



Lehrstuhl für Medizintechnik
Technische Universität München

Modifikation des mechanischen Verhaltens von Elastomeren durch Verstärkung mit gekrümmten Fasern im Spritzgießen und der Extrusion

Johannes Gattinger, M.Sc.

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Prof. Dr.-Ing. Michael F. Zäh

Prüfer der Dissertation: 1. Prof. Dr. rer. nat. Tim C. Lüth
2. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler

Die Dissertation wurde am 27.06.2018 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 24.12.2018 angenommen.

Abstract

Reinforcing elastomers with wavy fibers leads to flexible composites with a characteristic progressive stress-strain relationship. Initially, the properties of the elastomer are predominant resulting in low stiffness until the wavy fibers get stretched. As soon as the fibers are in stretched state the fiber properties get predominant with high strength and stiffness. Biological soft tissue like ligament, tendon or skin is known to have similar mechanical characteristics which makes wavy fiber reinforced elastomers attractive in biomedical engineering. Aim of this study was the investigation of injection molding and extrusion as suitable processes for the manufacturing of wavy fiber reinforced elastomers. Injection molding of crimped short fibers along with thermoplastic elastomers led to curved short fibers in the injection molded parts but without the characteristic mechanical behavior in tensile tests. Extrusion of endless crimped fiber reinforced thermoplastic elastomers produced the specified characteristic mechanical behavior. Melt viscosity turned out to be a determining parameter for the resulting waviness in the extruded strands.

Danksagung

In erster Linie möchte ich Herrn Prof. Dr. rer. nat. Tim C. Lüth für die Übernahme des Amtes des 1. Prüfers danken. Des Weiteren meinem 2. Prüfer Herrn Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler und dem Vorsitzenden der Prüfungskommission Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael F. Zäh.

Ich bedanke mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Medizintechnik, die mir jederzeit unterstützend zur Seite standen. Insbesondere Matthias Zeppenfeld, Andreas Robeck, Katharina Düregger, Sarah Burkhardt, Franz Bauer, Markus Ahrens, Theresa Fischer, Miriam Haerst, Stefan Fischer, Valerie Köhler, Stefan Leonhardt, Tanja Lerchl, Sebastian Pammer, Christin Rapp, Christoph Rehekampff, Tim Scherzer, Markus Schönberger, Matthias Schuh, Valerie Werner, Markus Eblenkamp, Georg Lerchl, Florian Huber und Uli Ebner.

Für Ihre geistige und apparative Unterstützung danke ich den Mitarbeitern des Lehrstuhls für Carbon Composites Jan Krollmann, Luciano Avila Gray und Daniel Amrein sowie Andreas Geißler vom Lehrstuhl für Energiesysteme.

Ich danke den Studenten die durch Studienarbeiten direkt zu meiner Dissertation beitrugen und jenen, die mich indirekt vorangebracht haben vor allem Lukas Zapf, Franziska Hansbauer, Bernd Morhard, Tobias Deschauer, Raphael Köppl, Benedikt Kirchebner, Josip Bratic, Peter Kapp, Martin Zaus, Christian Bullemer, Nicolina Topic, Sebastian Hemmerle und Michael Kirsch.

Ein außerordentlicher Dank gilt meiner Frau Alexandra und meinen Kindern Selina, Emanuel und Emilia für ihre jahrelange Unterstützung und Geduld.

Studienarbeiten

Im Rahmen dieser Dissertation entstanden am Lehrstuhl für Medizintechnik der TU München unter wesentlicher wissenschaftlicher, fachlicher und inhaltlicher Anleitung des Autors die im Folgenden aufgeführten studentischen Arbeiten, deren Ergebnisse zu Teilen in das vorliegende Dokument eingeflossen sind.

Zaus M. Steigerung der Faser-Matrix-Adhäsion in aramidfaserverstärkten Silikonelastomeren. unveröffentlichte Semesterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2017.

Kapp P. Spritzgießen und Analyse von wellig langfaserverstärkten thermoplastischen Elastomeren. unveröffentlichte Masterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2017.

Bratic J. Untersuchung des dynamischen Verhaltens von wellig faserverstärkten Silikonem. unveröffentlichte Semesterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2017.

Kirchebner B. Faser-Kunststoff-Verbunde mit gewellten Langfasern und thermoplastischen Elastomer-Matrices im Extrusionsverfahren. unveröffentlichte Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2016.

Köppl R. Herstellung und Analyse wellig verstärkter thermoplastischer Elastomere. unveröffentlichte Semesterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2016.

Deschauer T. Optimierung der mechanischen Eigenschaften nichtlinear faserverstärkter Silikone. unveröffentlichte Masterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2016.

Morhard B. Faserverstärkung von Silikonem zur Optimierung der mechanischen Eigenschaften. unveröffentlichte Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2015.

Hansbauer F. Analyse und Optimierung des Karbonisierungsprozesses von Polyacrylnitril-Fasern. unveröffentlichte Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2015.

Zapf L. Optimierung von Monofilament-Zugprüfungen an PAN- und Kohlenstofffasern. unveröffentlichte Semesterarbeit, Lehrstuhl für Medizintechnik, Garching: Technische Universität München; 2014.

Publikationsliste

Gattinger J, Kirsch M, Kirchebner B. Flexible composite strands through extrusion of crimped fiber reinforced thermoplastic elastomers. *Materials Today Communications*. 15, 2018, S. 43-47.

Gattinger J, Haerst M, Leonhard S, Fischer S, Pammer S. Patentanmeldung: Druckkopf für Fused Filament Fabrication. TU München, 2017.

Gattinger J. Patentanmeldung: Verfahren und Vorrichtung für Fused Filament Fabrication mit thermoplastischen Elastomeren. TU München, 2017.

Zeppenfeld M, Trescher M, Robeck A, Gattinger J. Comparison of cold and hot runner system concerning part accuracy in thermoplastic injection molding. In: *Proceedings of 33rd International Conference of the Polymer Processing Society*. Cancún, 2017.

Gattinger J, Zeppenfeld M, Robeck A. Forschungsbericht: Maßhaltigkeit im Thermoplastspritzguss. München: bayme vbm; 2017.

Gattinger J, Köppl R, Zeppenfeld M. Compounding and direct compounding of crimped fiber reinforced thermoplastic elastomers. In: *Proceedings of 33rd International Conference of the Polymer Processing Society*. Cancún, 2017.

Gattinger J, Fischer S. Novel fused filament fabrication procedure and printhead to process thermoplastic elastomers. In: *Proceedings of 33rd International Conference of the Polymer Processing Society*. Cancún, 2017.

Bauer FX, Schönberger M, Gattinger J, Eblenkamp M, Wintermantel E, Rau A, et al. RapidNAM: generative manufacturing approach of nasoalveolar molding devices for presurgical cleft lip and palate treatment. *Biomedical Engineering / Biomedizinische Technik*. 2017;62(4):407-14.

Gattinger J, Schreiber U, Zapf L. Patentanmeldung: Positioniervorrichtung zum Fixieren einer polyaxialen Platte an einem Röhrenknochen. OT Medizintechnik GmbH, München; WO002017149026A2, DE102016103681A1, 2016.

Zeppenfeld M, Hirn R, Gattinger J. Vergleich moderner Methoden zur Nachdruckumschaltung im Spritzgießprozess hinsichtlich Bauteilmaßhaltigkeit. In: SKZ, editor. *Qualitätsgipfel Kunststoff - Internationale Fachtagung für Qualität in der Kunststoffbranche*. 1 ed. Würzburg: SKZ; 2016. p. 72-3.

Gattinger J, Dorn M, Zeppenfeld M. Spritzgießsimulation zur Abschätzung der Maßhaltigkeit von Bauteilen aus Mehrkavitätenwerkzeugen. In: SKZ, editor. *Qualitätsgipfel Kunststoff - Internationale Fachtagung für Qualität in der Kunststoffbranche*. 1 ed. Würzburg: SKZ; 2016. p. 25-6.

Gattinger J, Bullemer CN, Harrysson OLA. Patient specific root-analogue dental implants – additive manufacturing and finite element analysis. *Current Directions in Biomedical Engineering*. 2016;2(1):101-4.

Ritschl L, Rau A, Wolff K-D, Schönberger M, Gattinger J, Wintermantel E, et al. Analyse softwareunterstützter Modellierungstechniken beim Nasoalveolar Molding. In: *Proceedings of*

65 Kongress der Deutschen Gesellschaft für Mund-, Kiefer- und Gesichtschirurgie. Stuttgart, 2015.

Rau A, Wolff K-D, Schönberger M, Gattinger J, Wintermantel E, Loeffelbein D. Virtuelles Nasoalveolar Molding - Softwareunterstützte Modellierungstechniken im Vergleich. In: Proceedings of 65 Jahrestagung der Arbeitsgemeinschaft für Kieferchirurgie & 36 Jahrestagung des Arbeitskreises für Oralpathologie und Oralmedizin. Bad Homburg, 2015.

Schuh M, Gattinger J, Grob S, Seitz S, Schönberger M, Eblenkamp M, et al. Comparison of three active humidifiers for re-establishing of saturation in carbon dioxide incubators. In: Proceedings of 48th DGBMT Annual Conference. Hannover, 2014.

Rapp C, Huppmann T, Eblenkamp M, Gattinger J, Wintermantel E. Improving the antibacterial effect of polyamide 12 by functionalization of titanium dioxide nanoparticles. In: Proceedings of 48th DGBMT Annual Conference. Hannover, 2014.

Loeffelbein DJ, Rau A, Wolff K-D, Schönberger M, Gattinger J, Wintermantel E. Virtuelles Nasoalveolar Molding - Analyse softwareunterstützter Modellierungstechniken. 27 Symposium des Deutschen interdisziplinären Arbeitskreises für Lippen-Kiefer-Gaumen-Spalten/Kraniofaziale Anomalien. Mainz: Deutscher Interdisziplinärer Arbeitskreis Lippen-Kiefer-Gaumenspalten/Kraniofaziale Anomalien - German Cleft Plate cranofacial Association (GCPA); 2014.

Gattinger J, Schönberger M, Wintermantel E, Rau A, Wolff KD, Loeffelbein DJ. Computer aided Modelling of Nasoalveolar Molding Devices for Cleft Lip and Palate Treatment. In: Proceedings of 48th DGBMT Annual Conference. Hannover, 2014. p. 881.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Problemstellung	2
1.2	Zielsetzung	2
2	Stand der Technik und Forschung	5
2.1	Biomechanik von Bindegeweben	5
2.2	Faserverstärkte Elastomere	8
2.2.1	Elastomere mit welliger Faserverstärkung	8
2.2.2	Faserverstärkte Elastomere für Aktuatoren und Soft Robotics	11
2.2.3	Elastomere Matrices in der Composites Technologie	13
2.3	Elastomere	13
2.3.1	Silikone	14
2.3.2	Thermoplastische Elastomere	15
2.4	Verstärkungsfasern	17
2.4.1	Glasfaser	18
2.4.2	Kohlenstofffaser	19
2.4.3	Aramidfaser	19
2.5	Verfahren in der Kunststoffverarbeitung	20
2.5.1	Spritzgießen	20
2.5.2	Extrusion	23
2.5.3	Compoundieren	24
2.5.4	Faserlängenabbau durch die Verarbeitung	26
2.6	Defizite des Stands der Technik und der Forschung	29
3	Konzept	31
4	Geometrie- und Materialparameter wellig faserverstärkter Elastomere	33
4.1	Faserwelligkeit	33
4.2	Prüfkörper	35
4.3	Materialauswahl	36
4.4	Heißpressen	38
4.5	Zugprüfung	39
4.6	Simulation	43
4.6.1	Materialparameter	44
4.6.2	Modellbildung	48

4.6.3	Ergebnisse.....	50
4.7	Diskussion	56
5	Compoundieren und Spritzgießen von thermoplastischen Elastomeren mit welligen Kurzfasern.....	61
5.1	Compoundieren, Spritzgießen und Direkt-Compoundieren	61
5.2	Analyse der resultierenden Fasergestalt und –länge.....	65
5.3	Zugprüfung	70
5.4	Simulation wellig kurzfaserverstärkter Elastomere	73
5.4.1	Modellbildung	74
5.4.2	Ergebnisse.....	78
5.5	Diskussion	79
6	Extrusion von thermoplastischen Elastomeren mit welligen Endlosfasern	83
6.1	Kräuselung von Aramidfasern	83
6.2	Extrusion.....	87
6.3	Auswertung der mechanischen Eigenschaften.....	90
6.4	Diskussion	96
7	Ausblick zur additiven Fertigung von wellig faserverstärkten Elastomeren.....	99
8	Zusammenfassung.....	101
	Literaturverzeichnis.....	103
	Anhang	113
Anhang A	- APDL-Inputfiles zur Simulation von wellig faserverstärkten Elastomeren mit ANSYS Mechanical.....	113
Anhang B	- CATIA und MATLAB Skripte zur Generierung von Geometrien für die Simulation von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren	123
Anhang C	- C# und MATLAB Skripte zur Auswertung von Zugversuchen	129

1 Einleitung

Faserverbundwerkstoffe haben längst ihr Nischendasein hinter sich gelassen und sich mittlerweile zu einer, auch wirtschaftlich, äußerst bedeutsamen Werkstoffklasse entwickelt. Vor allem in den letzten Jahren ist eine deutliche Zunahme im Einsatz von faserverstärkten Kunststoffen zu verzeichnen. Beispiele wie der BMW i3 oder der Airbus A350 zeigen, dass die Fertigungsverfahren für faserverstärkte Kunststoffe inzwischen so weit entwickelt sind, dass sie auch in der Serienproduktion erfolgreich eingesetzt werden können. Hauptgrund für den Einsatz von faserverstärkten Kunststoffen ist vor allem das ausgezeichnete Leichtbaupotential durch die erreichbare hohe gewichtsspezifische Festigkeit und Steifigkeit. Durch das gestiegene Umweltbewusstsein und die damit verbundene Forderung nach besserer Effizienz und Ressourcenschonung werden die faserverstärkten Kunststoffe als ausgezeichneter Leichtbauwerkstoff immer wichtiger. Faserverstärkte Kunststoffe bringen andererseits aber gerade beim Thema Recycling neue Fragen auf. So ist vor allem bei den klassischen duroplastischen Verbundwerkstoffen ein stoffliches Recycling meist, vor allem aus wirtschaftlichen Gründen, noch nicht sinnvoll machbar. Aktuell wird beispielsweise an speziellen Epoxidharzen geforscht bei denen durch chemische Behandlung die Kohlenstofffasern aus dem Verbund gelöst werden und das Harz gleichzeitig chemisch zum Thermoplasten umgewandelt wird (La Rosa et al. 2016). Damit wären sowohl die Fasern, als auch die Matrix wieder stofflich nutzbar. Trotz der noch nicht absolut zufriedenstellend gelösten Recycling-Problematik ergibt sich schon jetzt eine über den Produktlebenszyklus gesehen positive ökologische Bilanz im Vergleich zu anderen Werkstoffen. Die sehr guten spezifischen mechanischen Kennwerte der faserverstärkten Kunststoffe resultieren zu einem großen Teil aus der gezielten Orientierung der Verstärkungsfasern in Lastrichtung. Außerdem lässt sich das Eigenschaftsprofil eines faserverstärkten Kunststoffes durch geeignete Wahl von Matrix und Verstärkungsfasern gezielt beeinflussen. Das gilt nicht nur für die mechanischen Eigenschaften, sondern beispielsweise ebenso für Medien- und Korrosionsbeständigkeit. Ein großer Vorteil für die Medizintechnik ist auch die Strahlentransparenz im CT oder MRT von Implantaten, Osteosyntheseplatten oder Instrumenten aus faserverstärkten Kunststoffen. (Witten 2014; Neitzel et al. 2014; Moser 1992; Flemming & Roth 2003; Ehrenstein 2006)

Faserverstärkte Elastomere kommen heutzutage vor allem da zum Einsatz, wo die Flexibilität eines Elastomers gefragt ist, gleichzeitig aber hohe Zugkräfte aufgenommen werden müssen. Beispiele hierfür sind Förderbänder oder Antriebsriemen. Diese müssen in Umfangsrichtung verstärkt sein um die radialen Vorspannkräfte, welche zur Übertragung der Antriebsmomente notwendig sind, aufbringen zu können. Ein großes Einsatzgebiet für verstärkte Elastomere bilden Reifen, wobei je nach Anwendungsfall unterschiedliche Orientierungen und Kombinationen der lokalen Verstärkung angewendet werden. Eine weitere Anwendung stellen

Schläuche dar, welche in Umfangsrichtung verstärkt werden um Flüssigkeiten unter hohem Druck leiten zu können. (Foldi 1996; Gries et al. 2014: 317-20)

Faserverstärkte Elastomere zeichnen sich dadurch aus, dass eine um Größenordnungen erhöhte Steifigkeit und Festigkeit in Faserrichtung erzielt wird, wobei eine gewisse Flexibilität quer zur Faserrichtung erhalten bleibt. Die ursprüngliche hohe Dehnbarkeit des Elastomers wird dabei in Faserrichtung größtenteils eingeschränkt. Um die charakteristische, hohe Flexibilität und Dehnbarkeit des Elastomers möglichst wenig einzuschränken und dabei dennoch eine Festigkeitserhöhung zu erreichen, können Verstärkungsfasern in welliger Form verwendet werden (Chou & Takahashi 1987). Diese wellig faserverstärkten Elastomere weisen bei Belastung in Faserrichtung einen charakteristischen progressiven Spannungs-Dehnungsverlauf auf. Da biologische Weichgewebe ebenfalls eine solche mechanische Charakteristik zeigen, eignen sich wellig faserverstärkte Elastomere insbesondere für den Einsatz in der Medizintechnik. Künstliche Bänder und Sehnen (Monleón Pradas & Díaz Calleja 1991; Ambrosio et al. 2010), ebenso wie künstliche Haut (Jang et al. 2015) oder Federn für Exoskelette (Doumit & Leclair 2017) sind mögliche Einsatzgebiete für wellig faserverstärkte Elastomere.

1.1 Problemstellung

Bisherige Untersuchungen zur Herstellung wellig faserverstärkter Elastomere beschränken sich auf den Einsatz von Endlosfasern und Verfahren wie Laminieren (Brökel 2007) oder Faserwickeln (De Santis et al. 2004). Diese Produktionstechniken haben teilweise die Nachteile einer eingeschränkten Bauteilkomplexität und Reproduzierbarkeit (Flemming et al. 1999). Spritzgießverfahren begegnen diesen Nachteilen, verbunden mit einer Reduzierung der nötigen Prozesszeiten. Allerdings kommen beim Spritzgießen Kurzfasern zum Einsatz. Bisher ist nicht bekannt, wie sich wellige Kurzfasern im Spritzgießprozess verhalten bzw. wie sich wellige Kurzfasern auf die mechanischen Eigenschaften wellig kurzfaserverstärkter Elastomere auswirken.

1.2 Zielsetzung

Bauteile aus wellig faserverstärkten Elastomeren sollen mittels der beiden wichtigsten Kunststoffverarbeitungsverfahren, dem Spritzgießen und der Extrusion, hergestellt werden. Dazu soll die Möglichkeit der Verarbeitung und Herstellung von kurzfaserverstärktem Elastomergranulat dahingehend untersucht werden, ob im spritzgegossenen Bauteil Fasern in welliger Form vorliegen. Die Auswirkungen solcher welliger Kurzfasern im Elastomerbauteil auf das mechanische Verhalten sollen durch die Auswertung von Spannungs-Dehnungskurven im Zugversuch untersucht werden. Die grundlegenden Einflussgrößen,

Materialeigenschaften der Elastomermatrix, Materialeigenschaften der Verstärkungsfasern und Geometrie der Faserwelligkeit werden in Versuchen an heißgepressten Silikonprüfkörpern untersucht. Die Extrusion bietet die Möglichkeit der Herstellung von endlosfaserverstärkten Profilen. Hier soll ein Verfahren zur Herstellung von wellig endlosfaserverstärkten Elastomerprofilen entwickelt werden und der Einfluss der Prozessparameter untersucht werden.

2 Stand der Technik und Forschung

2.1 Biomechanik von Bindegeweben

Die mechanischen Eigenschaften biologischer Weichgewebe werden maßgeblich durch deren hierarchischen Aufbau und deren Zusammensetzung aus zellulären, fibrösen und gelartigen Bestandteilen bestimmt. Charakteristisch für Bindegewebe ist, dass die Interzellulärsubstanz im Vergleich zu den Zellen dominant ist. Die Interzellulärsubstanz setzt sich aus einem ungeformten Anteil (der Grundsubstanz) und einem fibrösen Anteil zusammen. Die Grundsubstanz ist ein stark hydratisiertes Gel, dessen makromolekulare Bestandteile hauptsächlich Glykosaminoglykane, Glykoproteine und Proteoglykane sind. Der fibröse Anteil ist der strukturgebende Teil des Bindegewebes und besteht aus kollagenen, retikulären und elastischen Fasern. Je nach Art und Aufgabe des Bindegewebes unterscheiden sich die Zusammensetzung der Interzellulärsubstanz und die Art der Zellen. Bindegewebe lassen sich in die folgenden Hauptgruppen einteilen: embryonales, gallertiges, retikuläres, lockeres, straffes Bindegewebe und Fettgewebe. Teilweise werden auch die Stützgewebe, Knorpel- und Knochengewebe zu den Bindegeweben gezählt. Das straffe Bindegewebe zählt zu den Geweben, die insbesondere mechanische, lasttragende Eigenschaften erfüllen. Aus diesem Grund ist hier ein besonders hoher Anteil an fibrösen Bestandteilen vorhanden, hauptsächlich kollagene Fasern, aber auch elastische Fasern. Je nach Belastungsart bzw. -richtung des entsprechenden Gewebes sind die Fasern angeordnet. Bei einer mehrachsigen Beanspruchung sind die Fasern geflechtartig angeordnet; diese Faserstruktur findet sich beispielsweise in der Lederhaut. Liegen die Beanspruchungen vor allem in einer Richtung, wie bei Bändern und Sehnen, sind die Fasern stark parallel entlang der Lastrichtung ausgerichtet. Abb. 2.1 zeigt beispielhaft den hierarchischen Aufbau einer Sehne mit den in Richtung der Sehnenlängsachse verlaufenden Kollagenfasern. (Filler et al. 2012; Welsch et al. 2014; Junqueira et al. 2005)

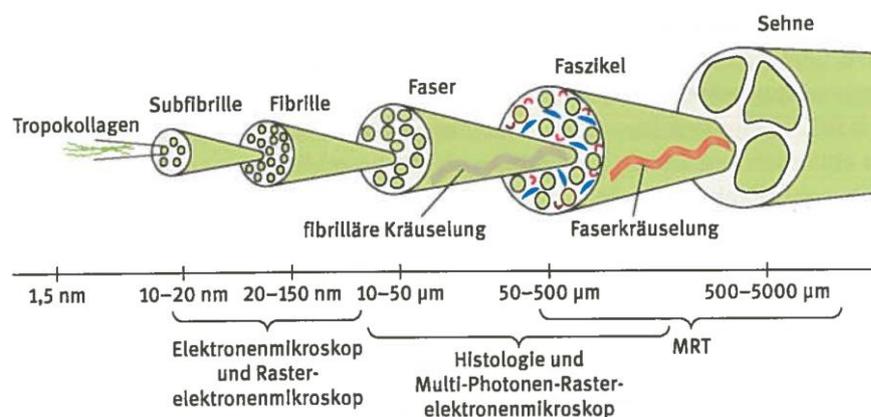


Abb. 2.1 Hierarchischer Aufbau der Sehne mit Fokus auf die Kollagenstruktur (Hirschmüller 2017: 4).

