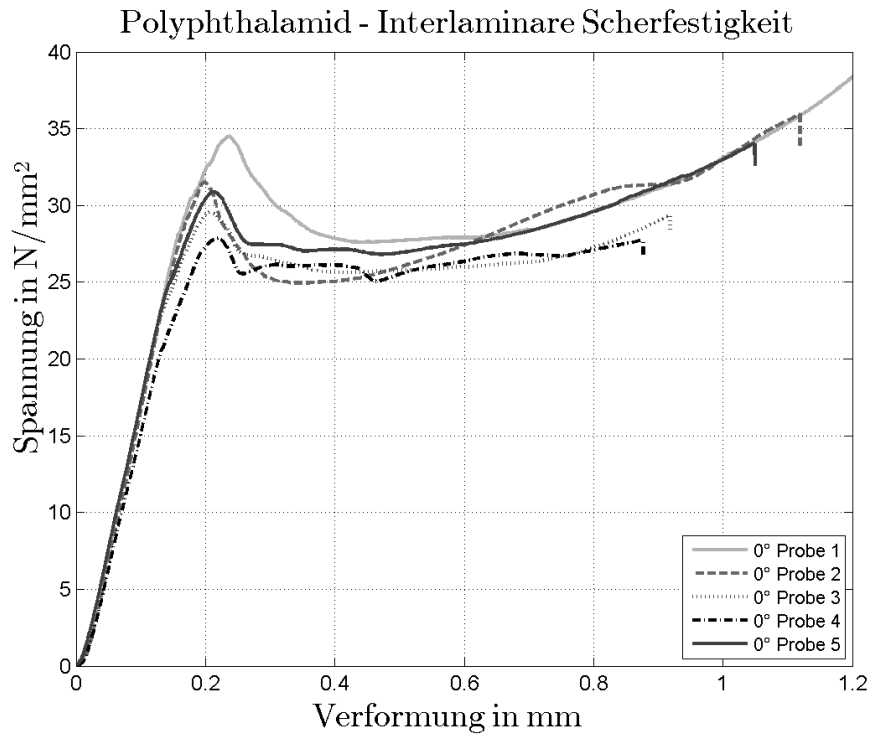


Abbildung A.50.: Interlaminare Scherfestigkeit der verstärkten Polyphthalamid-Platte in 0°-Richtung

## A.6. Konditionierzeiten



<b>Polyamid 6</b>											
Probe	1		2		3		4		5		Differenz in %
	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	
04.03.2016	3684,29		3694,58		3054,36		3026,84		3059,46		
07.03.2016	3694,77	0,284	3706,38	0,319	3058,83	0,146	3033,49	0,220	3069,33	0,323	
08.03.2016	3695,83	0,029	3706,48	0,003	3060,23	0,046	3033,17	-0,011	3072,71	0,110	
09.03.2016	3693,8	-0,055	3703,18	-0,089	3060,14	-0,003	3032,82	-0,012	3068,72	-0,130	
10.03.2016	3692,62	-0,032	3701,31	-0,050	3058,89	-0,041	3032,71	-0,004	3070,5	0,058	
11.03.2016	3691,85	-0,021	3703,31	0,054	3059,94	0,034	3032,62	-0,003	3069,67	-0,027	
14.03.2016	3694,6	0,074	3704,14	0,022	3059,29	-0,021	3032,2	-0,014	3070,3	0,021	
<b>Polyamid 12</b>											
Probe	1		2		3		4		5		Differenz in %
	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	
04.03.2016	3492,2		3494,47		2861,77		2901,92		2891,95		
07.03.2016	3493,49	0,037	3495,6	0,032	2862,66	0,031	2902,55	0,022	2893,69	0,060	
08.03.2016	3493,5	0,000	3495,58	-0,001	2862,81	0,005	2902,54	0,000	2893,51	-0,006	
09.03.2016	3493,29	-0,006	3495,54	-0,001	2862,89	0,003	2902,73	0,007	2893,72	0,007	
10.03.2016	3493,1	-0,005	3495,42	-0,003	2862,8	-0,003	2902,56	-0,006	2893,46	-0,009	
11.03.2016	3493,35	0,007	3495,83	0,012	2862,93	0,005	2902,61	0,002	2893,76	0,010	
14.03.2016	3492,95	-0,011	3495,36	-0,013	2862,8	-0,005	2902,67	0,002	2893,67	-0,003	

Tabelle A.12.: Konditionierzeiten von Polyamid 6 und Polyamid 12

<b>Polyamid 410</b>											
Probe	1		2		3		4		5		
	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	
04.03.2016	3208,21		3175,2		2612,52		2591,3		2617,81		
07.03.2016	3218,83	0,331	3186,38	0,352	2621,49	0,343	2600,15	0,342	2627,19	0,358	
08.03.2016	3220,51	0,052	3187,7	0,041	2622,8	0,050	2601,58	0,055	2628,5	0,050	
09.03.2016	3221,95	0,045	3189,27	0,049	2624,18	0,053	2602,77	0,046	2629,81	0,050	
10.03.2016	3222,49	0,017	3189,79	0,016	2624,61	0,016	2603,3	0,020	2630,41	0,023	
11.03.2016	3223,01	0,016	3190,37	0,018	2624,93	0,012	2603,64	0,013	2630,89	0,018	
14.03.2016	3223,19	0,006	3190,55	0,006	2625,27	0,013	2603,93	0,011	2631,2	0,012	
<b>Polyamid 10T</b>											
Probe	1		2		3		4		5		
	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	Masse in mg	Differenz in %	
04.03.2016	3254,52		3219,94		2662,92		2638,11		2596,29		
07.03.2016	3254,14	-0,012	3219,17	-0,024	2663,68	0,029	2637,89	-0,008	2597,17	0,034	
08.03.2016	3253,72	-0,013	3219,07	-0,003	2663,52	-0,006	2637,28	-0,023	2596,84	-0,013	
09.03.2016	3253,5	-0,007	3218,77	-0,009	2663,49	-0,001	2637,24	-0,002	2596,86	0,001	
10.03.2016	3253,36	-0,004	3218,52	-0,008	2663,34	-0,006	2637,08	-0,006	2596,83	-0,001	
11.03.2016	3253,23	-0,004	3218,58	0,002	2663,27	-0,003	2637,07	0,000	2596,71	-0,005	
14.03.2016	3252,58	-0,020	3217,82	-0,024	2662,84	-0,016	2636,66	-0,016	2596,22	-0,019	

Tabelle A.13.: Konditionierzeiten von Polyamid 410 und dem Polyphthalamid PA10T