Die häufigsten Zellen im Bindegewebe sind Fibroblasten. Sie sind für die Bildung der Grundsubstanz und der fibrösen Bestandteile verantwortlich. So synthetisieren Fibroblasten beispielsweise Kollagen vom Typ 1, welches als Tropokollagen in den Interzellularraum abgegeben wird, dort zu Mikrofibrillen aggregiert und sich zu kollagenen Fasern zusammenlagert. Des Weiteren wird von den Fibroblasten Elastin synthetisiert, welches im Interzellularraum zusammen mit Glykoproteinmikrofibrillen die elastischen Fasern bildet. Auch die Bestandteile der amorphen Grundsubstanz, Glykosaminoglykane, Glykoproteine und Proteoglykane werden von den Fibroblasten gebildet. Die Grundsubstanz besitzt aufgrund der vielen Zuckergruppen ein hohes Wasserbindungsvermögen was dazu führt, dass die Interzellularsubstanz etwa zu 70 % aus Wasser besteht. (Filler et al. 2012; Hirschmüller 2017; Chamberlain & Vanderby 2016; Shah-Derler et al. 2009)

Kollagenfasern liegen im unbelasteten Gewebe in welliger Form vor. Dieser Umstand wird laut (Filler et al. 2012: 28, 30) auf die Anwesenheit der elastischen Fasern zurückgeführt, welche reversibel bis auf das doppelte der Ruhelänge dehnbar sind und nach Wegnahme der Last wieder in ihre Ruhelänge zurückkehren. Die wesentlich steiferen welligen Kollagenfasern werden bei einer Dehnung des Gewebes gestreckt und verhindern ein Überdehnen der elastischen Fasern. Letztlich ist aber nicht abschließend geklärt, warum die Kollagenfasern eine wellige Form einnehmen (Chamberlain & Vanderby 2016).

Abb. 2.2 zeigt die charakteristische Kräuselung der Kollagenfasern am Beispiel einer Achillessehne der Ratte. Diese Faserkräuselung bedingt als Hauptfaktor das charakteristische mechanische Verhalten von Weichgeweben. (Hirschmüller 2017; Franchi et al. 2007)

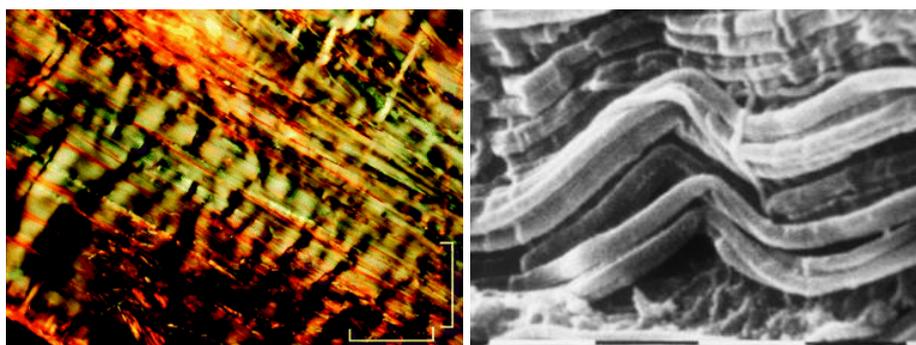


Abb. 2.2 Wellige Kollagenfaserbündel einer unbelasteten Achillessehne der Ratte. Links: Polarisationsmikroskopische Aufnahme dunkle und helle Stellen repräsentieren die Welligkeit (Skala 100 μm) (Franchi et al. 2007: 3). Rechts: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme eines Längsschnittes der Achillessehne mit deutlich sichtbaren welligen Kollagenfibrillen (Skala: 1 μm) (Franchi et al. 2007: 5).

Das mechanische Verhalten von Bindegewebe weist üblicherweise einen progressiven Spannungs-Dehnungs-Verlauf auf. Das bedeutet, dass die Steifigkeit mit zunehmender Dehnung steigt (Abb. 2.3). Oft weisen die Spannungs-Dehnungs-Kurven einen deutlich

ausgeprägten Knick auf. Dieser nichtlineare Spannungs-Dehnungs-Verlauf resultiert aus der Anordnung der welligen Kollagenfasern. Solange die Kollagenfasern wellenförmig vorliegen tragen Sie wenig zur Steifigkeit des Bindegewebes bei und Verformungen lassen sich mit wenig Kraft aufbringen. Mit zunehmender Dehnung strecken sich die Kollagenfasern und bewirken eine Versteifung. Es folgt ein nahezu linearer Bereich bevor die Spannungs-Dehnungs-Kurve aufgrund von schrittweisem Versagen der Kollagenfasern abflacht und es schließlich zum Bruch kommt. (Buschmann & Bürgisser 2017: 86; Humphrey 2003; Hirschmüller 2017; Fung 1993; Klein & Sommerfeld 2012)

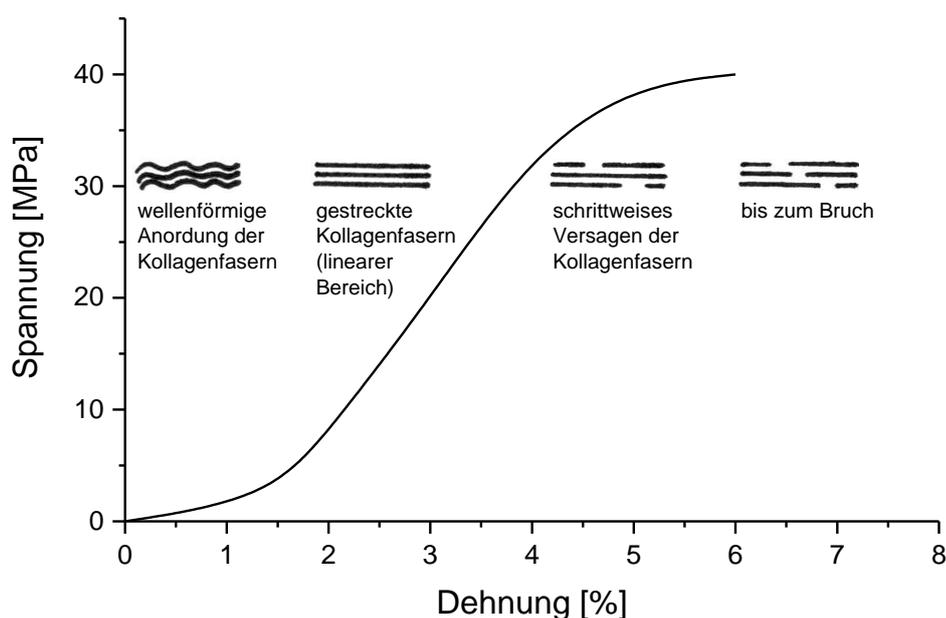


Abb. 2.3 Typischer Spannungs-Dehnungs-Verlauf von Bändern und Sehnen (nach (Hirschmüller 2017; Chamberlain & Vanderby 2016)).

Dieses typische nicht-lineare mechanische Verhalten, wie es in Abb. 2.3 exemplarisch für Bänder und Sehnen gezeigt ist, ist charakteristisch für Bindegewebe und, je nach hierarchischer Anordnung der fibrösen und amorphen Anteile, unterschiedlich stark ausgeprägt (Welsch et al. 2014; Humphrey 2003). Neben Bändern und Sehnen tritt dieses Verhalten zum Beispiel auch bei Gefäßen (Boucek 1988), Darm (Baer et al. 1988: 188), Haut (Jang et al. 2015), Bandscheiben (Baer et al. 1988: 189), Knorpel und Menisken (Myers et al. 1988) auf.

Bindegewebe weisen des Weiteren ein viskoelastisches Materialverhalten auf. Das bedeutet, dass das mechanische Verhalten auch von der Belastungsgeschwindigkeit bzw. -zeit abhängig ist. Viskoelastische Körper weisen ein Kriech-, Relaxations- und Hystereseverhalten auf. Unter Kriechen bzw. Retardation versteht man eine Dehnungszunahme mit der Zeit, bei gleichbleibender Belastung. Relaxation beschreibt einen Spannungsabfall mit der Zeit, bei gleichbleibender Dehnung. Ein Hystereseverhalten liegt vor, wenn das Materialverhalten bei

Be- und Entlastung unterschiedlich ist. Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigt sich das an einer Verlagerung der Entlastungskurve nach rechts (zu höheren Dehnungen). Die Fläche zwischen den Kurven für Be- und Entlastung repräsentiert die Dämpfungsverluste. Außerdem ist das mechanische Verhalten von viskoelastischen Materialien von der Belastungsgeschwindigkeit abhängig. Je schneller ein Material gedehnt, bzw. belastet wird, desto steifer verhält es sich. Dabei kann es auch zu einer Erhöhung der maximal ertragbaren Spannung bei höheren Belastungsgeschwindigkeiten kommen. (Richard & Kullmer 2013: 162; Klein & Sommerfeld 2012: 99-103; Schomacher 2011)

Eine weitere Besonderheit des Materialverhaltens von Bindegeweben stellt die Energieaufnahme durch Dehnung dar. Die Fläche unter der Kurve im Spannungs-Dehnungs-Diagramm entspricht dem Energiebedarf für die entsprechende Deformation. Bei einem progressiven Kurvenverlauf wie bei Bindegeweben ist diese geringer als bei einem linearen oder degressiven Verlauf. (Klein & Sommerfeld 2012: 92-94)

2.2 Faserverstärkte Elastomere

Reifen, Gurte, Riemen, Förderbänder und Schläuche sind die häufigsten Anwendungsfälle für faserverstärkte Elastomere. Abgesehen von diesen etablierten Einsatzgebieten gibt es in der Forschung eine Reihe von Ansätzen, wie eine Faserverstärkung von Elastomeren vorteilhaft nutzbar ist. (Gries et al. 2014: 317-20)

2.2.1 Elastomere mit welliger Faserverstärkung

Bei klassischen Faserverbundwerkstoffen mit steifer Matrix gilt Faserwelligkeit als fertigungsbedingter Defekt und sollte immer vermieden werden, da sie sich negativ auf die mechanischen Kennwerte auswirkt (Altmann et al. 2015). Hier gibt es aber auch Ausnahmen, so schlägt Diao (Diao et al. 2016) eine Kombination von geraden und welligen Fasern vor um das Versagensverhalten des Verbundes von einem plötzlichen und katastrophalen Versagen hin zu einem sukzessiven Versagen zu verbessern.

Die Verwendung welliger Fasern zur Verstärkung von Elastomeren wurde erstmals von Chou, Takahashi und Lou vorgeschlagen (Luo & Chou 1988; Chou & Takahashi 1987). Sie entwickelten ein analytisches Modell für Elastomere, die mit sinusförmigen Fasern verstärkt werden und führten Versuche an einfachen Probekörpern aus aramidfaserverstärkten Silikonen (Luo & Chou 1988) und bzw. kohlenstofffaserverstärkten Silikonen (Kuo et al. 1988) mit welliger Faserverstärkung durch. Der Vorteil einer welligen Faserverstärkung von Elastomeren liegt darin die elastomeren Eigenschaften der Matrix zu erhalten, dennoch aber hohe Steifigkeit bzw. Festigkeit zu erreichen (Chou 1989; Chou & Takahashi 1987). Werden Elastomere mit welligen Faser verstärkt, so kann auch in Verstärkungsrichtung in gewissem Maße die hohe

Dehnbarkeit des Elastomers erhalten werden. Wird eine Last in Verstärkungsrichtung aufgebracht, werden die welligen Fasern zunächst gestreckt, bevor eine Lastübertragung durch die Fasern möglich ist. Es ergibt sich bei Belastung in Faserrichtung ein progressiver Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve mit einem relativ stark ausgeprägten Knick, sobald die Fasern gestreckt im Material vorliegen. Ist das Material so weit gedehnt, dass die Fasern gestreckt vorliegen, können sehr hohe Lasten bei geringer weiterer Dehnung aufgenommen werden. Abb. 2.4 zeigt exemplarisch Spannungs-Dehnungs-Kurven eines wellig faserverstärkten Elastomers und die berechneten Verläufe für unterschiedlich stark ausgeprägte Welligkeit (Luo & Chou 1988). Dieser progressive Verlauf mit einer starken Zunahme der Steifigkeit bei steigender Dehnung wird in der Literatur häufig als J-förmig beschrieben (Monleón Pradas & Díaz Calleja 1991; De Santis et al. 2004). Ein solcher J-förmiger Spannungs-Dehnungs-Verlauf ist charakteristisch für einige biologische Materialien wie Bänder und Sehnen (Chamberlain & Vanderby 2016; Hirschmüller 2017). Der Grund für dieses Materialverhalten liegt im biologischen Aufbau der Bänder und Sehnen. Das lasttragende Element in Bändern und Sehnen sind Kollagenfasern, welche im unbelasteten Zustand in einer welligen Form vorliegen (s. Abb. 2.2) und daher zunächst eine Streckung bei niedriger Steifigkeit zulassen, bevor eine Versteifung eintritt. Dieser wellig-fibröse Aufbau inspirierte Monleón Pradas und Díaz Calleja (Monleón Pradas & Díaz Calleja 1989) dazu sinusförmige Aramidfasern in Polyethylacrylat einzubetten, um einen Verbundwerkstoff mit J-förmigem Spannungsdehnungsverlauf zu erhalten. Kolařík et al. (Kolařík et al. 1981) nutzten gekräuselte Polyethylenterephthalat (PET) Fasern und eine Hydrogelmatrix aus Polyhydroxyethylmethacrylate (PHEMA) zur Herstellung eines Prototyps einer künstlichen Sehne. Iannace (Iannace et al. 1995) und Ambrosio (Ambrosio et al. 1998) betteten PET-Fasern spiralförmig in PHEMA ein und konnten damit sehr gut die statischen und dynamischen mechanischen Eigenschaften des vorderen Kreuzbandes von Hasen abbilden.

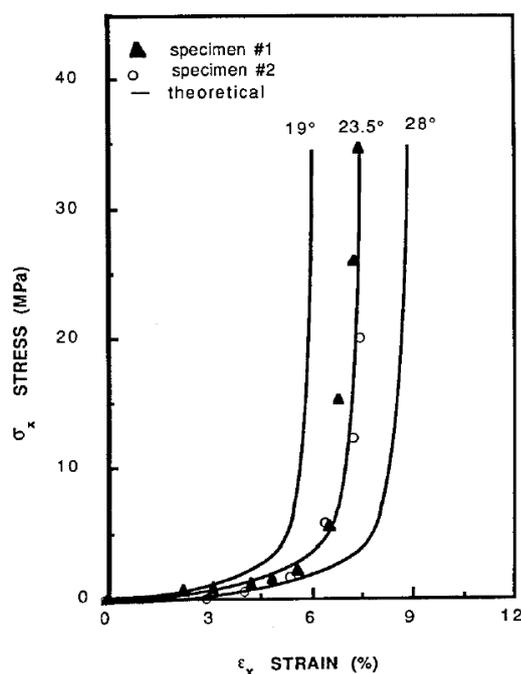


Abb. 2.4 Spannungs-Dehnungs-Kurven eines Zugversuchs und die berechneten Kurven für unterschiedlich stark ausgeprägte Faserwelligkeit. Der Winkel stellt hier den Anfangswinkel einer sinusförmigen Faserverstärkung dar, ein höherer Winkel bedeutet also eine höhere Welligkeit (Luo & Chou 1988).

Seit Anfang des 20. Jahrhunderts wird an künstlichem Sehnen- und Bänderersatz geforscht (Murray & Semple 1979). Bisher ist allerdings noch keine in allen Punkten zufriedenstellende Lösung gefunden und die autogene Transplantation (Empfänger und Spender identisch (Walter de Gruyter GmbH (Hrsg.) 2014)) stellt nach wie vor den Goldstandard beim Bänderersatz dar (Dhammi et al. 2015; Dheerendra et al. 2012). Hauptproblem synthetischer Bänder ist vor allem die Materialermüdung, bedingt durch den Abrieb der textilen Strukturen an den Knochen und den Fasern untereinander. Diesem Problem begegnen Hopmann et al. (Hopmann et al. 2017) durch eine Verbundstruktur aus PET Fasern und Silikon, wobei die Silikonmatrix die Fasern gegen Abrieb am Knochen schützen soll. In den letzten Jahren wurde unter anderem verstärkt an resorbierbaren Strukturen aus welligen Nanofasern geforscht, um die Mikrostruktur und Biomechanik von Bändern und Sehnen möglichst gut zu imitieren (Surrao et al. 2012; Grace Chao et al. 2014; Szczesny et al. 2017). Diese Strukturen wurden durch Electrospinning hergestellt und die Faserwelligkeit wurde durch verschiedene Nachbehandlungsmethoden erreicht.

Jang et al. stellten eine Methode zur Herstellung hierarchisch aufgebauter flächiger Weichcomposite vor, die die biomechanischen Eigenschaften der Haut nachbilden (Jang et al. 2015). Dabei wurde ein stereolithographisch hergestelltes Polyimid Netz schichtweise in eine Silikonmatrix eingebettet.

Doumit und Shaheen schlagen vor wellig faserverstärkte Elastomere als Federn in passiven unterstützenden Exoskeletten einzusetzen, um eine biomechanisch optimierte Unterstützungswirkung zu erreichen. Sie führten jedoch bisher lediglich Untersuchungen zur Federwirkung von pneumatischen Muskeln und spiralförmig verstärkten Elastomeren durch und konnten den Vorteil einer solchen Elastomerefeder bei der Anwendung im Exoskelett noch nicht nachweisen. (Shaheen et al. 2017; Doumit & Leclair 2017)

Brökel führte umfangreiche Untersuchungen zur Herstellung von Laminaten aus wellig faserverstärkten Elastomeren durch (Brökel 2007). Der Fokus lag dabei auf der Entwicklung und Evaluierung von Methoden zur Herstellung wellig faserverstärkter Elastomere mit etablierten Verfahren zur Laminatherstellung aus flächigen textilen Halbzeugen. Zur Erzeugung der Faserwelligkeit entwickelte er ein Verfahren bei dem Gelege oder Gewebe quer zur Faserrichtung verzerrt werden. Damit konnte er einen sinusförmigen Faserverlauf erzielen. Die so vorbereiteten Faserhalbzeuge wurden mit einem elastischen Polyurethan (PUR) zu Laminaten verarbeitet und getestet. Brökel konnte damit einen J-förmigen Spannungs-Dehnungs-Verlauf erzielen und, abhängig von der Welligkeit der Fasern, Dehnungen bis zu 20 % erreichen. Brökel konnte den Einfluss der Welligkeit auf den Verlauf im Spannungs-Dehnungs-Diagramm zeigen. Bei höheren Welligkeiten verschiebt sich der Knickpunkt der Kurve hin zu höheren Dehnungen. Eine systematische Untersuchung zum Einfluss der Faser- und Matrixsteifigkeit wurde allerdings nicht durchgeführt.

2.2.2 Faserverstärkte Elastomere für Aktuatoren und Soft Robotics

Pneumatische bzw. hydraulische Aktuatoren können durch gezielte Faserverstärkung von Elastomeren realisiert werden. Ein Beispiel für einen derartigen linear Aktuator bildet der sogenannte pneumatische Muskel (Schulte 1961). Dabei wird ein Elastomerschlauch mit in Umfangsrichtung schräg verlaufenden steifen Fasern verstärkt, was bei einer Beaufschlagung mit Innendruck eine Expansion in radialer Richtung sowie eine Kontraktion in axialer Richtung zur Folge hat. Durch diese Technik der gezielten lokalen Faserverstärkung von elastomeren Hohlkörpern lassen sich weitere pneumatische bzw. hydraulische Aktuatoren realisieren. Beispielsweise werden auf diese Weise flexible Biegeaktuatoren realisiert, welche unter anderem als Greifer für Robotersysteme Anwendung finden (Galloway et al. 2013; Suzumori et al. 1991). Diese flexiblen Aktuatoren eignen sich hervorragend für die Entwicklung sogenannter Soft Robotics. Anwendung können solche Systeme beispielsweise in der Automation finden, wenn es darum geht empfindliche Objekte wie z. B. Lebensmittel oder Objekte mit nicht immer eindeutig definierter Außenkontur oder Ausgangsorientierung zu handhaben (Suzumori 1996; Baer 1967; Alcedo et al. 2017). Verstärkt wird auch der Einsatz solcher Systeme in der Medizintechnik forciert, beispielsweise als Greifer für die

minimalinvasive Chirurgie (Rateni et al. 2015). Ein Beispiel für den Einsatz von Soft Robotics als Unterstützungssysteme in der Rehabilitation oder bei dauerhaft in der Beweglichkeit eingeschränkten Patienten sind mit pneumatischen Aktuatoren ausgerüstete Handschuhe, welche, unter anderem gesteuert durch elektromyografische Signale, die Hand eines Patienten bewegen bzw. unterstützen können (Polygerinos et al. 2015). Weitere Einsatzmöglichkeiten ergeben sich im Bereich von Exoskeletten zur Wiederherstellung oder Verbesserung der Beweglichkeit von Patienten oder zur Erhöhung der menschlichen Leistungsfähigkeit beispielsweise beim Laufen (Lee et al. 2017). Die Technologie von pneumatischen Muskeln wird auch zur Entwicklung von Herzunterstützungssystemen verwendet. So wurde beispielsweise eine gezielt mit mehreren pneumatischen Muskeln ausgerüstete extravasculäre elastische Hülse entwickelt, welche in der Lage ist die natürliche Bewegung des Herzmuskels zu imitieren und dadurch das Herz in seiner Funktion zu unterstützen (Roche et al. 2017).

Eine weitere Form von elastomeren Verbundwerkstoffen, wenn auch nicht im klassischen Sinne von faserverstärkten Elastomeren, stellen Elastomerverbunde mit Verstärkungselementen bzw. -strukturen aus Formgedächtnislegierungen (shape memory alloys, SMA) dar (Rodrigue et al. 2014). Durch diese Art der gezielten Funktionalisierung lassen sich ebenfalls flexible Aktuatoren mit einer kontinuierlichen Deformation des Aktuators realisieren. Durch den Einsatz solcher SMA funktionalisierter Elastomerverbunde lassen sich beispielsweise entfaltbare Strukturen, wie Masten oder Antennen, für die Raumfahrt realisieren (Wang et al. 2016).

Eine weitere Anwendung in der Raumfahrt für faserverstärkte Elastomere sind faltbare bzw. rekonfigurierbare Antennenreflektoren (Datashvili 2010; Hoffmann 2012). Hierbei erfüllen die Verstärkungsfasern, in diesem Fall Kohlenstofffasern, neben der versteifenden Wirkung zusätzlich die Aufgabe der Reflektion von elektromagnetischen Wellen.

Ein Beispiel aus der Luftfahrt ist das Konzept einer biegeweichen und torsionssteifen Antriebswelle eines Helikopters aus faserverstärktem Elastomer (Shan & Bakis 2002). Durch die erhöhte Flexibilität und die Dämpfungseigenschaften des Elastomers könnten bei diesem Antriebswellenkonzept Gelenklager und Schwingungsdämpfer eingespart werden. Weitere Anwendungsgebiete in der Luftfahrt wären beispielsweise sogenannte Morphing Skins, also bewegliche Flugzeugaußenhäute, wodurch die Aerodynamik und Performance in unterschiedlichen Flugzuständen erhöht werden kann oder eine verringerte Radarsignatur durch die Vermeidung von Spalten an den Rudern erreicht wird (Thill et al. 2016; Hoffmann 2012).

Bei Silikonkathetern kann eine Verstärkung in Längsrichtung die Drucksteifigkeit und den Widerstand gegen Knicken erhöhen, so dass zwar eine gewisse Biegeflexibilität erhalten wird, gleichzeitig aber ein sicheres Manövrieren des Katheters sichergestellt ist (Haerst 2016).

2.2.3 Elastomere Matrices in der Composites Technologie

Die bisher genannten Beispiele für faserverstärkte Elastomere können laut Koschmieder (Koschmieder 2000) unterschieden werden von Faserverbundkunststoffen mit Elastomermatrix, wobei es sich bei den faserverstärkten Elastomeren immer um eine lokale Verstärkung der Elastomermatrix handelt, wohingegen bei Faserverbundkunststoffen mit Elastomermatrix die Fasern homogen in der Matrix verteilt vorliegen. Peel (Peel 1998) führte in seiner Dissertation umfangreiche Untersuchungen zur Herstellung solcher Faserverbundkunststoffe mit Elastomermatrix durch Wickeln und Laminieren, sowie zur Modellierung der mechanischen Eigenschaften durch. Koschmieder (Koschmieder 2000) fokussierte sich in seiner Dissertation auf die Charakterisierung geeigneter elastomerer Matrixmaterialien zur Verarbeitung mit klassischen Fertigungsverfahren für Faserverbundkunststoffe.

Im Bereich dieser Faserverbundkunststoffe mit Elastomermatrix forscht Krollmann (Krollmann, Colin, et al. 2016; Krollmann et al. 2015) aktuell an Hybrid-Matrix-Verbunden. Er untersucht dabei unter anderem die Prozesstechnik der Coinjektion von elastomeren und duroplastischen Matrixsystemen (Krollmann, Alvarado, et al. 2016). Durch diesen Hybrid-Matrix-Ansatz ist es möglich endlosfaserverstärkte Verbundkunststoffe mit lokal an die jeweiligen Anforderungen angepassten mechanischen Eigenschaften zu realisieren. Ein Beispiel für den Einsatz solcher Verbunde stellt ein formadaptiver Seitenaufprallträger dar, welcher aus einer steifen (duroplastische Matrix) Seite und einer flexiblen (elastomere Matrix) unter Innendruck expandierbaren Seite besteht um im Crashfall, ähnlich wie ein Airbag, den Aufprall zu dämpfen (Krollmann, Opelka, et al. 2016).

Industriell werden elastomere Matrices bis heute nur sehr selten eingesetzt; es wird Ihnen aber ein gewisses Potential für die Zukunft bescheinigt, z. B. für elastische, gelenklose Welle-Nabe-Verbindungen oder formvariable adaptive Strukturen (Witten et al. 2017: 13).

2.3 Elastomere

Kunststoffe werden definiert als organisch-synthetische Werkstoffe, deren wesentlicher Bestandteil Makromoleküle sind. Der Begriff Polymere wird oft Synonym benutzt, beschreibt aber streng genommen nur die Makromoleküle als Basis für die Kunststoffe. Der Begriff Kunststoff steht also für einen Werkstoff, der neben Polymeren weitere eigenschaftsbestimmende Zusatzstoffe (Additive) beinhaltet. Kunststoffe werden in drei Kategorien unterteilt, Thermoplaste, Elastomere und Duroplaste. Bei Thermoplasten liegen die

Makromoleküle unvernetzt vor. Thermoplaste verhalten sich im Gebrauchstemperaturbereich spröde oder zähelastisch und sind durch Wärmezufuhr reversibel schmelzbar. Bei Duroplasten sind die Makromoleküle engmaschig vernetzt, das heißt die einzelnen Makromoleküle sind untereinander durch chemische Bindungen verbunden. Duroplaste zeigen bei Gebrauchstemperatur ein eher hartes und sprödes Verhalten und sind nicht schmelzbar. Elastomere bestehen aus weitmaschig vernetzten Makromolekülen. Sie verhalten sich aufgrund der weitmaschigen Vernetzung bei Gebrauchstemperatur weich-elastisch. Sie sind, weitgehend reversibel, auf ein vielfaches ihrer Ausgangslänge dehnbar. (Kaiser 2011: 31-38; Michaeli 2010: 3-19; Sommer & Holzner 2013)

Elastomere können chemisch oder physikalisch vernetzt sein. Chemisch vernetzte Elastomere sind irreversibel vernetzt, also nicht schmelzbar oder löslich. Der unvernetzte Ausgangsstoff wird als Kautschuk bezeichnet. Das Elastomerbauteil entsteht durch eine, oft thermisch induzierte, Vulkanisation (Vernetzungsreaktion) des in Form gebrachten Kautschuks. Physikalisch vernetzte Elastomere werden als thermoplastische Elastomere bezeichnet, da sie schmelzbar sind und dadurch wie Thermoplaste verarbeitbar sind. (Kaiser 2011: 481-500)

2.3.1 Silikone

Die Hauptkette von Silikonelastomeren (Polyorganosiloxane) besteht nicht, wie bei den meisten Kunststoffen, aus Kohlenstoffatomen, sondern setzt sich aus Silizium- und Sauerstoffatomen zusammen, wobei die Siliziumatome organische Substituenten besitzen (s. Abb. 2.5). Die Substituenten sind hauptsächlich Methylgruppen, außerdem können Vinyl-, Phenyl-, oder Fluoralkylgruppen eingebaut werden um besondere Eigenschaften zu erzielen. Sind nur Methylgruppen vorhanden spricht man von Polydimethylsiloxanen; sie sind die Basis für die gängigen Silikonkautschuke. (Sommer & Holzner 2013: 214-27; Abts 2007: 39f)

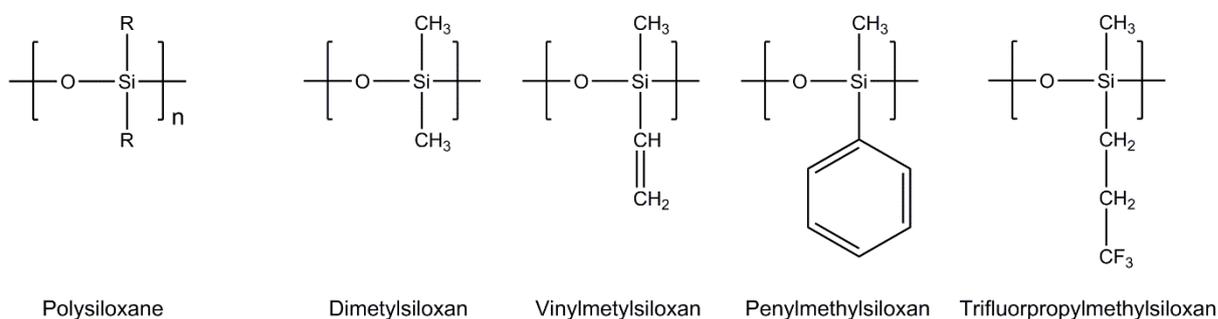


Abb. 2.5 Die Hauptkette von Silikonelastomeren setzt sich aus Sauerstoff- und Siliziumatomen zusammen und besitzt organische Substituenten. Die Substituenten können neben Methylgruppen auch Vinyl-, Phenyl-, oder Fluoralkylgruppen sein. Nach (Sommer & Holzner 2013: 214,16)

Vinylmethylgruppen werden eingesetzt um die Vernetzung zu ermöglichen bzw. die Vernetzungsgeschwindigkeit und -dichte zu erhöhen. Phenylmethylgruppen erhöhen die Kälteflexibilität und Trifluorpropylmethylgruppen erhöhen die Beständigkeit gegen Kohlenwasserstoffe. (Sommer & Holzner 2013: 217f)

Handelsübliche Silikonkautschuke werden unterschieden nach ihren Verarbeitungs- und Vulkanisationseigenschaften in (Sommer & Holzner 2013: 219f; Abts 2007: 39):

- heißvulkanisierende Festsilikonkautschuke (HTV, high temperature vulcanizing),
- heißvulkanisierende Flüssigsilikonkautschuke (LSR, liquid silicone rubber),
- kaltvulkanisierende Silikonkautschuke (RTV, room-temperature vulcanizing).

Festsilikonkautschuke werden üblicherweise in der Extrusion verwendet, während die Flüssigsilikonkautschuke speziell für die Verarbeitung auf Spritzgießmaschinen entwickelt wurden. Die chemische Vernetzung von Silikonkautschuken kann mit Hilfe von Peroxiden, durch Additionsreaktion oder durch Kondensationsreaktion erfolgen. Als Füllstoff zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und zur Einstellung der Härte wird pyrogene Kieselsäure eingesetzt. (Sommer & Holzner 2013: 218-22; Abts 2007: 39f)

Da bei Silikonelastomeren keine diffundierenden Additive wie Weichmacher oder Alterungsschutzmittel benötigt werden, eignen sie sich hervorragend für Anwendungen in der Medizintechnik (Ha et al. 2009: 250) sowie für Anwendungen mit Lebensmittelkontakt (Sommer & Holzner 2013: 227). Silikonelastomere sind witterungs-, UV- und ozonbeständig; sie sind wärmebeständig (bis 250 °C, teilweise 300 °C) und behalten ihre Flexibilität auch bei niedrigen Einsatztemperaturen (bis -60 °C). Silikonelastomere können über einen großen Temperaturbereich eingesetzt werden, da die mechanischen Eigenschaften weitgehend gleich bleiben. (Sommer & Holzner 2013: 224-27; Abts 2007: 40)

2.3.2 Thermoplastische Elastomere

Thermoplastische Elastomere (TPE) sind reversibel physikalisch vernetzte Elastomere. Sie verhalten sich bei Gebrauchstemperatur weich elastisch und sind bei erhöhter Temperatur verarbeitbar wie Thermoplaste. Es gibt zwei Gruppen von thermoplastischen Elastomeren: Polymerblends und Blockcopolymer. Polymerblends oder auch Polymerlegierungen bestehen aus einer thermoplastischen Matrix in die Elastomerpartikel eingelagert sind. Dazu zählen TPE's auf Polyolefinbasis: TPE-O (oder TPO) mit unvernetzten Kautschukpartikeln und TPE-V (oder TPV) mit vernetzten oder teilvernetzten Elastomerpartikeln. Bei den Blockcopolymeren bestehen die Molekülketten aus Segmenten weicher und harter Blöcke, die unverträglich zueinander sind und sich daher lokal entmischen. Die Hartsegmente lagern sich daraufhin zusammen und bilden die physikalischen Vernetzungspunkte. Die Vernetzungspunkte können durch kristalline oder

amorphe Hartsegmente gebildet werden. In Abb. 2.6 ist die Struktur der unterschiedlichen TPEs dargestellt. Zu den Blockcopolymeren mit kristallinen Hartsegmenten zählen TPE's auf Polyesterbasis (TPE-E oder TPC), auf Polyamidbasis (TPE-A oder TPA) und auf Polyurethanbasis (TPE-U oder TPU). TPEs mit Blockcopolymeren auf Styrolbasis (TPE-S oder TPS) bilden amorphe Hartsegmente. (Kaiser 2011: 489-91)

Die Eigenschaften von TPE hängen wesentlich von der chemischen Zusammensetzung und vom Mengenverhältnis der Hart- und Weichsegmente ab. Über das Mengenverhältnis kann die Shore-Härte über einen relativ weiten Bereich (bei TPE-S beispielsweise ca. 30 A bis 70 D) eingestellt werden. Mit der Shore-Härte stehen weitere wichtige Eigenschaften in Zusammenhang. Mit zunehmender Shore-Härte erhöhen sich auch die Zugfestigkeit, Steifigkeit, max. Einsatztemperatur und die chemische Beständigkeit. Gleichzeitig verringern sich die Wechselfestigkeit und Kälteflexibilität aber auch der Druckverformungsrest. Der größte Vorteil der TPEs liegt in ihrer thermoplastischen Verarbeitbarkeit. Sie erfordern keine spezielle Anlagentechnik, sondern können auf den klassischen Thermoplastverarbeitungsanlagen wie Spritzgieß- und Extrusionsanlagen verarbeitet werden. Das macht TPEs besonders interessant für das Mehrkomponentenspritzgießen bei Bauteilen mit harten und weichen Bereichen, z. B. integrierten Dichtungen. Im Vergleich zu den meisten chemisch vernetzten Elastomeren werden hierbei bis zu 10-fach höhere Zykluszeiten erreicht, eine bessere Maßhaltigkeit erzielt und Nacharbeit in Form von Entgraten eingespart. Außerdem lassen sich TPEs aufgrund ihrer thermoplastischen Eigenschaften recyceln, was unter dem Gesichtspunkt der Nachhaltigkeit immer weiter an Bedeutung zunimmt. Nachteilig sind ihre geringe Dauereinsatztemperatur, ihre höhere Neigung zum Kriechen und ihr höherer Druckverformungsrest als bei chemisch vernetzten Elastomeren. (Kaiser 2011: 492-94)

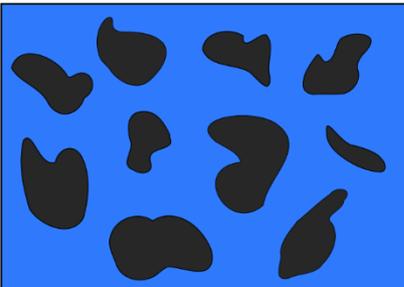
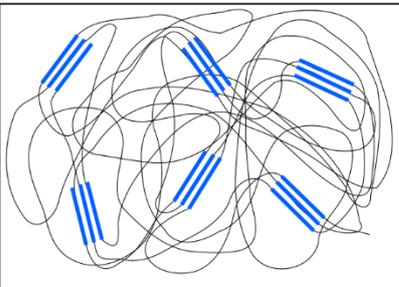
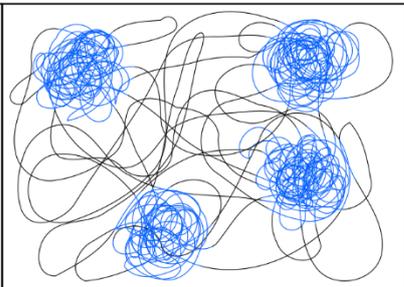
Polymerblends TPE-O, TPE-V	Blockcopolymere	
	kristalline Hartsegmente TPE-E, TPE-A, TPE-U	amorphe Hartsegmente TPE-S
		

Abb. 2.6 Einteilung der thermoplastischen Elastomere nach ihrer Morphologie. Blau dargestellt sind jeweils die harten thermoplastischen Anteile (Vernetzungspunkte), die schwarz dargestellten Bereiche stellen die weichen/elastomeren Anteile dar. Nach (Kaiser 2011: 491)

Die niedrigsten Shore-Härten lassen sich mit styrolbasierten TPE (TPE-S) erreichen. TPE-S sind meistens Triblockcopolymere, das heißt die Polymerketten bestehen aus linearen Weichsegmenten (700 – 1500), an deren beiden Enden jeweils Hartsegmente (100 – 500) angegliedert sind. Die Hartsegmente sind Styrolblöcke (S), die Weichsegmente können Butadien (B), Isopren (I), Ethylenbutylen (EB) oder Ethylenpropylen (EP) Einheiten sein. Dementsprechend ergeben sich deren Abkürzungen zu SBS, SIS, SEBS oder SEPS. Die Styrolsegmente bilden sphärische (bei niedrigen Styrolgehalt, bis 20 %) bzw. zylindrische (20 – 40 % Styrol) Domänen mit einem Durchmesser von ca. 20 – 50 nm. Diese Styrolomänen bilden die physikalischen Vernetzungspunkte und wirken gleichzeitig ähnlich verstärkend wie Füllstoffpartikel. Die Zugfestigkeit von TPE-S liegt im Bereich von 3-15 MPa und es werden Bruchdehnungen im Bereich von 500 – 1000 % erreicht. Sie sind relativ unpolar und haben daher eine relativ hohe Hydrolysebeständigkeit. Abgesehen von SEBS sind sie nicht besonders ozon- und witterungsbeständig. (Kaiser 2011: 492, 94f, 99; Sommer & Holzner 2013: 293, 40f)

2.4 Verstärkungsfasern

Faserverstärkte Kunststoffe bestehen immer aus mindestens zwei Materialien, den Fasern und der Matrix, die zusammen die Eigenschaften des Verbundes definieren. Dabei kann die Kombination von Fasern und Matrix dem gewünschten Eigenschaftsprofil des Verbundes entsprechend gewählt werden. Die Fasern übernehmen im Verbund die Eigenschaft der lasttragenden Komponente (in Faserrichtung) und haben immer eine höhere Festigkeit und Steifigkeit als die Matrix. Über die Verstärkungsfasern lässt sich gezielt ein anisotropes Werkstoffverhalten erreichen um die guten mechanischen Kennwerte in Faserrichtung auszunutzen. Ein Grund für den Einsatz von Fasern als Verstärkungselemente ergibt sich aus

dem Paradoxon der Faserform, welches besagt, dass eine dünne Faser eine viel höhere Festigkeit besitzt als der gleiche Werkstoff in anderer Form. Außerdem haben Fasern eine höhere Festigkeit, je dünner sie sind (Griffith 1921). Die gebräuchlichsten Verstärkungsfasern sind Glasfasern, Kohlenstofffasern und Aramidfasern. Daneben kommen auch Naturfasern wie Hanf, Flachs oder Jute zum Einsatz, sowie Metall- und Keramikfasern. Fasern werden neben dem Werkstoff und den Eigenschaften außerdem durch die Faserlänge unterschieden. Die Fasern werden dabei generell in Endlosfasern (Filamente) und endliche Fasern (Stapelfasern) eingeteilt. Nicht endlose Fasern können weiterhin in Kurzfasern (kürzer als 5 mm) und Langfasern (Länge zwischen 5 und 50 mm) unterschieden werden (Oelgarth 1997; Oelgarth et al. 1998). Kurzfasern kommen hauptsächlich beim Spritzgießen von verstärkten Thermoplasten zum Einsatz. (Ehrenstein 2006; Neitzel et al. 2014; Flemming et al. 1995)

2.4.1 Glasfaser

Glasfasern sind mit Abstand die am häufigsten eingesetzten Verstärkungsfasern in faserverstärkten Kunststoffen. In über 95 % der faserverstärkten Kunststoffe werden Glasfasern als Verstärkungselement eingesetzt (Witten et al. 2017: 32). Der Grund dafür ist ein vergleichsweise niedriger Preis bei trotzdem guten mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu anderen Verstärkungsfasern. (Karger-Kocsis 2014)

Glasfasern werden im Düsenziehverfahren hergestellt. Dabei wird aus 1 - 2 mm Durchmesser großen Löchern austretenden Glasschmelze mit sehr hoher Geschwindigkeit abgezogen. Die Glasfilamente werden dabei während der Abkühlung bis zu 40.000-fach verstreckt und erhalten somit einen Durchmesser von 5 – 25 µm, welcher durch die Abzugsgeschwindigkeit eingestellt wird. Direkt nach dem Verstrecken und vor der Aufwicklung der Fasern werden diese mit einer geeigneten Schlichte überzogen. Die Schlichte muss mehrere Zwecke erfüllen. Sie schützt die empfindliche, spröde Glasfaser vor Schäden durch Korrosion und Abrieb bei der weiteren Handhabung und sorgt für ein Verkleben der Einzelfilamente zu einem Roving (viele zusammengefasste Einzelfilamente), was wiederum die weitere Handhabung verbessert. Außerdem sorgt die Schlichte für eine Haftungsverbesserung der anorganischen Fasern mit der organischen Matrix. Die Schlichte basiert meist auf Polyvinylacetat, Polyurethan, Polyacrylat oder Epoxidharz und enthält meist Organosilane zur Verbesserung der Faser-Matrix-Haftung. Die häufigsten eingesetzten Glasfasern bestehen aus E-Glas (ursprünglich für elektrischen Einsatz entwickelt), ein Aluminiumborsilikatglas mit sehr geringem Alkalioxidgehalt. Der E-Modul liegt etwa bei 73 GPa und die Zugfestigkeit bei ca. 3,5 GPa. Weitere gebräuchliche Glasfasern sind S- bzw. R-Glas (hochfest), C-Glas (chemisch resistent) sowie M-Glas (hochmodulig, aber auch erhöhte Festigkeit). Glasfasern sind im Vergleich zu organischen

Fasern wie Kohlenstoff- oder Aramidfasern dreidimensional vernetzt und damit isotrop. (Karger-Kocsis 2014; Ehrenstein 2006; Flemming et al. 1995)

2.4.2 Kohlenstofffaser

Kohlenstofffasern (C-Fasern) werden aus organischem Material gewonnen und bestehen zu mehr als 90 % aus Kohlenstoff. Sie werden in den meisten Fällen aus organischen Precursorfasern durch eine thermische Behandlung hergestellt, können prinzipiell aber auch aus der Gasphase direkt synthetisiert werden. Der größte Teil der Kohlenstofffasern wird durch Pyrolyse eines Polyacrylnitril (PAN) Precursors hergestellt. Ein niedriger Prozentsatz an C-Fasern, vor allem hochmodulige Varianten, werden aus Mesophasenpech hergestellt. Die Herstellung von C-Fasern aus PAN-Precursorfasern erfolgt durch eine mehrstufige thermische Behandlung. Im ersten Schritt werden die Fasern bei niedrigen Temperaturen (200 - 300 °C) stabilisiert. Dabei finden Dehydrierung, Oxidation und Cyclisierung der PAN-Polymere statt und es bildet sich eine polycyclische aromatische Struktur aus. Eine Verstreckung der Fasern bei der Stabilisierung führt zu einer Ausrichtung der aromatischen Strukturen in Faserrichtung. In einem zweiten Schritt werden die Fasern bei Temperaturen über 1000 °C unter Inertgasatmosphäre karbonisiert. Hierbei lagern sich die aromatischen Strukturen zu zweidimensionalen graphitartigen Schichten zusammen. Diese Schichten orientieren sich entlang der Faserachse und weitgehend parallel zueinander, es entsteht aber kein dreidimensionales Graphitgitter und der Abstand der Schichten bleibt über dem Schichtabstand in Graphit. (Bahl et al. 1998)

Kohlenstofffasern haben durch die starken kovalenten Bindungen in Faserrichtung hervorragende mechanische Eigenschaften, sie sind insbesondere wesentlich steifer als Glasfasern. Kohlenstofffasern sind in einem breiten Eigenschaftsspektrum erhältlich. Am weitesten verbreitet sind HT-Typen (Hochfest) mit einem E-Modul von ca. 240 GPa und einer Zugfestigkeit im Bereich von 4 bis 4,5 GPa. Hochmodulige Fasern (HM) auf PAN-Basis erreichen bei gleicher Festigkeit einen E-Modul von 350 – 550 GPa. Dazwischen liegen noch die mittelsteifen IM-Typen mit E-Moduln um 300 GPa und Zugfestigkeiten bis zu 6 GPa. Kohlenstofffasern haben typischerweise einen Durchmesser von 7 µm. Der Bedarf an Kohlenstofffasern ist in den letzten Jahren stetig gestiegen und man geht für die kommenden Jahre von einer zweistelligen Wachstumsrate aus. (Flemming et al. 1995: 6-31; Karger-Kocsis 2014: 36-37; Ehrenstein 2006: 36-42; Toho Tenax Europe GmbH 2016; Witten et al. 2017: 15)

2.4.3 Aramidfaser

Aramidfasern sind organische Fasern aus aromatischen Polyamiden, wobei mehr als 85 % der Amidgruppen direkt an aromatische Ringe koppeln. Den größten Anteil haben heute die Para-

Aramide aus poly(p-phenylenterephthalamid) (PPTA). Wegen der, durch die Molekülstruktur bedingten, sterischen Hinderung wird die Ausrichtung der Moleküle entlang der Faserachse begünstigt und somit können hohe Festigkeit und Steifigkeit der Faser erreicht werden. Die Fasern haben also eine ausgeprägte Anisotropie. Der theoretische Schmelzpunkt von Aramid liegt oberhalb seiner Zersetzungstemperatur, weshalb die Fasern ausschließlich aus der Lösung in konzentrierter Schwefelsäure gesponnen werden. Die 20-prozentige Aramidlösung weist flüssigkristalline Eigenschaften auf, was zu einer hohen Molekülorientierung und zu Parakristallinität in der Faser führt. Dadurch werden auch ohne zusätzliche Verstreckung hohe Zugfestigkeiten (aber niedrige Steifigkeit) erreicht. Die hochmoduligen Fasern werden zusätzlich verstreckt. Aramidfasern haben typischerweise einen Durchmesser von ca. 12 μm , Zugfestigkeiten zwischen 2,4 und 3,6 GPa und E-Moduln von 60 bis 180 GPa. Aramidfasern haben eine sehr niedrige Dichte von 1,45 g/cm^3 und damit eine sehr hohe spezifische Zugfestigkeit. Aramidfasern haben eine sehr niedrige Druckfestigkeit, sind unbeständig gegen UV und sichtbares Licht und neigen zur Feuchtigkeitsaufnahme. (Karger-Kocsis 2014; Flemming et al. 1995: 73-109; Ehrenstein 2006: 30-36; Teijin Aramid 2012; Mallick 2008)

Aramidfasern neigen aufgrund ihrer fibrillären Struktur zum Aufspießen, was eine hohe Energieabsorptionsfähigkeit mit sich bringt. Daher werden die Fasern heute hauptsächlich für ballistische Anwendungen eingesetzt. Außerdem finden die Aramidfasern Anwendung bei der Verstärkung von Reifen und Förderbändern. (Karger-Kocsis 2014: 39; Denchev & Dencheva 2012)

2.5 Verfahren in der Kunststoffverarbeitung

Die beiden wichtigsten Fertigungsverfahren in der Kunststofftechnik sind das Spritzgießen und die Extrusion (Bonnet 2014: 162, 78; Stitz & Keller 2004: 19). Beide Verfahren gehören laut DIN 8580 (DIN 8580:2003-09 2003) zu den urformenden Fertigungsverfahren und zeichnen sich dadurch aus, dass Bauteile direkt aus dem Rohstoff in einem Produktionsschritt automatisiert gefertigt werden.

2.5.1 Spritzgießen

Das Spritzgießen ist ein diskontinuierlicher Prozess zur vollautomatischen Herstellung komplexer Kunststoffbauteile. Dabei wird Kunststoffgranulat aufgeschmolzen und unter Druck in eine Form eingebracht. Die Schmelze wird in der Form abgekühlt und das Bauteil nach der Erstarrung entformt. Der Ablauf des Verfahrens ist in Abb. 2.7 dargestellt. Der Spritzgießzyklus startet immer mit Schritt 1, Werkzeug schließen. Im 2. Schritt wird die im vorherigen Zyklus dosierte Schmelze in die Form eingespritzt. Dazu wird die Schnecke des Spritzgießaggregates geschwindigkeitsgeregelt axial verschoben. Sobald die Form

volumetrisch gefüllt ist beginnt die Kühlzeit und es wird im 3. Schritt weiterhin Schmelze in die Form nachgedrückt, um die Volumenschwindung der Schmelze auszugleichen. Dies geschieht druckgeregelt, so lange bis der Anspritzpunkt des Formteiles erstarrt ist und keine weitere Schmelze mehr in das Formteil gefördert werden kann. Während das Bauteil weiter abkühlt, wird die Schmelze für den nächsten Zyklus dosiert (Schritt 4). Dies geschieht durch Rotation der Schnecke, wobei Granulat eingelesen und durch Friktion und äußere Wärmezufuhr aufgeschmolzen (plastifiziert) wird. Die Schmelze wird dabei gegen einen Staudruck in den Schneckenorraum transportiert, dadurch homogenisiert und für den darauffolgenden Zyklus bereitgehalten. Nach dem Ende der Kühlzeit wird das Werkzeug im 5. Schritt geöffnet und das erstarrte Kunststoffbauteil ausgeworfen. Nach der Entformung ist beim Spritzgießen nur selten eine Nachbearbeitung des Formteils notwendig. Durch diesen automatisierten Prozess vom Rohstoff zum Bauteil eignet sich das Spritzgießverfahren hervorragend zur Herstellung komplexer Kunststoffteile in hohen Stückzahlen. Je nach Komplexität und Qualitätsanforderungen an die Bauteile kann das Spritzgießen aber ebenso bereits bei geringen Stückzahlen schon vorteilhaft sein. Vor allem die hohe Reproduziergenauigkeit und die hohe Designfreiheit bei niedrigen Zykluszeiten zeichnen das Spritzgießverfahren aus. (Stitz & Keller 2004; Bonnet 2014: 162f; Michaeli 2010: 112f)

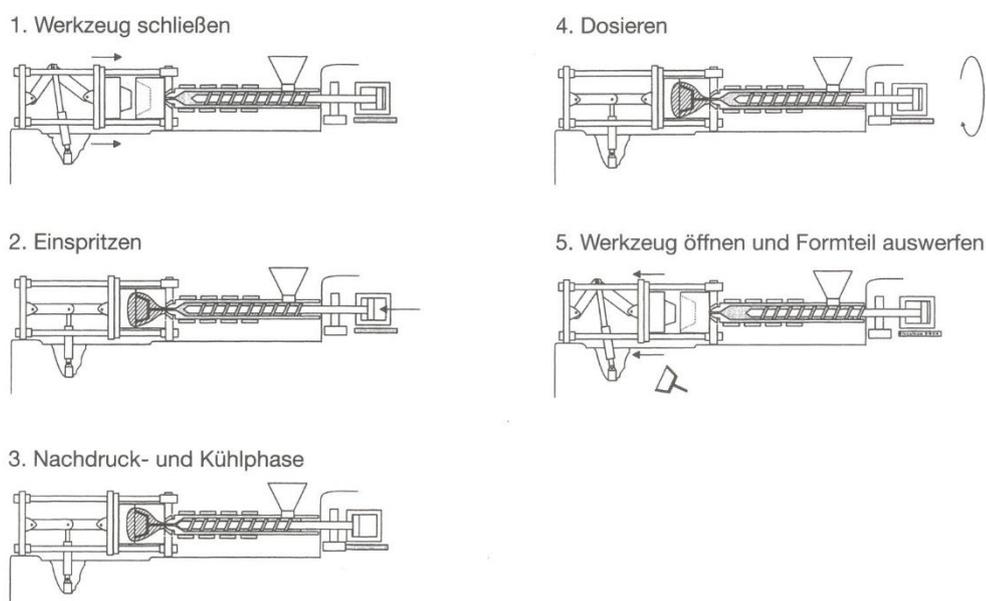


Abb. 2.7 Verfahrensablauf im Spritzgießprozess (Michaeli 2010: 113)

Eine Spritzgießanlage kann in sechs wesentliche Komponenten gegliedert werden: Maschinenbett, Steuerung, Schließeinheit, Plastifiziereinheit, Werkzeugtemperiereinheit und Werkzeug. Wobei das Werkzeug und die Werkzeugtemperiereinheit nicht Bestandteil der Spritzgießmaschine sind, sondern je nach Produktionsauftrag in eine entsprechende Spritzgießmaschine eingebaut werden. (Bonnet 2014: 162-66; Michaeli 2010: 114f)

Die Plastifiziereinheit (auch Aggregat) hat die Aufgabe Kunststoffgranulat zu fördern und zu plastifizieren, die Schmelze zu homogenisieren, zu speichern und in die Form einzuspritzen, sowie während der Kühlphase Material nachzudrücken um Volumenschwindung auszugleichen. Um eine Förderung von Schmelze bzw. Granulat zu ermöglichen, werden Zylinder mit möglichst hoher Reibung (zum Kunststoff) und Schnecken mit möglichst geringer Reibung verwendet. In den meisten Fällen kommen Standard 3-Zonen-Schnecken mit einer Schneckenlänge von $20 D$ (20-faches des Schneckendurchmessers) zum Einsatz. Die drei Zonen dieser Schnecken sind die Einzugszone, die Kompressionszone und die Meteringzone. Die Einzugszone hat ein konstantes Gewindegangvolumen und zieht das im Trichter bereitgestellte Granulat ein. In der Einzugszone beginnt das Granulat bereits an der beheizten Zylinderwand zu erweichen. In der Kompressionszone verringert sich das Gangvolumen linear, das Granulat wird vollständig aufgeschmolzen und die Luft zwischen den Granulatkörnern hin zum Trichter verdrängt. Durch die Meteringzone (konstantes Gangvolumen) wird eine vollständige Durchmischung und Homogenisierung der Schmelze sichergestellt. Die Plastifizierung des Kunststoffes geschieht in erster Linie durch Dissipation aufgrund der Reibung zwischen Kunststoff und Zylinderwand sowie durch innere Reibung aufgrund der Scherströmung des Kunststoffes. Die restliche benötigte Wärme wird durch die Zylinderheizung eingebracht. Während dem Plastifizieren (Dosieren) ist die Düse des Aggregates geschlossen, entweder durch das erstarrte Formteil aus dem vorherigen Zyklus oder durch Verschlussdüsensysteme. Durch das Plastifizieren des Kunststoffes in den Schneckenraum wird die Schnecke nach hinten verdrängt. Dies geschieht gegen einen an der Schnecke angelegten Staudruck, welcher eine bessere Homogenisierung der Schmelze sicherstellt. (Bonnet 2014: 164f; Michaeli 2010: 117-19; Stitz & Keller 2004: 46)

Bei der Formfüllung unterscheidet man in Einspritzphase und Nachdruckphase. In beiden Phasen wird die Schnecke ohne Rotation axial bewegt. Um beim Einspritzen ein Zurückfließen der Schmelze in die Schneckengänge zu verhindern, werden Rückstromsperran der Schneckenspitze eingesetzt. Durch die Vorwärtsbewegung der Schnecke rutscht ein beweglicher Sperring auf einen Anschlag zurück und dichtet damit die bei der Plastifizierung offenen Überströmkanäle ab. In der Einspritzphase wird die Schneckenvorlaufgeschwindigkeit gesteuert, das heißt der Volumenstrom ist konstant oder folgt einem definierten Profil. Sobald die Form volumetrisch gefüllt ist beginnt die Nachdruckphase, in der die Schneckenbewegung druckgesteuert stattfindet. Hier kommt es zunächst zu einer Kompression der Schmelze im Werkzeug, dann wird der Forminnendruck so gut es geht aufrechterhalten und weiterhin Schmelze in die Form gefördert, um der Volumenschwindung durch die Kühlung entgegenzuwirken. Die Nachdruckphase ist beendet, wenn der Anguss des Formteils erstarrt ist und keine weitere Schmelze mehr in die Form gedrückt werden kann. Ab dann startet die

Plastifizierung für den folgenden Zyklus, welche idealerweise innerhalb der Restkühlzeit abgeschlossen wird. (Michaeli 2010: 119-22; Stitz & Keller 2004: 21, 49-89)

Bei der Formfüllung fließt die Kunststoffschmelze in der Regel in einer sogenannten Quellströmung (s. Abb. 2.8, links). Unmittelbar an der Werkzeugwand bildet sich eine erstarrte Randschicht, innerhalb bildet sich ein Geschwindigkeitsprofil der Schmelze aus, das im Randbereich eine starke Scherung der Schmelze zur Folge hat. In der Formteilmitte kann sich die Schmelze mehr oder weniger frei bewegen und es wirken kaum Scherkräfte. An der Fließfront bildet sich eine Dehnströmung quer zur Fließrichtung aus. Dieser Strömungszustand führt dazu, dass sich bei faserverstärkten Kunststoffen in der Regel drei charakteristische Zonen der Orientierung der Fasern bilden (s. Abb. 2.8, rechts). In der Wandhaftungszone orientieren sich die Fasern regellos in alle Richtungen. In der Scherzone sind die Fasern entlang der Fließrichtung orientiert und im Kernbereich orientieren sich die Fasern quer zur Fließrichtung. Als Richtwerte gelten: ca. 5 % der Wanddicke entfallen auf die Wandhaftungszonen, der Kernbereich liegt zwischen 0 - 30 % der Wanddicke, der Hauptanteil entfällt also auf die Scherzone. (Stitz & Keller 2004: 125-30; Johannaber & Michaeli 2004: 305-07, 85-89)

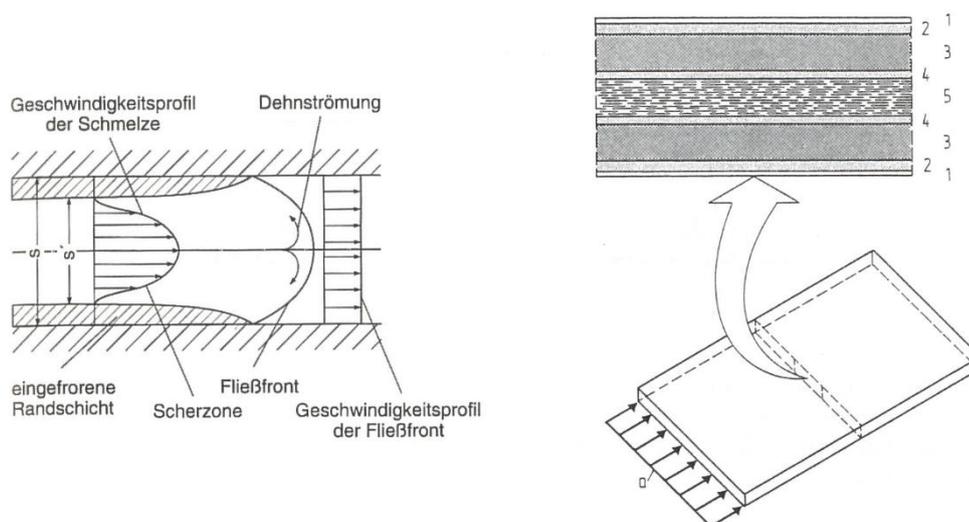


Abb. 2.8 Quellströmung von Kunststoffschmelzen und daraus resultierende Faserorientierung. 1) Faserarme Randschicht, 2) Wandhaftungszone (regellose Faserorientierung), 3) Scherzone (Faserorientierung in Fließrichtung), 4) Übergangsbereich (regellose Faserorientierung), 5) Kernbereich (Faserorientierung quer zur Fließrichtung) (Stitz & Keller 2004: 127)

2.5.2 Extrusion

Die Extrusion ist ein Verfahren zur kontinuierlichen urformenden Herstellung von Halbzeugen. Eine Extrusionsanlage besteht aus einem oder mehreren Extrudern, einem Werkzeug, der Kühl- und Kalibrierstrecke, einem Abzug und einer Konfektionierungseinheit. Die häufigsten Extruderbauarten sind Einschneckenextruder, gleichläufige und gegenläufige Doppelschneckenextruder. Das Prinzip des Einschneckenextruders ist sehr ähnlich zur

Plastifiziereinheit von Spritzgießmaschinen. Der Hauptunterschied besteht darin, dass die Schnecke beim Extruder keine axialen Bewegungen ausführt. In den meisten Fällen kommen auch hier 3-Zonen-Schnecken zum Einsatz. Ziel ist es Material einzuziehen, zu plastifizieren, zu homogenisieren und mit ausreichendem Druck in das anschließende Werkzeug zu fördern. Das Werkzeug formt die Schmelze in die gewünschte Querschnittskontur. Die nachfolgende Kalibriereinheit sorgt dafür, dass die Form des Extrudats bis zur Erstarrung der Schmelze erhalten bleibt. Oft kommt hier Druckluft oder Vakuum zum Einsatz um das Extrudat an die Kalibratorwand zu drücken. Im Anschluss durchläuft das Extrudat normalerweise eine Kühlstrecke, beispielsweise ein Wasserbad, Sprüh- oder Luftkühlung. Die Abzugseinheit muss das Extrudat mit konstanter Geschwindigkeit durch die Kalibrier- und Kühlstrecke ziehen und der Konfektionierungseinheit zuführen. Elastische Extrudate wie Schläuche oder Folien werden aufgewickelt, starre Extrudate wie Profile, Platten oder Rohre werden abgelängt und gestapelt. (Greif et al. 2018: 29-62; Michaeli 2010: 89-105)

Das Extrusionswerkzeug hat in der Regel nicht die exakte Kontur des fertigen Extrudats. Drei sich überlagernde Effekte erschweren die Kontrolle des Querschnitts nach dem Austritt aus dem Werkzeug: Verstreckung durch die Abzugskräfte, Strangaufweitung und oft ungleichmäßige Abkühlung durch Dickenunterschiede und asymmetrische Querschnitte. Die Endkontur wird daher oft hauptsächlich durch die Kalibriereinheit definiert. Um Durchhängen des noch nicht erstarrten Extrudats zu verhindern wird mit dem Abzug eine gewisse Zugspannung auf das Extrudat ausgeübt, das heißt die Abzugsgeschwindigkeit ist etwas höher als die Austrittsgeschwindigkeit aus dem Werkzeug. Dies führt zu einer mehr oder weniger starken Verstreckung und damit Querschnittsreduktion des Extrudats. Auf Grund der viskoelastischen Eigenschaften der Kunststoffschmelze kommt es bei der Extrusion zur Strangaufweitung nach dem Werkzeug. Diesem Effekt kann zum Teil durch die Verstreckung mit Hilfe der Abzugsgeschwindigkeit entgegengewirkt werden. (Greif et al. 2018: 101f)

2.5.3 Compoundieren

Compoundieren ist das Aufbereiten von Kunststoffen durch das Mischen von Kunststoffen und Zuschlagsstoffen. Ziel der Compoundierung ist beispielsweise die Verstärkung, die Schlagzähmodifizierung, das Einfärben, die Verbesserung der Beständigkeit oder die Verbesserung der Verarbeitbarkeit von Polymeren. Typische Zuschlagstoffe, auch Additive genannt, sind z. B.: Fasern, Stabilisatoren, Farbmittel, Mineralien, Antistatika oder Flammschutzmittel. Die Compoundierung wird heute hauptsächlich auf gleichläufigen Doppelschneckenextrudern, in dem Zusammenhang auch als Compounder bezeichnet, durchgeführt. (Rudolf 2016: 47-49; Bonnet 2014: 183f)

Das Prinzip des gleichläufigen Doppelschneckenextruders beruht wie beim Einschneckenextruder auf Schleppkräften. Allerdings wird die Schmelze hier bei jeder Umdrehung von einer auf die andere Schnecke umgelegt, wodurch die Schmelze längere Wege zurücklegt und deutlich stärker geschert wird. Dadurch ergibt sich ein besseres Mischverhalten als beim Einschneckenextruder. Außerdem gelten dichtkämmende gleichläufige Doppelschneckenextruder als kinematisch selbstreinigend, da sich die Schnecken bei jeder Umdrehung gegenseitig im Eingriffsbereich (Zwickel) abschaben. Die Schnecken besitzen einen modularen Aufbau, der auf die jeweilige Compoundieraufgabe angepasst werden kann. Dazu werden verschiedene Schneckenelemente in geeigneter Kombination auf eine Kernwelle aufgesteckt, auf der sie formschlüssig gegen verdrehen gesichert sind. Neben verschiedenen Förderelementen kommen u. a. Knet-, Misch- und Staulemente zum Einsatz. (Michaeli 2010: 98; Greif et al. 2018: 54-57; Kohlgrüber 2016: 1-6)

In Abb. 2.9 ist ein typischer Aufbau eines Compounders mit den unterschiedlichen Verfahrenszonen dargestellt. Die Einzugszone dient dazu Feststoff einzuziehen, zu fördern und zu verdichten. Sie ist in der Regel 4 – 6 D lang. In der Plastifizierzone wird das Polymer aufgeschmolzen und Zuschlagsstoffe werden vordispersiert. Schmelzeförderzonen dienen dazu die Schmelze zu fördern, z. B. in Bereichen wo durch Sidefeeder weitere Zuschlagsstoffe eingebracht werden. Dispergierzonen dienen dazu Feststoffpartikel bzw. -agglomerate oder Flüssigkeitstropfen zu zerteilen. Dazu eignen sich vor allem Knetelemente gut. Zahnmischelemente kommen in Distributivzonen zum Einsatz. Hier ist das Ziel die homogene Verteilung von Feststoffen oder Fluiden in der Schmelze. Entgasungszonen dienen zum Entfernen von Wasser, Restmonomeren oder Lösemitteln aus der Schmelze. In der Austragszone muss der erforderliche Druck zum Durchströmen des Werkzeugs aufgebaut werden. (Rudolf 2016: 50-66)

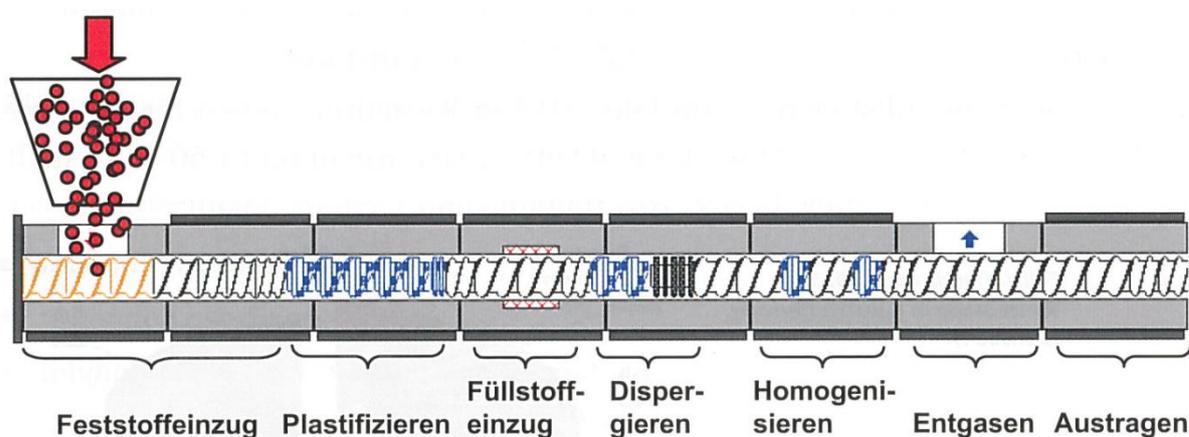


Abb. 2.9 Prinzipieller modularer Aufbau eines Compounders mit unterschiedlichen Verfahrenszonen. (Rudolf 2016: 50)

Um die mechanischen Eigenschaften von Thermoplasten zu verbessern werden oft Verstärkungsfasern (in den meisten Fällen Glasfasern) zugemischt. Wichtigstes Ziel für die Compoundierung ist dabei eine optimale Faserlängenverteilung im Compound zu erreichen. längere Fasern erhöhen die mechanischen Eigenschaften, führen aber zu einem schlechteren Fließverhalten bei der Weiterverarbeitung und zu einer Verschlechterung der Oberflächenqualität des letztendlichen Kunststoffbauteils. Da die Zuführung der Fasern in den Haupteinzug eine zu starke Faserschädigung bewirkt, werden die Fasern über Sidefeeder nach dem Plastifizieren in die Schmelze zugeführt. Die Parameter für eine möglichst faserschonende Einarbeitung einerseits und eine gute Durchmischung andererseits verhalten sich meist gegensätzlich. So ist eine niedrige Drehzahl für höhere Faserlängen positiv, allerdings wäre die Durchmischung bei höheren Drehzahlen besser. Einen großen Einfluss auf die Faserlänge hat auch die Viskosität der reinen Schmelze. Je höher die Viskosität, desto stärker werden die Fasern schon in reinen Förderzonen zerkleinert. Außerdem sinkt die erzielbare Faserlänge mit steigendem Fasergehalt. (Rudolf 2016: 71-74)

Endprodukt der Compoundierung ist Granulat, das in Nachfolgeprozessen wie Spritzgießen oder Extrusion verarbeitet werden kann. Dazu wird die Schmelze am Ende der Austragszone durch ein Werkzeug in Strangform ausgetragen und granuliert. Die Granulierung kann direkt am Ausgang des Werkzeugs im Heißabschlagsverfahren erfolgen, wobei die einzelnen Granulatkörner im Anschluss, z. B. im Wasserbad, gekühlt werden. Beim Kaltabschlagsverfahren wird der Strang erst durch eine Kühlstrecke geführt und dann im erstarrten Zustand einem Granulierer zugeführt, der den Strang in Granulatkörner schneidet. (Michaeli 2010: 86; Bonnet 2014: 183f)

2.5.4 Faserlängenabbau durch die Verarbeitung

Bei der Verarbeitung von faserverstärkten Kunststoffen im Spritzgießen, der Extrusion oder beim Compoundieren kommt es zu einem erheblichen Faserlängenabbau. Drei grundlegende Mechanismen werden dafür verantwortlich gemacht: Faser-Faser-Interaktion, Faser-Schmelze-Interaktion und Interaktion der Fasern mit schmelzeführenden Oberflächen. (Turkovich & Lewis 1983; Rohde-Tibitanzl 2015; Hafellner et al. 2000)

Zur Faser-Faser-Interaktion kommt es vor allem in sogenannten konzentrierten Systemen. Abhängig von Faserdurchmesser d , Faserlänge l und Faservolumengehalt c spricht man von einem konzentrierten System, wenn der Abstand zwischen den Fasern kleiner als die Faserlänge ist. Ein konzentriertes System liegt vor für: $c > (d/l)^2$. Diese Definition trifft praktisch auf alle technisch relevanten Compounds zu. Mit einer Faser-Faser-Interaktion sollte also in jedem Fall gerechnet werden. (Folgar & Tucker 1984)

Betrachtet man die Faser-Schmelze-Interaktion, so ergeben sich vier Grundlastfälle, die eine Faser in einer laminaren Strömung erfahren kann (s. Abb. 2.10) (Salinas & Pittman 1981; Rohde-Tibitz 2015):

- a) Biegung durch ein inhomogenes Strömungsfeld quer zur Faserachse
- b) Zug oder Druck durch einen Geschwindigkeitsgradienten entlang der Faserachse
- c) Torsion durch ein inhomogenes Strömungsfeld quer zur Faserachse
- d) Rotation durch auftretende Scherkräfte

Diese vier Lastfälle treten in der Praxis natürlich nicht in Reinform, sondern überlagert auf. Wenn dabei die Faser frei biegsam in der Schmelze vorliegt kommt es hauptsächlich zu Brüchen in der Fasermitte, wodurch sich die Faserlänge immer wieder halbiert, je länger die Faser dem Strömungsfeld ausgesetzt ist. (Hafellner et al. 2000)

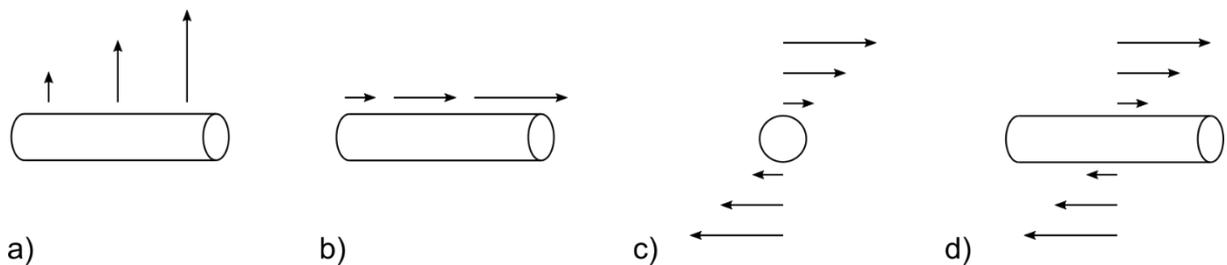


Abb. 2.10 Lastfälle für die Faser-Schmelze-Interaktion. Dargestellt ist ein Faserstück mit unterschiedlicher Lage in einem inhomogenen Strömungsfeld einer laminaren Strömung, wie sie in der Kunststoffverarbeitung auftritt. Nach (Salinas & Pittman 1981)

Neben der Interaktion der Fasern mit der reinen Schmelze kann es auch zu einer kombinierten Interaktion der Faser mit Schmelze und Feststoff kommen. Dieser Fall tritt beim Aufschmelz- und Erstarrungsvorgang auf, wenn ein Teil einer Faser noch in nicht aufgeschmolzenem Kunststoff verankert ist während das Faserende bereits in der Schmelze und damit der Strömung ausgesetzt ist. Dieser Lastfall führt zum Faserbruch an der Feststoffkante. (Rohde-Tibitz 2015; Mittal et al. 1988)

Interaktionen der Fasern mit schmelzeführenden Oberflächen sind insbesondere bei engen durchströmten Querschnitten und scharfkantigen Übergängen kritisch. Beim Durchströmen enger Querschnitte treten erhöhte Schergeschwindigkeiten und damit erhöhte Schubspannungen auf, was eine mechanische Belastung der Fasern zur Folge hat. Außerdem ist das Oberflächen/Volumenverhältnis in engen Querschnitten erhöht, was dazu führt, dass die Wahrscheinlichkeit eines Faser-Maschinen-Kontakts für die einzelne Faser steigt. Aus diesem Grund kommt es besonders im Bereich der Rückstromsperre, der Düse und engen oder scharfkantigen Bereichen im Werkzeug zum Faserlängenabbau. Erhebliche Faserschädigung tritt auch durch die Leckströmung zwischen den Schneckenstegen und der Zylinderwand auf.

Beim Compounder sorgen vor allem die Knet- und Mischelemente für Faserbrüche. (Rudolf 2016: 71-74; Rohde-Tibitzanzl 2015; Hafellner et al. 2000)

Letztlich wirken sich die Faktoren Material, Geometrie und Verfahrensparameter auf die resultierende Faserlänge im Kunststoffbauteil aus. In Spritzgießbauteilen bewegt sich die Faserlänge üblicherweise in einem Bereich zwischen 0,2 und 1 mm (Stitz & Keller 2004: 126). Materialeitig sind vor allem die Parameter Schmelzeviskosität und Faservolumengehalt ausschlaggebend. Eine höhere Schmelzeviskosität sowie ein höherer Faservolumengehalt bewirken ein höheres Schädigungspotential. Geometrische Aspekte beeinflussen die Schergeschwindigkeit und damit die Schubspannung, welche direkten Einfluss auf die Faserschädigung hat. Die wichtigsten Verfahrensparameter sind die Schneckendrehzahl, der Staudruck, die Schmelztemperatur und die Einspritzgeschwindigkeit. Bei Reduktion der Schneckendrehzahl und des Staudrucks kann die Faserschädigung deutlich verringert werden. Auch eine Reduktion der Einspritzgeschwindigkeit hat eine positive Auswirkung auf die Faserlänge. Die Erhöhung der Schmelztemperatur führt zu einer geringeren Faserschädigung. In Abb. 2.11 sind die Wechselwirkungen der Verarbeitungsparameter auf die Schmelzeigenschaften und die Faserlänge dargestellt. (Johannaber & Michaeli 2004: 385f; Rudolf 2016: 71-74)

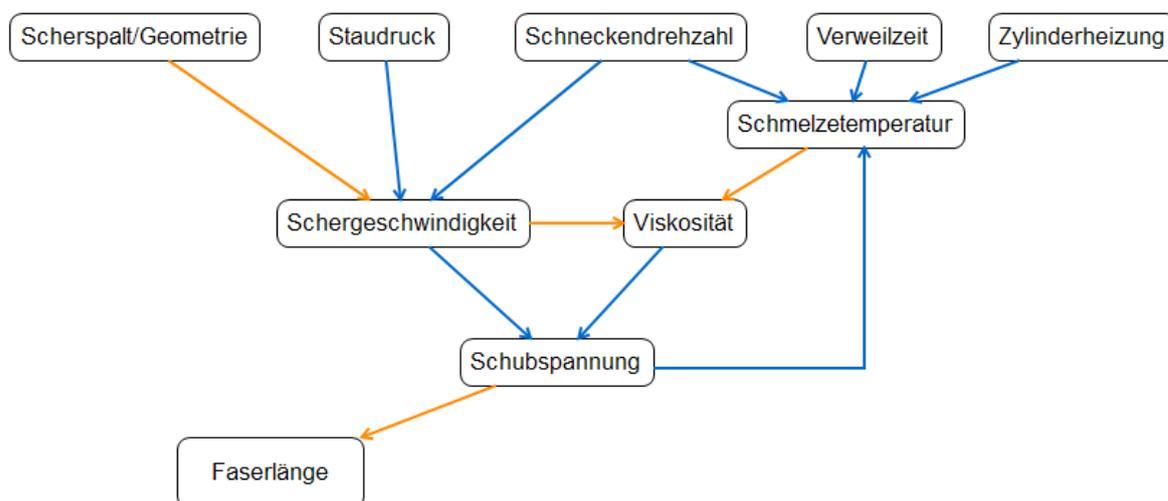


Abb. 2.11 Wechselwirkungen der Verarbeitungsparameter auf die Faserlänge. Blaue Verbindungen stehen für einen positiven, orange Verbindungen für einen negativen Zusammenhang der Parameter. Eine Erhöhung der Schneckendrehzahl bedingt beispielsweise eine Erhöhung der Schergeschwindigkeit, ein größerer Scherspalt führt zu einer niedrigeren Schergeschwindigkeit. Nach (Hafellner et al. 2000)

2.6 Defizite des Stands der Technik und der Forschung

Die Potentiale und Vorteile von wellig faserverstärkten Elastomeren wurden bereits mehrfach für unterschiedliche Anwendungen gezeigt und es werden in einigen Forschungsarbeiten verschiedene Konzepte zur Fertigung von Elastomerbauteilen mit welliger Faserverstärkung vorgestellt (s. Abschnitt 2.2.1). Die von Brökel vorgestellten Methoden weisen dabei die größten Möglichkeiten für einen hohen Automatisierungsgrad auf (Brökel 2007). Mit der von ihm vorgeschlagenen Verzerrung von Geweben können wellig faserverstärkte Elastomerbauteile im Laminierverfahren hergestellt werden. Zur Herstellung flächiger Bauteile eignet sich dieses Verfahren besonders und zu den Vorteilen zählt weiterhin die Verwendbarkeit von Standardhalbzeugen (Gewebe, Formmassen) und die Anwendbarkeit der etablierten Laminierertechnik. Die Komplexität der Bauteilgeometrie ist bei diesem Verfahren jedoch stark eingeschränkt. Außerdem ist das Laminieren nach wie vor ein sehr aufwendiges, mehrstufiges Verfahren mit langen Prozesszeiten und eingeschränkter Reproduzierbarkeit (Flemming et al. 1999: 26f).

Die Herstellung von wellig faserverstärkten Elastomerbauteilen im Spritzgießverfahren würde einige Vorteile mit sich bringen. Dies würde insbesondere dann gelten, wenn es möglich ist ein wellig faserverstärktes Compound zur Verfügung zu stellen, welches sich von den Verarbeitungseigenschaften nicht von üblichen Granulaten unterscheidet. Damit würde eine hochverfügbare Lösung für die Fertigung von wellig faserverstärkten Elastomerbauteilen geschaffen.

Aus dem Stand der Technik und der Forschung ist derzeit nicht bekannt welchen Einfluss die Verarbeitung von welligen Kurzfasern beim Spritzgießen bzw. in Extrudern oder Compoundern auf die resultierende Fasergestalt im Bauteil hat. Bekannt ist, dass die Fasern im Bauteil nur noch einen Bruchteil ihrer Ausgangsfaserlänge besitzen (Rohde-Tibitanzl 2015). Inwiefern es durch die hohen Scherkräfte und die hohe Schmelzeviskosität zu einer Verstreckung der Fasern kommt ist bisher nicht untersucht.

Außerdem wurden bisher keine Untersuchungen zu den Eigenschaften von Elastomeren, welche mit welligen Kurzfasern verstärkt sind, durchgeführt. In den bisherigen Arbeiten zu wellig faserverstärkten Elastomeren wurden Endlosfasern verwendet (s. Abschnitt 2.2.1), obwohl von Chou und Takahashi (Chou & Takahashi 1987) die Möglichkeit der Verwendung von Kurzfasern vorgeschlagen wird.

Bei der Extrusion bietet es sich, bedingt durch das kontinuierliche Verfahren, an Endlosfasern zu verarbeiten. Dabei ist aktuell ebenfalls nicht bekannt, ob es möglich ist wellige Faserstränge dem Prozess zu zuführen und in welchem Maße mit einer Verstreckung zu rechnen ist.

3 Konzept

Zur Erreichung des Ziels der Herstellung von Elastomerbauteilen mit welliger Faserverstärkung werden zwei Methoden untersucht: Die Fertigung von wellig-kurz-faserverstärkten Elastomerbauteilen mittels Spritzgießen und die Fertigung von wellig-endlos-faserverstärkten Elastomerprofilen in der Extrusion. In beiden Fällen werden Fasern in welliger Ausgangsform verarbeitet; man spricht in der Textiltechnik von gekräuselten Fasern (Gries et al. 2014: 80-83). Da übliche Verstärkungsfasern wie Glas- oder Kohlenstofffasern nur in Form von geraden Kurz- oder Endlosfasern erhältlich sind, wird die benötigte Kräuselung entweder in einem vorgelagerten Prozessschritt erzeugt oder es wird auf gekräuselte Stapelfasern (Fasern endlicher Länge) zurückgegriffen, wie sie in der Textiltechnik für die Garn und Textilherstellung verwendet werden. Beim Spritzgießen wellig faserverstärkter Elastomere werden gekräuselte Stapelfasern und thermoplastisches Elastomergranulat gemischt und entweder zunächst zu einem wellig faserverstärkten TPE-Granulat compoundingiert, welches im Anschluss im Spritzgießprozess weiterverarbeitet wird oder die Faser-Granulat-Mischung wird direkt in der Spritzgießmaschine (Direkt-Compoundingen) verarbeitet. Für die Extrusion von wellig faserverstärkten Elastomerprofilen wird zunächst ein Faseroving gekräuselt, der im Anschluss im Extrusionsprozess zu einem Endlosstrang aus wellig faserverstärktem TPE verarbeitet wird. Nach den unterschiedlichen Prozessschritten wird jeweils die Fasergestalt und ggf. Faserlänge analysiert und abschließend werden die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch ermittelt. Abb. 3.1 gibt einen Überblick über die jeweiligen Prozessschritte und die durchgeführten Analysen.

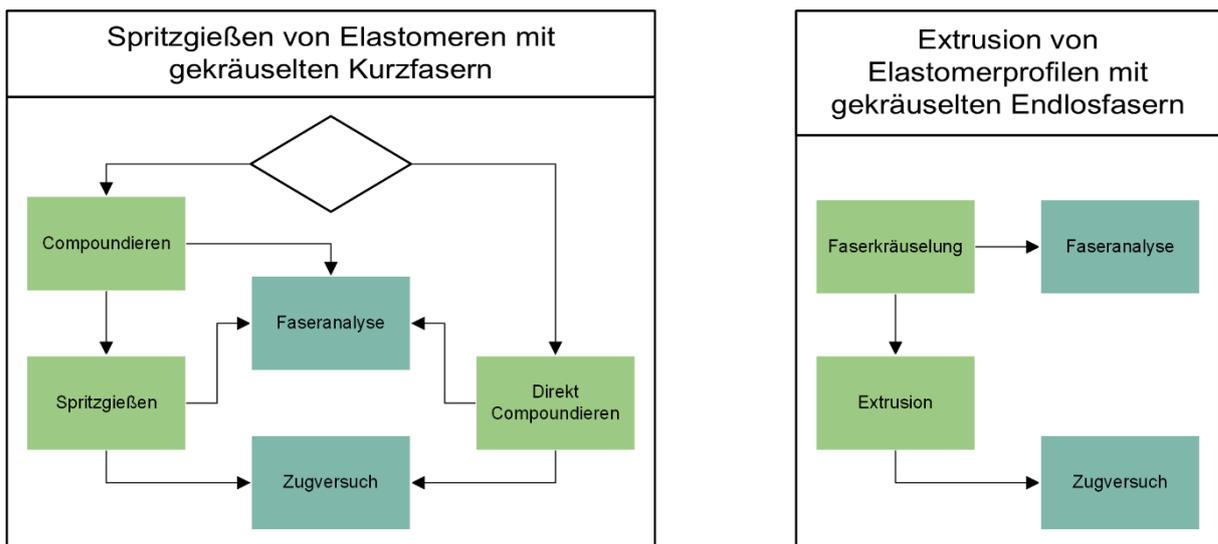


Abb. 3.1 Prozessschritte zur Herstellung wellig faserverstärkter Elastomere durch Spritzgießen und Extrusion sowie durchgeführte Analysen zur Beurteilung der erzielten Ergebnisse.

4 Geometrie- und Materialparameter wellig faserverstärkter Elastomere

Zur Untersuchung der Einflüsse der Materialparameter und geometrischer Aspekte, vor allem der Faserwelligkeit, wurden Versuche an Zugprüfkörpern durchgeführt, die eine definierte wellige oder geradlinige Einbettung der Verstärkungsfasern zulassen. Neben dem Einfluss der Faserwelligkeit standen insbesondere die Einflüsse durch die Matrixsteifigkeit und die Fasersteifigkeit auf das mechanische Verhalten wellig faserverstärkter Elastomere im Fokus. Das Prüfkörperdesign, die Materialauswahl, der Herstellungsprozess und die Versuchsdurchführung wurden im Rahmen der Arbeiten von Morhard und Deschauer entwickelt (Morhard 2015; Deschauer 2016).

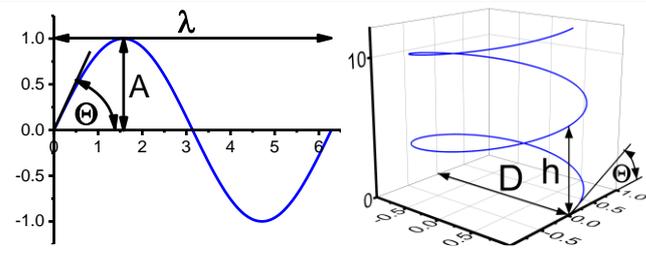
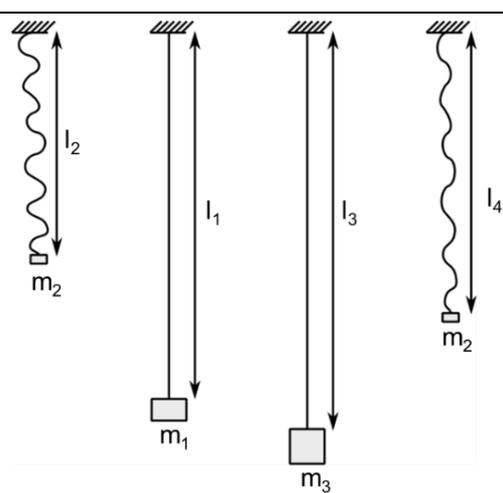
4.1 Faserwelligkeit

Zur Charakterisierung der Faserwelligkeit sind aus der Literatur unterschiedliche Definitionen und Messmethoden bekannt. Folgt die Faserwelligkeit einer analytisch beschreibbaren Form, beispielsweise einer Sinuskurve, so kann die Welligkeit anhand der Parameter der analytischen Funktion vollständig beschrieben werden. Im Fall einer sinusförmigen Welligkeit sind das wie von Brökel verwendet die Amplitude und die Periode der Kurve (Brökel 2007). Zusätzlich verwendet Brökel den Quotienten aus Amplitude und Periode als Maß für die Welligkeit. Ein weiterer Parameter zur Beschreibung einer sinusförmigen Welligkeit ist der Winkel zwischen der Tangente der Kurve und der Achse in Periodenrichtung (Chou & Takahashi 1987). Dieser Winkel ist eine Funktion der Position in Periodenrichtung mit den beiden Parametern Amplitude und Periode. Der Tangentenwinkel im Nulldurchgang kann also ersatzweise für die Amplitude oder die Periode zur vollständigen Beschreibung der Kurve verwendet werden. Eine helikale Form wie bei (Iannace et al. 1995) kann durch den Durchmesser der Helix und die Steigung, bzw. den Steigungswinkel beschrieben werden.

Eine allgemeinere Beschreibung, unabhängig von einer exakten geometrischen Beschreibung der Welligkeit, erreicht man mit der tatsächlichen Länge der Faser l_1 und ihrer verkürzten Länge in welliger Form l_2 . Der Quotient aus l_1 und l_2 wird als Kräuselgrad d bezeichnet und ist ein Maß für die Streckbarkeit der Faser bis zur Geradlinigkeit (Latzke 1999). Ein weiteres Maß aus der Textiltechnik zur Charakterisierung von Kräuselung ist die Kräuselbeständigkeit s . Sie ist ein Maß dafür, wie beständig die Kräuselung gegen äußere Lasten ist, also in welchem Maße die Kräuselung nach einer Belastung erhalten bleibt (s. Tab. 4.1). Die Kräuselbeständigkeit ist nach Latzke (Latzke 1999) definiert als Quotient aus dem Kräuselverhältnis nach Belastung ($r_n = (l_1 - l_4)/l_1$) und dem Kräuselverhältnis vor Belastung ($r_v = (l_1 - l_2)/l_1$). Die Kräuselbeständigkeit hat Werte zwischen 0 und 1, wobei 1 für einen vollständigen Erhalt der Kräuselung nach einer Belastung steht und 0 für einen vollständigen Verlust der Kräuselung. Eine weitere häufig

verwendete Kennzahl ist die Anzahl der Kräuselungen auf einer definierten Länge. Zur Ermittlung der geometrischen Parameter wie Kräuselgrad oder die Anzahl der Kräuselungen können optische Verfahren wie die Lichtmikroskopie verwendet werden. Die Kräuselbeständigkeit kann mechanisch mit Zugprüfeinrichtungen oder Längenmesssystemen in Verbindung mit Feinwaagen ermittelt werden. Auf diese Weise kann auch der Kräuselgrad ermittelt werden, in dem eine Last m_1 derart gewählt wird, dass die Faser gerade gestreckt wird. Eine sehr geringe Last m_2 kann zur Gewährleistung vergleichbarer Ausgangsverhältnisse herangezogen werden. (Alexander et al. 1956; Brand & Backer 1962; Latzke 1999)

Tab. 4.1 Parameter zur Definition von Faserwelligkeit nach (Brökel 2007; Chou & Takahashi 1987; Iannace et al. 1995; Latzke 1999)

Beispiele für mathematisch beschreibbare Wellenformen	
	<p>Sinusform: Periode λ, Amplitude A, Tangentenwinkel Θ</p> <p>Helixform: Durchmesser D, Steigung h, Steigungswinkel Θ</p>
Beschreibung beliebiger Welligkeiten	
	<p>Kräuselgrad: $d = \frac{l_1}{l_2}$</p> <p>Kräuselbeständigkeit: $s = \frac{l_1 - l_4}{l_1 - l_2}$</p> <p>Anzahl der Kräuselungen auf einer definierten Länge</p> <p>m_1: Last, bei gestreckter Faser m_2: optionale Last zur Gewährleistung vergleichbarer Ausgangsverhältnisse m_3: Belastung der Faser zur Ermittlung der Kräuselbeständigkeit</p>
Graphik aus (Gattinger et al. 2018)	

4.2 Prüfkörper

Das Design des Prüfkörpers (s. Abb. 4.1) für die Versuche zum Einfluss von Material- und Geometrieparametern ist angelehnt an den Probekörper Typ 3 aus (DIN EN ISO 8256:2005-05 2005). Dabei ist vorgesehen einen Strang paralleler Fasern in definierter welliger Form in einen Elastomerzugstab einzubetten.

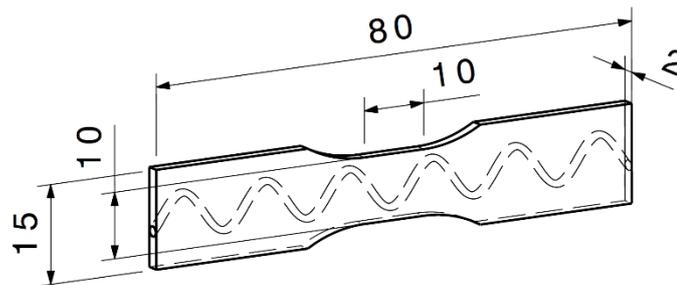


Abb. 4.1 Prüfkörperdesign zur Untersuchung des Einflusses der Material- und Geometrieparameter von wellig faserverstärkten Elastomeren. Die gestrichelten Linien stellen den Rand des eingebetteten Faserstrangs dar.

Zur definierten Einbettung des Faserstrangs wurde ein mehrteiliges und modulares Werkzeug entwickelt; bestehend aus einer mit Stiften bestückten Grundplatte, einem Rahmen und einem zur Grundplatte passendem Deckel (s. Abb. 4.2). Die Grundplatte dient als Boden der Form und als Träger für die Stifte, um welche der Faserstrang gelegt wird. Damit wird die Geometrie der Welligkeit des Faserstrangs durch die Position der Stifte bestimmt und kann durch Variation dieser Position definiert verändert werden. Der Rahmen stellt die Zugstabdicke ein und formt die Außenkontur. Der Deckel hat passend, zu den Stiften der Grundplatte, Bohrungen zur Aufnahme der Stifte. Die Grundplatte und der Deckel wurden in drei Varianten mit unterschiedlicher Stifteposition gefertigt, so dass drei verschiedene Welligkeitsgrade untersucht und verglichen werden konnten.

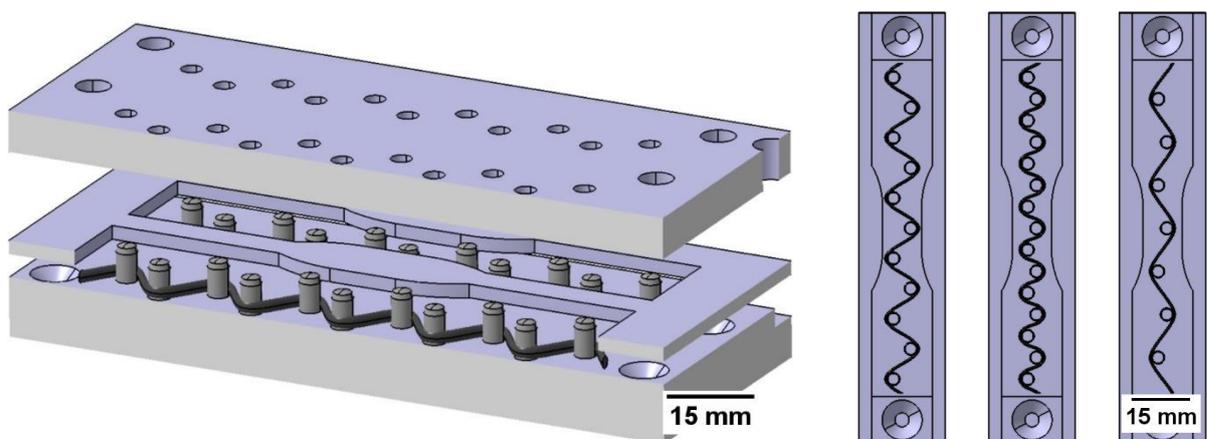


Abb. 4.2 Werkzeug zur Einbettung von welligen Fasern in einen Elastomerzugstab. Links: modularer Aufbau des Werkzeugs im Schnitt, das Werkzeug hat insgesamt 24 nebeneinander liegende Kavitäten. Rechts: Werkzeugvarianten zur Untersuchung verschiedener Welligkeitsgrade.

Die Bestückung des Werkzeugs erfolgte schrittweise. Zunächst wird ein Faserstrang auf der Grundplatte um die Stifte gelegt und an den Enden mit Senkschrauben fixiert. Der Rahmen, welcher über Passstifte positioniert ist, wird aufgelegt und die Elastomerformmasse eingebracht. Der Deckel wird geschlossen und das Werkzeug in die Heißpresse eingelegt um die Vulkanisation zu starten. Nach der Entformung müssen in einem zweiten Prozessschritt die durch die Stifte freigehaltenen Löcher verfüllt und vulkanisiert werden.

4.3 Materialauswahl

Als Matrixmaterial wurden raumtemperaturvulkanisierende Flüssigsilikone von niedriger bis mittlerer Shore-Härte verwendet. Dabei handelt es sich um additionsvernetzende Silikone der Wacker SILPURAN®-Reihe. Die 2-komponentigen Silikonkautschuke werden im Mischungsverhältnis 1:1 verarbeitet. In Tab. 4.2 sind die wichtigsten Material- und Verarbeitungsparameter der vier verwendeten Silikone zusammengefasst. Das SILPURAN® 2438 ADH A/B ist ein haftungsmodifiziertes Silikon mit verbesserten Hafteigenschaften zu anderen Silikonen und Textilien (Wacker Chemie AG 2014).

Tab. 4.2 Material- und Verarbeitungsparameter der verwendeten Silikonelastomere (Wacker Chemie AG 2014).

	SILPURAN® 2400 A/B	SILPURAN® 2430 A/B	SILPURAN® 2438 ADH A/B	SILPURAN® 2445 A/B
Härte Shore A	7	20	38	40
Dichte [g/cm³]	1,0	1,1	1,1	1,14
Reißfestigkeit [N/mm²]	2	6	7	6
Reißdehnung [%]	600	540	400	400
Topfzeit bei 23°C [min]	21	60-75	60	10
Viskosität [mPa s]	1800	8000	10000	10000
empfohlene Vulkanisationstemperatur [°C]	100	135	80	135
empfohlene Vulkanisationszeit [min]	10	10	15	10

Als Verstärkungsfasern wurden die drei am häufigsten verwendeten Arten Glas-, Kohlenstoff- und Aramidfasern sowie stabilisierte Polyacrylnitrilfasern (PAN-Fasern) verwendet. Diese Fasertypen wurden aufgrund ihrer unterschiedlichen Steifigkeiten ausgewählt um den Einfluss der Fasersteifigkeit auf wellig faserverstärkte Elastomere zu untersuchen. Die Fasern besitzen E-Moduln im Bereich von 10 GPa (PAN) bis 230 GPa (Kohlenstoff). In Tab. 4.3 sind die Materialeigenschaften der verwendeten Fasern zusammengefasst.

Tab. 4.3 Materialdaten der verwendeten Verstärkungsfasern (R&G Faserverbundwerkstoffe GmbH 2016; TORAY INDUSTRIES INC. 2009; Teijin Aramid 2000; SGL CARBON SE 2015b; Zapf 2014).

	VETROTEX P185-EC14- 2400 tex	TORAYCA® T700S	Twaron® 2200	PANOX® T320-1.7/1.39- A110
Typ	E-Glas	Kohlenstoff	Aramid	PAN stabilisiert
Feinheit [tex]	2400	800	805	54400
Faserdurchmesser [µm]	12	7	12	12,5
E-Modul [GPa]	73	230	100	10
Zugfestigkeit [MPa]	3952	4900	2930	230
Bruchdehnung [%]	3,4-4	2,1	2,9	20
Dichte [g/cm³]	2,54	1,8	1,45	1,39
Filamentzahl	800	12000	5000	320000

Um den Faservolumengehalt zwischen den Proben mit den unterschiedlichen Fasertypen möglichst vergleichbar zu halten, werden der Aramid- und C-Faser-Roving im Ganzen verwendet und nur auf die benötigte Länge abgeschnitten, der Glasfaserroving längs auf die halbe Filamentzahl halbiert und die benötigte Menge Panoxfasern abgewogen. Tab. 4.4 gibt einen Überblick über die so erhaltenen Fasergehalte in den Zugstäben je nach verwendeter Faserart. Der resultierende Faservolumengehalt Φ errechnet sich anhand des Fasermassengehalts Ψ und der Dichte von Faser ρ_F und Matrix ρ_M über folgende Formel (Stommel et al. 2011: 48):

$$\Phi = \frac{\Psi}{\Psi + (1 - \Psi) \frac{\rho_F}{\rho_M}} \quad (4.1)$$

Tab. 4.4 Fasergehalt in den Zugstäben nach Faserart. (Deschauer 2016)

	Glas	Kohlenstoff	Aramid	Panox
Ausgangsfinheit Roving [tex]	2400	800	805	54400
Feinheit im Zugstab [tex]	1200	800	805	900
Masse pro Zugstab [g]	0,2	0,15	0,16	0,17
Massengehalt [%]	6,7	5	5,3	5,7
Volumengehalt [%]	2,7	2,8	3,7	4,1

4.4 Heißpressen

Das Pressverfahren kommt vor allem in der Verarbeitung von reagierenden Formmassen, also bei Duroplasten oder Elastomeren zum Einsatz. Es gliedert sich in die folgenden Verfahrensschritte: Dosieren, Formen, Härten/Vulkanisieren, Entformen und Entgraten. Je nach Formmasse kann es nötig sein diese vor dem Formen vorzuwärmen beziehungsweise aufzuschmelzen. Dosiert wird volumetrisch oder gravimetrisch in die offene Form. Der Formgebungsvorgang geschieht durch Schließen der Form unter Druck. Das Härten bzw. die Vulkanisation erfolgt durch Wärmezufuhr bzw. wird durch sie beschleunigt. Oft wird das Werkzeug durch Wärmeleitung von den beheizten Pressenplatten temperiert. Nach der Vernetzung kann das Bauteil entformt werden. Meist ist eine nachfolgende Entgratung notwendig. Die Werkzeuge sind oft als Überlaufwerkzeug konzipiert, wobei die Dosierung mit Überschuss ausgeführt wird und überschüssiges Material über einen Überlauf entweichen kann. (Michaeli 2010)

Die Prüfkörper wurden mit dem in Abschnitt 4.2 beschriebenen Werkzeug auf einer Laborplattenpresse Collin P 300 P (Dr. Collin GmbH, Ebersberg) hergestellt. Dabei wurden jeweils die empfohlenen Werte für die Vulkanisationstemperatur und –zeit aus Tab. 4.2 verwendet. Der Schließdruck der Pressenplatten wurde auf 50 bar eingestellt.

In Abb. 4.3 ist der Vorgang zum Einspannen der Fasern im Werkzeug dargestellt und die damit erzeugten Prüfkörper, nach der Entformung mit den Löchern durch die Stifte und nach einem zweiten Pressvorgang zur Verfüllung der Löcher.

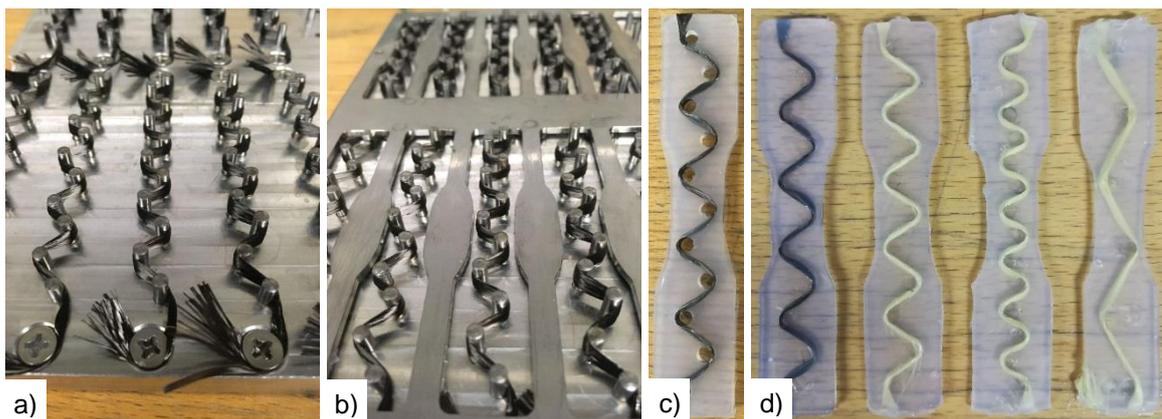


Abb. 4.3 a) Einspannung der Verstärkungsfasern im Werkzeug, b) mit eingesetztem Rahmen. c) Zugstab nach dem ersten Pressvorgang mit Löchern durch die Stifte. d) Zugstäbe mit Kohlenstoff- und Aramidfasern und unterschiedlichen Welligkeiten nach dem zweiten Pressvorgang zum Verfüllen der Löcher. (Deschauer 2016)

4.5 Zugprüfung

Die Zugprüfungen wurden in Anlehnung an (DIN 53504:2015-08 2015) auf einer Zwick/Roell Z2.5 (Kraftmessdose: KAF-TC/2.5kN/0.05, Nominalkraft: 2.5 kN, Genauigkeit: 1.25 N, Zwick GmbH & Co. KG, Ulm) mit einer Prüfgeschwindigkeit von 50 mm/min und einer Vorspannung von 0,01 N/mm² durchgeführt. Die Einspannlänge wurde zu 34,65 mm gewählt. Als Probenhalter wurde ein Schraubprobenhalter mit gummierten Spannbacken verwendet (Deschauer 2016).

Für die Zugversuche wurden von jeder Faser-Matrix-Kombination jeweils 10 Prüfkörper gefertigt und getestet. In Abb. 4.4 sind die Kraft-Weg-Kurven der 10 Proben der Kombination Aramidfasern und Silpuran 2438 ADH dargestellt. Der Kurvenverlauf hat im Anfangsbereich eine niedrige Steigung (Steifigkeit), einen deutlichen Anstieg der Steifigkeit im Bereich von 15 bis 25 mm Verformung und eine gleichbleibend hohe Steifigkeit im Bereich ab 25 mm Verformung bis zum Versagen. Auffällig ist die hohe Streuung der Maximalkraft, deren Ursachen in Abschnitt 4.7 diskutiert werden. Im Bereich niedriger Verformung ist die Streuung sehr gering. Im Verlauf zu höheren Verformungen nimmt die Streuung in Wegrichtung etwas zu, bewegt sich aber nach wie vor in einem akzeptablen Bereich. Die Steigung der verschiedenen Kurven zeigt in den einzelnen Bereichen keine große Streuung.

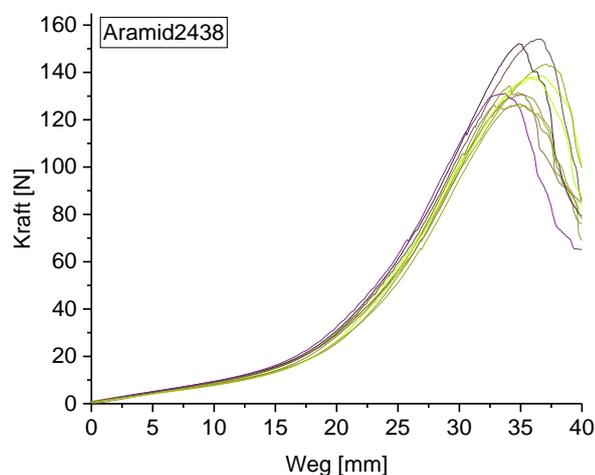


Abb. 4.4 Kraft-Weg-Kurven von Zugversuchen der Proben aus Silpuran 2438 ADH und Aramidfasern. Daten aus (Deschauer 2016)

Für die weitere Betrachtung des Einflusses der Material- und Geometrieparameter wurden die 10 Kurven jeweils mit Hilfe der Funktion *avecurves* in *OriginPro 2017* gemittelt und nach gleichen Fasertypen bzw. Matrixtypen gruppiert (Abb. 4.6 und Abb. 4.7). Zur Untersuchung des Einflusses der Materialparameter von Fasern und Matrix wurde immer die Zugstabform mittlerer Welligkeit verwendet. Zur separaten Betrachtung des Einflusses des

Geometrieparameters Welligkeit wurden Proben kleinerer und größerer Wellenlänge (Periode) geprüft (s. Abb. 4.8). Das Versagen war bei allen Proben ein Verbundversagen im Faser-Matrix-Interface ausgehend von der Einspannstelle an den Spannbacken. Abb. 4.5 zeigt eine Bilderserie des Zugversuchs mit typischem Versagensbild, Einreißen der Matrix entlang des Faserstrangs ausgehend von der Einspannstelle. Bei weiterer Verformung der Probe wird in der Folge der Faserstrang aus der Matrix in der Einspannstelle herausgezogen. Dieses Versagensverhalten ist auch in den Kraft-Weg-Kurven an der sukzessive abfallenden Kraft nach dem Erreichen des Kraftmaximums erkennbar. Es kommt zu keinem abrupten Kraftabfall und nicht zum Reißen des Faserstrangs. In Abb. 4.5 kann außerdem eine zunehmende Verformung des Elastomers bei der Streckung des Faserstrangs beobachtet werden.

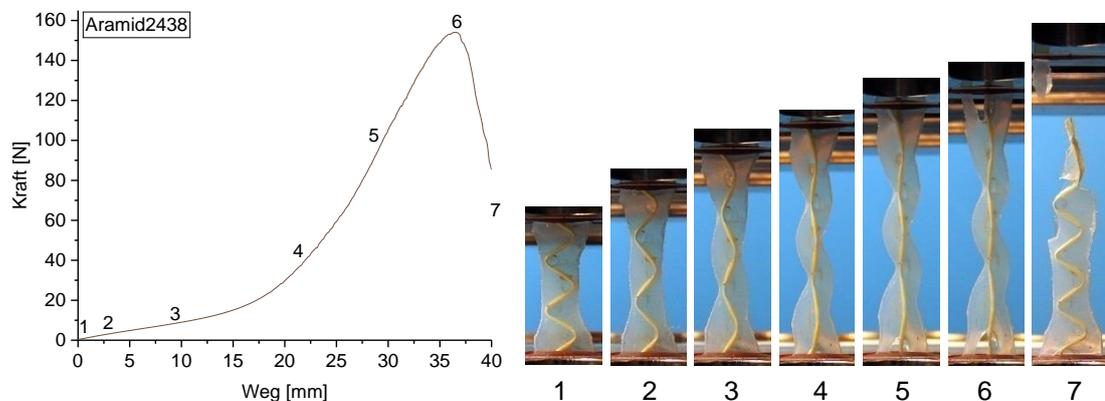


Abb. 4.5 Zugversuch mit Bildersequenz.

Betrachtet man den Bereich niedriger Steifigkeit im Bereich der Verformung von 0 bis 15 mm, so ist deutlich der Einfluss der Matrixsteifigkeit auf die Steigung der Kraft-Weg-Kurven und damit die Steifigkeit des wellig faserverstärkten Elastomers in diesem Bereich erkennbar (Abb. 4.6). Je höher die Steifigkeit des verwendeten Silikons, desto höher ist auch die Steifigkeit des wellig faserverstärkten Elastomers im Bereich noch nicht gestreckter Verstärkungsfasern. Die Kurven der welligverstärkten und unverstärkten Proben verlaufen am Anfang nahezu deckungsgleich, was dafür spricht, dass die welligen Fasern zunächst keinen Beitrag zur Steifigkeit leisten. Erst mit zunehmender Streckung der Fasern tritt eine Versteifung der Proben ein. Die Fasersteifigkeit hat in diesem Bereich (niedrige Verformung und niedrige Faserstreckung) kaum Einfluss auf die Steifigkeit des wellig faserverstärkten Elastomers (Abb. 4.7). Lediglich bei den Proben mit der härtesten Matrix kann ein geringer Einfluss der Fasersteifigkeit im Anfangsbereich festgestellt werden (Abb. 4.7 d)).

Im Bereich hoher Steifigkeit ab etwa 25 mm Verformung, in dem die Verstärkungsfasern gestreckt vorliegen, wäre eigentlich ein Einfluss der Fasersteifigkeit zu erwarten. Dieser Einfluss unterschiedlich steifer Verstärkungsfasern kann jedoch bei den durchgeführten Zugversuchen nicht eindeutig festgestellt werden (Abb. 4.7). Steifere Verstärkungsfasern

führen hier nicht zu einem steileren Kurvenverlauf der wellig verstärkten Proben. Mögliche Ursachen dafür werden in Abschnitt 4.7 diskutiert.

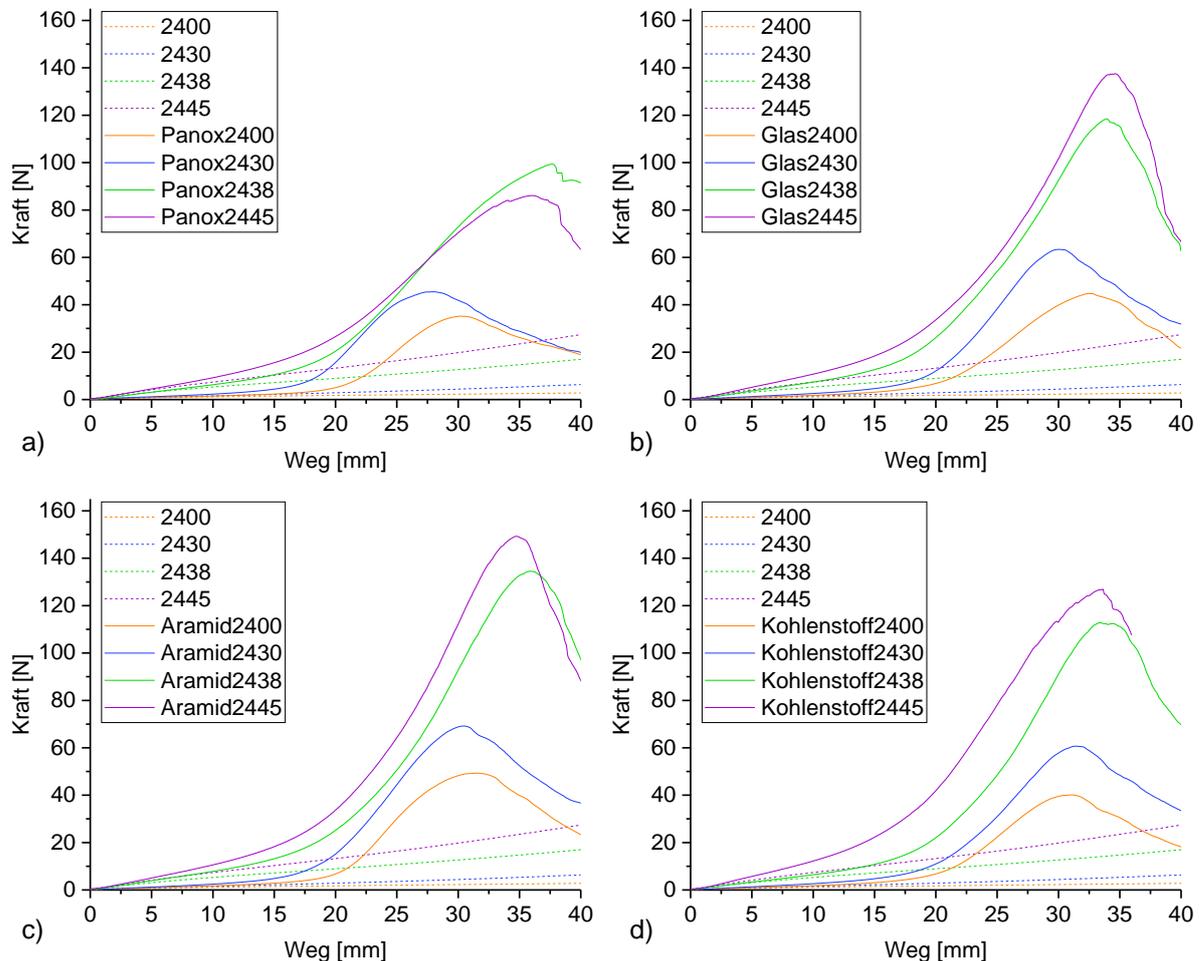


Abb. 4.6 Gemittelte Kraft-Weg-Kurven von je 10 geprüften Zugstäben zur Untersuchung des Einflusses der Matrixsteifigkeit auf den Kurvenverlauf. Gestrichelt dargestellt sind jeweils die Verläufe der Zugversuche mit Zugstäben aus reinem Silikon unterschiedlicher Steifigkeit ohne Verstärkung. Daten aus (Deschauer 2016)

Als Versagensgrenze kann die maximale Verformung im Bereich von 30 bis 35 mm festgestellt werden. Hier liegen die Fasern gestreckt vor und es kommt zum Versagen des Faser-Matrix-Verbundes an der Einspannstelle. Eindeutig erkennbar ist der Trend, dass die Verwendung von härteren Silikon zu einer deutlich höheren maximal übertragbaren Kraft führt. Allgemein muss allerdings angemerkt werden, dass die theoretisch erreichbare Maximalkraft (Bruch des Faserstrangs) nicht erreicht werden kann. Demzufolge ist hier auch kein Einfluss der Festigkeit der unterschiedlichen Verstärkungsfasern erkennbar (Abb. 4.7). In Abb. 4.7 d) ist zwar bei den Panox-Fasern mit der niedrigsten Zugfestigkeit auch die niedrigste Maximalkraft zu verzeichnen, dies kann jedoch nicht eindeutig und einzig auf die niedrigere Zugfestigkeit der Fasern zurückgeführt werden, da der Faserstrang auch hier nicht gerissen ist.

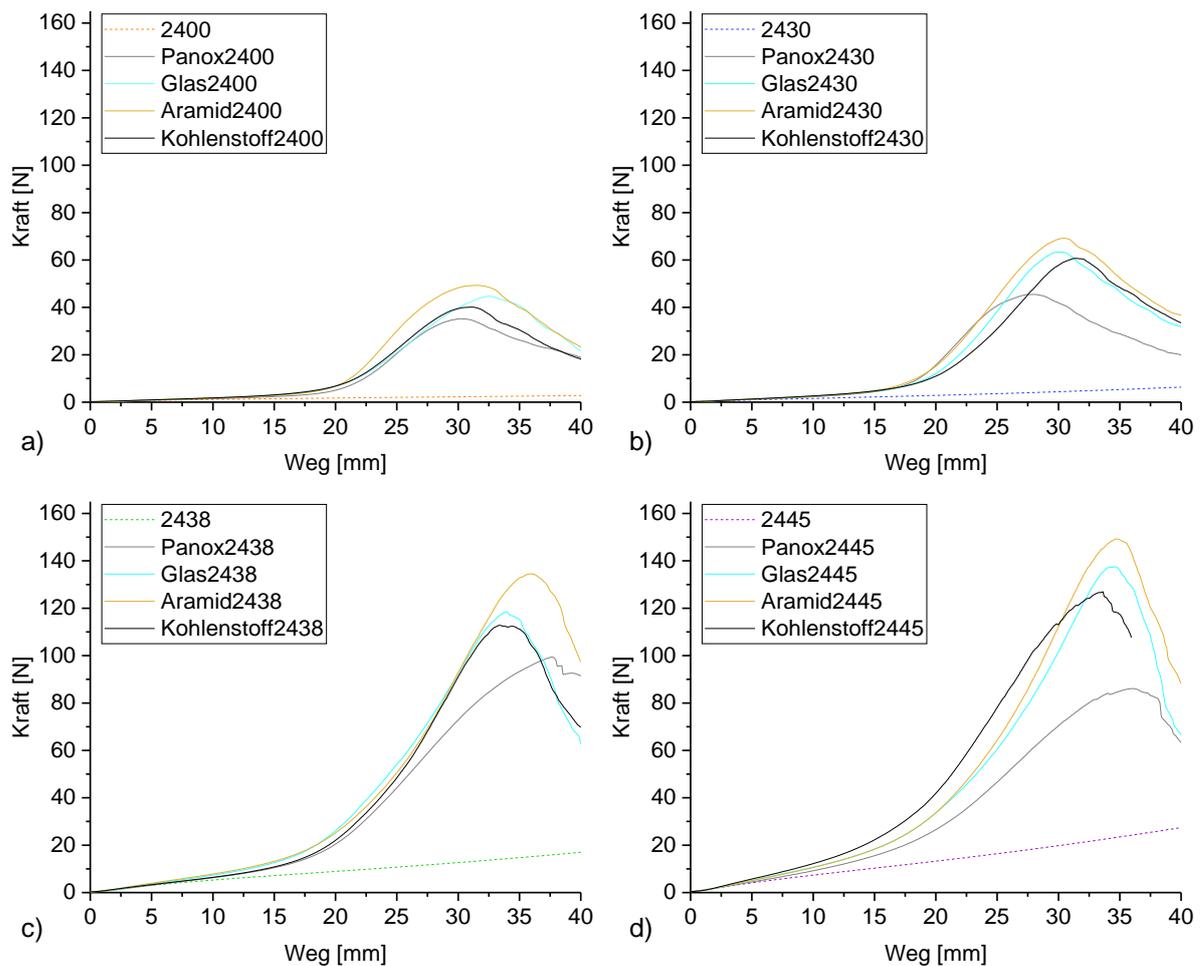


Abb. 4.7 Gemittelte Kraft-Weg-Kurven von je 10 geprüften Zugstäben zur Untersuchung des Einflusses der Fasersteifigkeit auf den Kurvenverlauf. Gestrichelt dargestellt sind jeweils die Verläufe der Zugversuche mit Zugstäben aus reinem Silikon unterschiedlicher Steifigkeit ohne Verstärkung. Daten aus (Deschauer 2016)

Betrachtet man den geometrischen Einfluss der Faserwelligkeit auf die wellig faserverstärkten Prüfkörper, so ist in erster Linie eine Verschiebung des Knickpunktes der Kurve in Wegrichtung zu erkennen. Die anfängliche Steigung der Kurven, bedingt durch die Matrixeigenschaften, wird durch eine Änderung der Faserwelligkeit kaum beeinflusst. Durch eine stärkere Welligkeit (kürzere Wellenlänge, höherer Kräuselgrad) verschiebt sich der Knickpunkt hin zu höheren Verformungen. Außerdem folgt die Kurve länger der Charakteristik des unverstärkten Elastomers. Bei niedrigerer Welligkeit (längere Wellenlänge, niedrigerer Kräuselgrad) tritt die Versteifung früher ein. Die Kurven der Proben mit größerer Wellenlänge zeigen einen rascheren Übergang (Knickbereich) von niedriger zu hoher Steifigkeit. Mit den hier untersuchten Welligkeiten konnte der Knickpunkt etwa in einem Verformungsbereich von 5 bis 25 mm variiert werden. Das entspricht, bezogen auf die Einspannlänge, einer Dehnung von 14 bis 72 %. Die Knickpunkte der Kurven mit den drei unterschiedlichen Welligkeiten liegen in Wegrichtung nicht äquidistant verteilt, da die Position des Knickpunktes in erster

Linie von der tatsächlichen Länge des Faserstrangs l_1 (gestreckter Faserstrang, s. Tab. 4.1) abhängt und diese Länge bei der Wahl der Geometrie der Welligkeiten nicht explizit vorgegeben wurde. Insbesondere ist an dieser Stelle zu bemerken, dass die Amplitude des Zugstabs mittlerer Wellenlänge höher war als bei den Zugstäben kleiner und großer Wellenlänge. Es fällt auf, dass die Maximalkräfte der kleineren als auch der größeren Wellenlänge niedriger sind als bei den Zugstäben der Standardwellenlänge. Mögliche Ursachen dafür werden in Abschnitt 4.7 diskutiert.

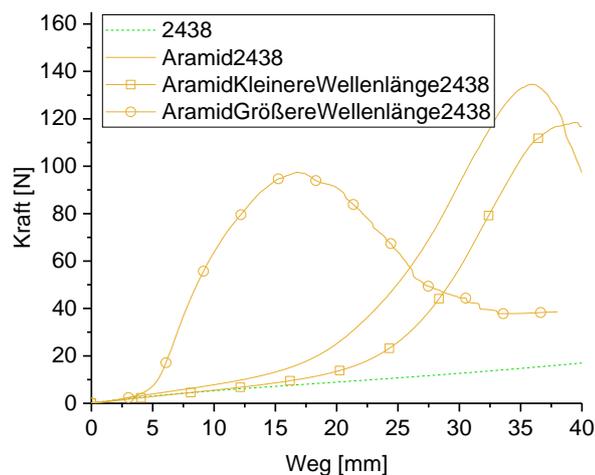


Abb. 4.8 Kraft-Weg-Kurven der Zugversuche zur Betrachtung des Einflusses des Geometrieparameters Faserwelligkeit bei der Materialkombination Aramidfasern und Silpuran 2438 ADH. Daten aus (Deschauer 2016)

4.6 Simulation

Um die Auswirkungen der Materialauswahl und geometrischer Merkmale in der Designphase abschätzen zu können, ist die rechnerische Auslegung der Bauteile von entscheidender Bedeutung. Für die Berechnung des strukturmechanischen Bauteilverhaltens wird heute meist eine Simulation mittels Finite-Elemente-Methode durchgeführt. (Stommel et al. 2011)

In diesem Sinne wurde eine FEM-Simulation durchgeführt mit dem Ziel der Überprüfung der Simulierbarkeit von wellig faserverstärkten Elastomeren mit den Methoden und Tools etablierter Simulationssoftware. Die Möglichkeit zur Berechnung mit kommerziell verfügbaren Programmen bietet den Vorteil einer breiten Anwendbarkeit. Die Berechnung sollte zwar nach wie vor von einem Simulationsspezialisten durchgeführt werden, dieser kann sich aber der ihm bekannten Hilfsmittel und Methoden bedienen.

Die Simulationen wurden mit der Software *ANSYS Mechanical APDL, Release 18.0* durchgeführt. Um den vollen Umfang, insbesondere die verfügbaren Elementtypen, nutzen zu können, wurde auf die Verwendung der benutzerfreundlichen ANSYS Workbench verzichtet. Stattdessen wurde die Simulation anhand von ANSYS-Inputfiles in APDL-Code konfiguriert.

Die Simulation wurde beispielhaft für den Zugstab aus Silpuran 2438 ADH mit welliger Aramidfaserverstärkung durchgeführt.

4.6.1 Materialparameter

Die Verstärkungsfasern wurden mit einem linear-elastischen Materialmodell simuliert. Dies entspricht sehr gut dem tatsächlichen Materialverhalten von Aramidfasern, welche sich bis zum Bruch nahezu linear-elastisch verhalten (Teijin Aramid 2012; Kirchebner 2016). Damit werden für die Simulation die beiden Werkstoffparameter E-Modul und Querkontraktion benötigt (Tab. 4.5). Das Materialmodell wird hier als isotropes Modell definiert, obwohl Aramidfasern ein stark anisotropes Verhalten aufweisen (Schürmann 2007: 44f). Die Materialkennwerte in Faserrichtung unterscheiden sich deutlich von denen quer zur Faserachse (transversal Isotrop). Dieser Sachverhalt wurde bei der hier verwendeten Modellierung vernachlässigt, da bei der in Abschnitt 4.6.2 detailliert beschriebenen Modellierung des Verstärkungsstrangs ohnehin nur eine eindimensionale Betrachtung der Fasern in Faserlängsrichtung stattfindet.

Tab. 4.5 Materialdaten der Aramidfaser Twaron® 2200 für die Simulation

Elastizitätsmodul [GPa]	100	(Teijin Aramid 2000)
Querkontraktionszahl	0,32	(Schürmann 2007: 45; Stommel et al. 2011: 48)

Das Materialverhalten des Silikons muss aufgrund der hohen auftretenden Dehnungen durch ein hyperelastisches Materialmodell abgebildet werden. Bei den hyperelastischen Materialmodellen handelt es sich um nichtlinear-elastische Materialmodelle, für welche die folgenden Annahmen getroffen werden: das Material verhält sich isotrop, voll oder nahezu inkompressibel und ideal elastisch. Die hyperelastischen Materialmodelle basieren auf Konstitutivgesetzen (Beziehung zwischen Dehnungen und Spannungen), welche durch die Formänderungsenergiedichte W definiert sind. Die Formänderungsenergiedichte ist eine Funktion der Hauptversteckgrade λ_i des Cauchy-Green-Verzerrungstensors bzw. dessen Invarianten I_i . (Stommel et al. 2011; ANSYS Inc. 2015)

$$W = W(\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3) \quad (4.2)$$

$$\text{bzw. } W = W(I_1, I_2, I_3) \quad (4.3)$$

Wobei sich die Invarianten aus den Hauptversteckgraden berechnen lassen:

$$I_1 = \lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 \quad (4.4)$$

$$I_2 = \lambda_1^2 \lambda_2^2 + \lambda_2^2 \lambda_3^2 + \lambda_3^2 \lambda_1^2 \quad (4.5)$$

$$I_3 = \lambda_1^2 \lambda_2^2 \lambda_3^2 \quad (4.6)$$

Der Verstreckgrad λ ist definiert über die verformte Länge eines Linienelementes L und die ursprüngliche Länge L_0 :

$$\lambda = \frac{L}{L_0} = \frac{L_0 + \Delta u}{L_0} = 1 + \varepsilon_t \quad (4.7)$$

Wobei Δu die Längenänderung und ε_t die technische Dehnung ist.

Die Spannungs-Dehnungs-Beziehung ergibt sich aus der Formänderungsenergiedichte durch die Ableitung der Formänderungsenergiedichte nach der Dehnung bzw. Verzerrung:

$$S_{ij} = \frac{\partial W}{\partial E_{ij}} \quad (4.8)$$

Wobei S_{ij} der zweite Piola-Kirchhoff'sche Spannungstensor und E_{ij} der Green-Lagrange Verzerrungstensor ist (ANSYS Inc. 2016).

Für uniaxiale Belastung (z. B. Zugversuch) errechnet sich die technische Spannung σ_t durch (Stommel et al. 2011: 77):

$$\sigma_t = \frac{\partial W}{\partial \lambda} \quad (4.9)$$

Ein Beispiel für die Definition der Formänderungsenergiedichte bei Inkompressibilität ist der Polynomansatz:

$$W = \sum_{i+j=1}^N c_{ij} (I_1 - 3)^i (I_2 - 3)^j \quad (4.10)$$

Der Polynomansatz nutzt dabei die Tatsache, dass jede stetige Funktion auf einem Intervall durch Polynome beliebig genau approximiert werden kann (Approximationssatz von Stone-Weierstraß (Deitmar 2014: 267ff)). Dazu müssen die Koeffizienten C_{ij} (Materialparameter) und die Ordnung N passend gewählt werden.

Eine reduzierte Form des Polynomansatzes stellt das Yeoh-Modell dar, welches die Formänderungsenergiedichte basierend auf der ersten Invariante beschreibt:

$$W = \sum_{i=1}^N c_{i0} (I_1 - 3)^i \quad (4.11)$$

Yeoh schlägt diesen Ansatz vor, da Änderungen der Formänderungsenergiedichte viel weniger von der zweiten Invariante abhängen als von der Ersten (Yeoh 1993):

$$\frac{\partial W}{\partial I_1} \gg \frac{\partial W}{\partial I_2} \quad (4.12)$$

Dieses Modell hat sich als besonders vorteilhaft ausgezeichnet, wenn zur Ermittlung der notwendigen Materialkonstanten lediglich uniaxiale Zugversuchsdaten vorliegen (Stommel et al. 2011: 91; Yeoh 1993; ANSYS Inc. 2015: A11). Gewöhnlich wird die kubische Form (N=3) des Yeoh-Modells verwendet.

Aus diesen Gründen wurde für die FEM-Simulation das Yeoh-Modell 3. Ordnung verwendet. Die uniaxialen Zugversuchsdaten zur Ermittlung der Materialkonstanten C_{10} , C_{20} und C_{30} wurden in Zugversuchen nach DIN 53504 (DIN 53504:2015-08 2015) ermittelt. Die Materialkonstanten wurden mit Hilfe der Curve-Fittig-Funktion in ANSYS Mechanical APDL berechnet:

Tab. 4.6 Materialkonstanten von Silpuran 2438 ADH für das Yeoh-Modell 3. Ordnung

C_{10}	0.17073
C_{20}	0.01681
C_{30}	-1.5209 E-4

Das Ergebnis dieser Approximation ist in Abb. 4.9 graphisch dargestellt. Das hierfür benötigte Konstitutivgesetz für den uniaxialen Fall $\sigma(\epsilon)$ wurde dabei folgendermaßen berechnet:

Aus Gleichung (4.11) mit N=3 für die Formänderungsenergiedichte und Gleichung (4.4) für die erste Hauptinvariante folgt:

$$W = C_{30}(\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 - 3)^3 + C_{20}(\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 - 3)^2 + C_{10}(\lambda_1^2 + \lambda_2^2 + \lambda_3^2 - 3) \quad (4.13)$$

Aufgrund der Volumenkonstanz und der Isotropie ergibt sich für die beiden Verstreckgrade in Querrichtung λ_2 und λ_3 :

$$\lambda_{2,3} = \frac{1}{\sqrt{\lambda_1}} \quad (4.14)$$

Damit folgt für die Formänderungsenergiedichte in Abhängigkeit von λ_1 :

$$W = C_{30} \left(\lambda_1^2 + \frac{2}{\lambda_1} - 3 \right)^3 + C_{20} \left(\lambda_1^2 + \frac{2}{\lambda_1} - 3 \right)^2 + C_{10} \left(\lambda_1^2 + \frac{2}{\lambda_1} - 3 \right) \quad (4.15)$$

Durch Ableiten der Formänderungsenergiedichte nach dem Verstreckgrad laut Gleichung (4.9) ergibt sich das Konstitutivgesetz für die technische Spannung in Abhängigkeit vom Verstreckgrad zu:

$$\begin{aligned} \sigma_{t1} = \frac{\partial W}{\partial \lambda_1} = & 3C_{30} \left(2\lambda_1 - \frac{2}{\lambda_1^2} \right) \left(\lambda_1^2 + \frac{2}{\lambda_1} - 3 \right)^2 + 2C_{20} \left(2\lambda_1 - \frac{2}{\lambda_1^2} \right) \left(\lambda_1^2 + \frac{2}{\lambda_1} - 3 \right) \\ & + C_{10} \left(2\lambda_1 - \frac{2}{\lambda_1^2} \right) \end{aligned} \quad (4.16)$$

Ersetzen des Verstreckgrades durch Gleichung (4.7) liefert den Zusammenhang der technischen Spannung mit der technischen Dehnung für den uniaxialen Fall:

$$\begin{aligned} \sigma_{t1} = & 3C_{30} \left(2(1 + \varepsilon_{t1}) - \frac{2}{(1 + \varepsilon_{t1})^2} \right) \left((1 + \varepsilon_{t1})^2 + \frac{2}{(1 + \varepsilon_{t1})} - 3 \right)^2 \\ & + 2C_{20} \left(2(1 + \varepsilon_{t1}) - \frac{2}{(1 + \varepsilon_{t1})^2} \right) \left((1 + \varepsilon_{t1})^2 + \frac{2}{(1 + \varepsilon_{t1})} - 3 \right) \\ & + C_{10} \left(2(1 + \varepsilon_{t1}) - \frac{2}{(1 + \varepsilon_{t1})^2} \right) \end{aligned} \quad (4.17)$$

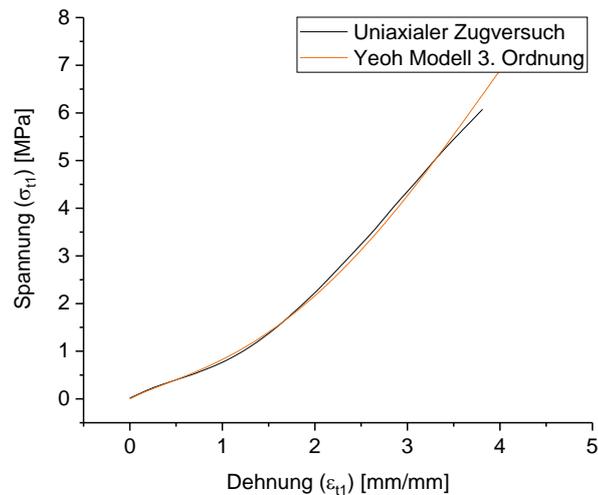


Abb. 4.9 Ergebnis des Curve-Fittings für das Yeoh-Modell 3. Ordnung im Vergleich mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve des Zugversuchs.

4.6.2 Modellbildung

Die Geometrie des wellig faserverstärkten Zugstabs wurde mit *CATIA V5R20* erstellt. Der Faserstrang wurde dabei als Spline-Linie umgesetzt. Die Knoten-Punkte zur Definition der Spline wurden an den Außenseiten der Stifte in einem Abstand von 0,375 mm (halber Roving-Durchmesser) von der Stiftoberfläche positioniert. Die Tangentialspannung der Spline an den Knoten wurde derart gewählt, dass die Länge der Spline mit der Länge des Faserstrangs im Zugstab übereinstimmt. Die tatsächliche Länge des Faserstrangs im Zugstab (im Bereich der Einspannlänge) wurde im Lichtmikroskop (Keyence VHX-5000) mittels der integrierten Messtools Freihandlinie und Multipunkt-Messung mehrmals vermessen und ein Mittelwert von 53 mm bestimmt.

Der Elastomerteil des Zugstabes wird mit dreidimensionalen *SOLID187* Elementen vernetzt. Dabei handelt es sich um 10-knotige Tetraederelemente für strukturmechanische Berechnungen. Diese Elemente unterstützen große Deformationen und inkompressible hyperelastische Materialmodelle. Die *SOLID187* Elemente haben quadratische Ansatzfunktionen und je drei Freiheitsgrade (Verschiebungen in x-, y-, und z-Richtung) an jedem Knoten. (ANSYS Inc. 2016)

Der Faserstrang wird durch spezielle Verstärkungselemente modelliert. Die *REINF264* Elemente sind Stabelemente, welche lediglich eine uniaxiale Steifigkeit besitzen und damit nur Lasten in Faserrichtung (Elementrichtung) übertragen können. Die Verstärkungselemente können genutzt werden, um einzelne oder mehrere Fasern zu modellieren. (ANSYS Inc. 2016)

In diesem Fall wurde der komplette Faserstrang im Ganzen mit *REINF264* Elementen vernetzt. Die Querschnittsfläche der Elemente errechnet sich aus dem Faservolumengehalt. In Abb. 4.10

ist die Vernetzung mit Volumen- und Verstärkungselementen dargestellt. Zur besseren Darstellbarkeit wurde in dieser Graphik eine Elementgröße von 3 mm gewählt. Tatsächlich wurden die Berechnungen mit einer Elementgröße von 0,5 mm durchgeführt.

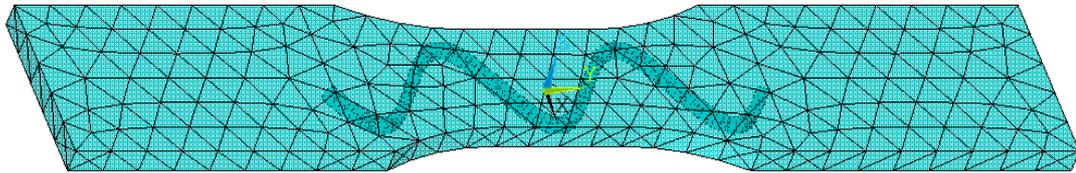


Abb. 4.10 Vernetzung des Zugstabes mit Volumen- und Verstärkungselementen.

Die benötigte Elementgröße wurde durch eine Konvergenzstudie ermittelt. Dabei wurde die Reaktionskraft an der Einspannstelle als Kriterium verwendet. Es wurde sowohl das Kraftmaximum als auch der Verlauf der Reaktionskraft bis zu einer Verformung von 12 mm bewertet (s Abb. 4.11).

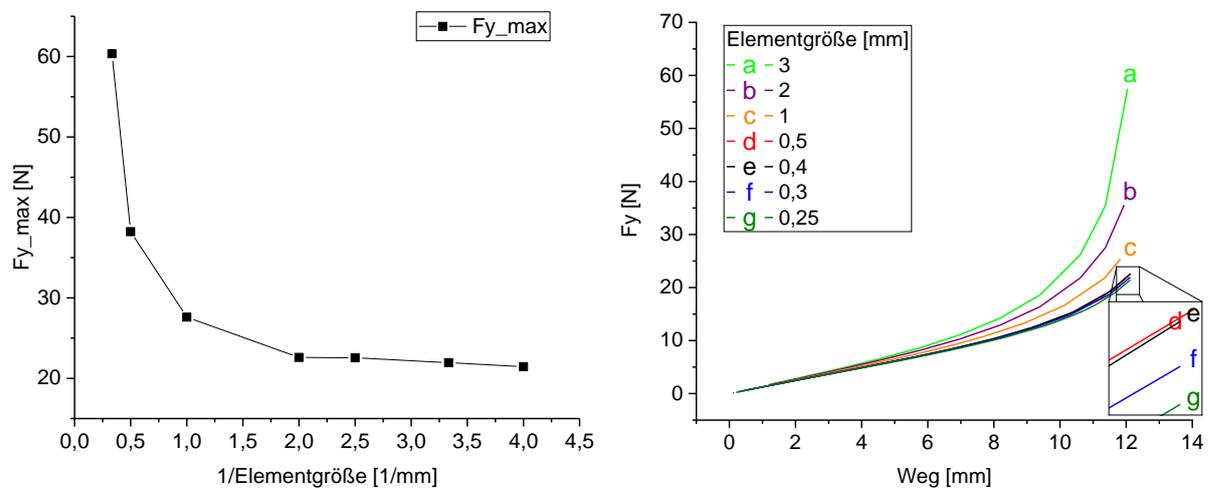


Abb. 4.11 Konvergenzstudie zur Reaktionskraft in Abhängigkeit von der Vernetzungseinheit.

Da sich die Ergebnisse ab einer Elementgröße von 0,5 mm nicht mehr wesentlich ändern, wurde diese Elementgröße für die Berechnungen gewählt, da die Elementzahl und damit die Rechenzeit darüber hinaus überproportional zunehmen. Diese Elementkantenlänge wurde sowohl für die Volumenelemente als auch für die Verstärkungselemente gewählt.

Die Berechnung wurde als statisch-mechanische Analyse, mit der Option *große Verformungen* aktiviert, durchgeführt. Da die Simulation Nichtlinearitäten aufgrund der großen Verformungen und des hyperelastischen Materialgesetzes aufweist, ist eine iterative Lösung nötig. Für die dafür benötigte Anzahl an Zwischenschritten (Substeps) wurden die Grenzen zu Minimum 10,

Maximum 10000 und anfängliche Anzahl 1000 gewählt. Die tatsächliche Anzahl an Substeps wird vom Programm nach jedem Substep neu gewählt. Dabei wurden die gewählten Grenzen auch ausgenutzt.

Als Randbedingungen wurden Verschiebungsrandbedingungen definiert. Dabei wurden die Knotenverschiebungen des Zugstabes auf der einen Seite im Bereich der Einspannung zu Null gesetzt. Im Bereich der zweiten Einspannung wurden die Knotenverschiebungen in x- und z-Richtung zu Null gesetzt und eine Verschiebung in y-Richtung von 18,5 mm vorgegeben. Die Einspannlänge wird dabei analog zum Zugversuch gewählt.

Die Reaktionskraft an der Einspannstelle wird über die Summation der Knotenkräfte an der Einspannstelle berechnet. Dafür steht in Ansys die Funktion *fsum* zur Verfügung. Über ein APDL Skript wird die Reaktionskraft zum jeweiligen Substep tabellarisch in eine Textdatei ausgegeben. Außerdem wird jeweils die aktuelle Verschiebung der Knoten der bewegten Einspannstelle in y-Richtung in eine weitere Spalte der Textdatei geschrieben. Auf diese Weise lässt sich die berechnete Reaktionskraft in Abhängigkeit der Verformung des Zugstabes darstellen.

Ergänzend zur Simulation des Zugstabes mit welliger Faserverstärkung wurden Simulationen mit gerader Faserverstärkung (mittig im Zugstab positionierter Faserstrang in Längsrichtung) und ohne Verstärkung durchgeführt. Die APDL-Inputfiles der Simulationen sind in Anhang A angefügt.

4.6.3 Ergebnisse

Die Auswertung bzw. die Validierung der Simulation erfolgt in erster Linie anhand der Kraftreaktionskurven, da diese direkt mit den Zugversuchen verglichen werden können. Das Ergebnis der Kraftreaktion aus der Simulation in Abhängigkeit von der Dehnung bzw. des Verschiebungsweges der Einspannstelle ist für den wellig-, den gerade- und den unverstärkten Zugstab in Abb. 4.12 dargestellt. Für den wellig verstärkten Zugstab ergibt sich ein sehr deutlicher Knick im Kraft-Weg-Verlauf. Der Knickbereich liegt in einem Verschiebungsbereich von 16 – 18 mm, entsprechend einer Dehnung ca. von 45 % - 52 %. Der Knickbereich ist auf einen engen Kurvenbereich begrenzt. Davor und dahinter herrscht fast ein linearer Kurvenverlauf. Vor dem Knickpunkt ist der Kurvenverlauf sehr ähnlich dem Verlauf des unverstärkten Zugstabs. Hier ist das Silikon eigenschaftsbestimmend und der Faserstrang trägt nur sehr geringfügig zur Steifigkeit des Zugstabs bei. Die Steifigkeit nach dem Knickpunkt ist um Größenordnungen höher als vor dem Knickpunkt. Hier ist der Faserstrang eigenschaftsbestimmend und die Steifigkeit entspricht der eines gerade verstärkten Zugstabs. In diesem Fall wirkt der wellige Faserstrang wie ein integrierter Dehnungsbegrenzer. Bis zu

einer Dehnung von 40 % sind die Eigenschaften vergleichbar mit einem unverstärkten Zugstab. Danach erfolgt fast schlagartig eine Versteifung und eine weitere Verformung ist nicht mehr möglich. Insbesondere dieser scharfe Knick und der, im Vergleich zur Steigung vor dem Knick, fast sprunghaft ansteigende Kurvenverlauf konnte in den Zugversuchen nicht ermittelt werden.

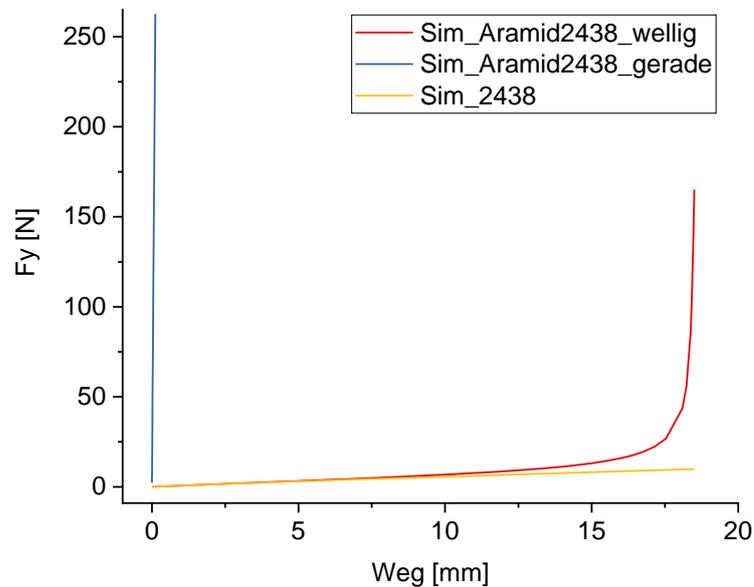


Abb. 4.12 Ergebnis der Simulation für den Kraft-Weg-Verlauf wellig-, gerade-, und unverstärkter Zugstäbe.

Abb. 4.13 zeigt den Vergleich der Ergebnisse des Zugversuchs und der Simulation für die wellig verstärkte und unverstärkte Probe. Bei der unverstärkten Probe zeigt sich eine sehr gute Übereinstimmung. Bei der wellig verstärkten Probe ist lediglich eine Übereinstimmung im Bereich vor dem Knick feststellbar. Im Versuch zeigt die Probe ab dem Knickbereich ein wesentlich weniger steifes Verhalten. Der Knickbereich ist im Versuch auf einen größeren Verformungsbereich ausgeweitet und nach dem Knickbereich ist die Steigung der Kraft-Weg-Kurve wesentlich geringer als in der Simulation. Diese Diskrepanz konnte auf einen systematischen Fehler in der Versuchsdurchführung zurückgeführt werden. Bedingt durch die, ab der Streckung der Fasern auftretenden, hohen Kräfte kommt es zu einer Dehnung (bzw. einem teilweisen Rutschen) der Probe innerhalb der Spannbacken. Dieses Problem wird in Abschnitt 4.7 weitergehend diskutiert. Durch das Auftreten von Dehnung auch innerhalb der Spannbacken vergrößert sich die tatsächliche Einspannlänge kontinuierlich während des Versuchs (zumindest ab dem Auftreten sehr hoher Kräfte bei Streckung der Fasern). Da die Wegmessung bei den durchgeführten Zugversuchen über den Traversenweg, also den tatsächlichen Verfahrensweg des oberen Probenhalters, geschieht, ergibt sich eine systematische Abweichung in den Messergebnissen für die Dehnung. Dieser systematische Fehler konnte in einem weiteren Versuch nachgewiesen und korrigiert werden, indem die Wegmessung durch einen mechanischen Langwegaufnehmer realisiert wurde.

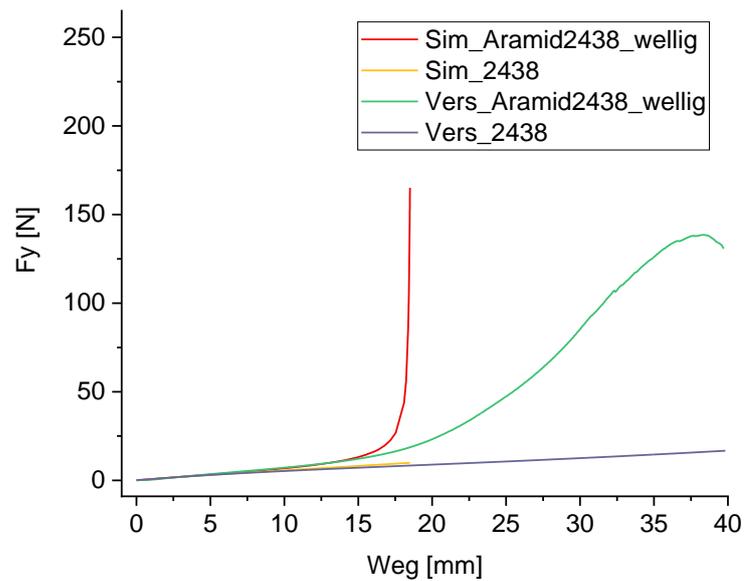


Abb. 4.13 Vergleich der Ergebnisse des Zugversuchs und der Simulation für wellig- und unverstärkte Zugstäbe

Abb. 4.14 zeigt den Messaufbau der Zugprüfung mit Langwegaufnehmer (LWA). Die mechanischen Klemmzangen werden bei der initialen Messlänge von 34,65 mm an die Probe angelegt. Die Arme des LWA werden bei der Zugprüfung an der Probe mitgeführt, wodurch eine Messung des Weges unabhängig von Dehnungen oder Rutschen in den Spannbacken erreicht wird. Zudem wurden Spannbacken mit Quernuten verwendet, welche eine zuverlässigere Klemmung der Probe bewirken.

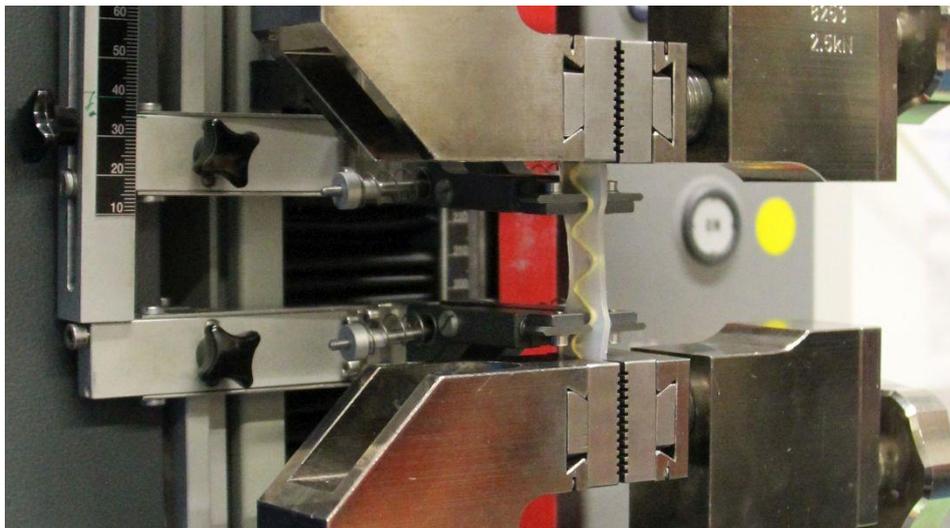


Abb. 4.14 Messaufbau zur Zugprüfung mit mechanischem Langwegaufnehmer und Spannbacken mit Quernuten.

Mit Hilfe dieses Messaufbaus konnte die systematische Abweichung bei der Dehnungsmessung beseitigt werden. Ein erneuter Vergleich von Zugversuch und Simulation zeigte nun eine gute

Übereinstimmung der Kraft-Weg-Kurven (s. Abb. 4.15). Der scharfe Knick der Kurve konnte so auch im Versuch bestätigt werden und die Steifigkeit der Probe nach dem Knick liegt in der gleichen Größenordnung wie in der Simulation. Vor und im Knickbereich zeigen Simulation und Versuch eine sehr gute Übereinstimmung. Nach dem Knick zeigt sich im Versuch eine etwas geringere Steifigkeit als in der Simulation. Das Maximum der Simulationskurve hat keine Aussagekraft, da in der Simulation kein Versagen berücksichtigt wurde, sondern die Berechnung lediglich bis zu einer Verformung von 18,5 mm durchgeführt wurde. Beim Versuch mit LWA und den Spannbacken mit Quernuten konnte eine höhere Maximalkraft erzielt werden, als beim Versuch ohne LWA und mit gummierten Spannbacken.

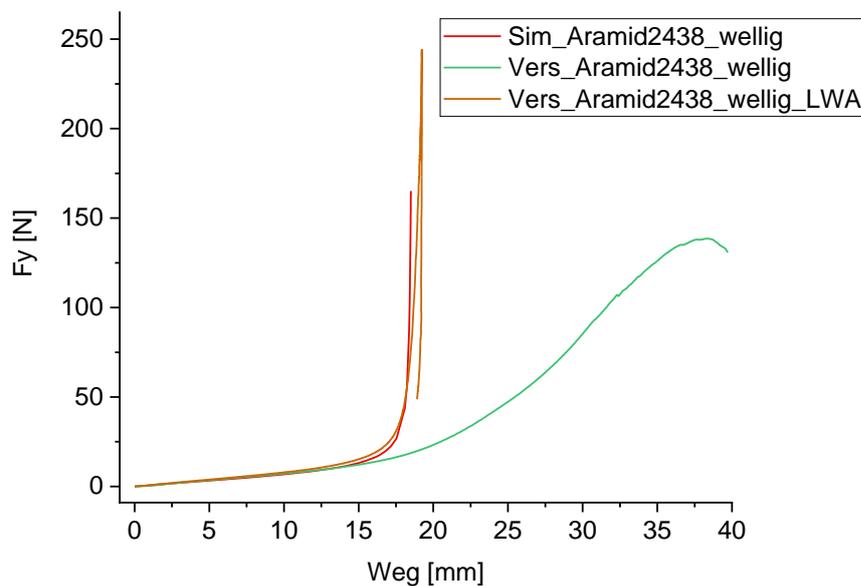


Abb. 4.15 Vergleich von Simulation und Zugversuch mit Langwegaufnehmer (LWA) und Spannbacken mit Quernuten bzw. ohne LWA und mit gummierten Spannbacken.

Zur weiteren Validierung der Simulation wurde nun auch ein Zugversuch mit LWA und Quernuten an einem gerade verstärkten Zugstab durchgeführt. Das Ergebnis daraus und eine Zusammenfassung der Validierung der Simulation sind in Abb. 4.16 dargestellt. Nach der Korrektur des systematischen Fehlers in der Dehnungsmessung konnte das Ergebnis der Simulation für die wellig-, gerade- und unverstärkten Proben validiert werden. Im Bereich niedriger Steifigkeit (unverstärkt bzw. Anfangsbereich wellig verstärkt) zeigt die Simulation eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Versuch. Bei den wellig verstärkten Proben gibt die Simulation den Kraftverlauf im Knickbereich sehr genau wieder; sowohl was den tatsächlichen Verlauf, also die Steifigkeitsänderung betrifft, als auch die Position bzw. den Bereich des Knicks in Bezug auf die Verformung. Außerdem wird die leicht höhere Steifigkeit der wellig verstärkten Probe im Vergleich zur unverstärkten Probe im Anfangsbereich (vor dem Knick) durch die Simulation abgebildet. Im Bereich hoher Steifigkeit verhält sich die Probe in der Simulation etwas steifer als im Versuch. Dies betrifft sowohl die von vorneherein steife gerade

verstärkte Probe als auch die wellig verstärkte Probe im Bereich nach dem Knick, also bei gestrecktem Faserstrang.

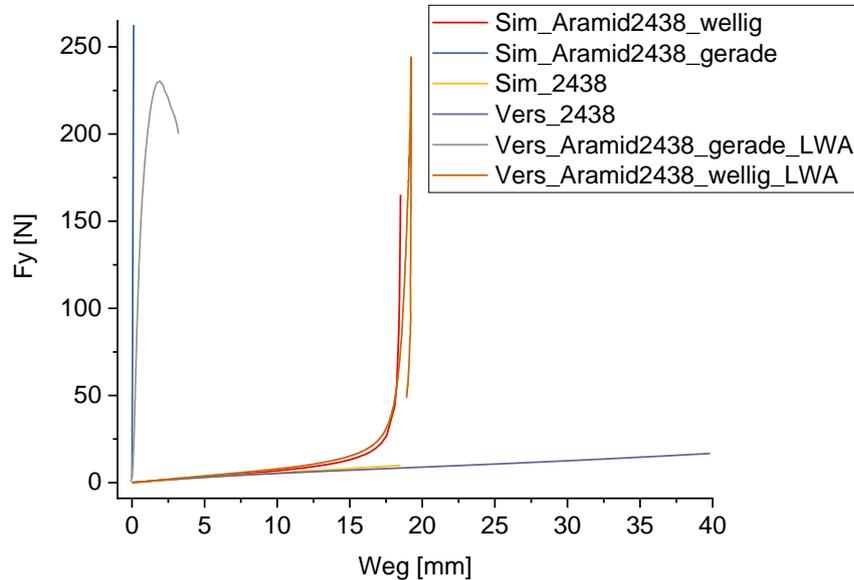


Abb. 4.16 Vergleich von Simulation und Versuch des Zugversuchs von wellig-, gerade- und unverstärkten Silikonzugstäben.

Neben der Kraftreaktion wurden auch lokale Ergebnisse der Simulation, wie die auftretenden Dehnungen, betrachtet. In Abb. 4.17 sind die von-Mises-Vergleichsdehnungen im Zugstab in Abhängigkeit von der Verschiebung der Einspannstelle dargestellt. Solange der Faserstrang noch nicht vollständig gestreckt ist, liegen die maximalen Dehnungen im Bereich der Täler der Faserwelle an der Bauteiloberfläche. Sobald der Faserstrang gestreckt ist, entsteht ein globales Dehnungsmaximum direkt an der Einspannstelle. Diese maximale Dehnung beträgt bei der größten Verschiebung der Einspannstelle um 18,5 mm 72 %.

Ein Kriterium zur Dimensionierung von Elastomeren ist die Formänderungsenergiedichte (Stommel et al. 2011: 181). Sie ist ein Maß für die Energieaufnahme bei Verformung und für den mehraxialen Fall wie folgt definiert (Stommel et al. 2011: 166):

$$w_V = \int_0^{\varepsilon_{max}} \sigma d\varepsilon = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \int_0^{\varepsilon_{max}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (4.18)$$

Wobei σ_{ij} und ε_{ij} der Spannungs- bzw. Dehnungstensor sind.

Der Dimensionierungskennwert für die Formänderungsenergiedichte wird im Zugversuch über die Fläche unter der Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelt. Dabei wird in der Praxis oft nicht der Punkt des Versagens (Bruchdehnung) als zulässige Werkstoffanstrengung betrachtet,

sondern die zulässige Formänderungsenergiedichte wird oft viel geringer angesetzt. Eine Möglichkeit zur Definition der maximal zulässigen Werkstoffanstrengung ist die Formänderungsenergiedichte im Bereich des Wendepunktes der Spannungs-Dehnungs-Kurve des Zugversuchs (Stommel et al. 2011: 183f). Die Formänderungsenergiedichte in Abhängigkeit von der Verformung des Zugstabes ist in Abb. 4.18 dargestellt.

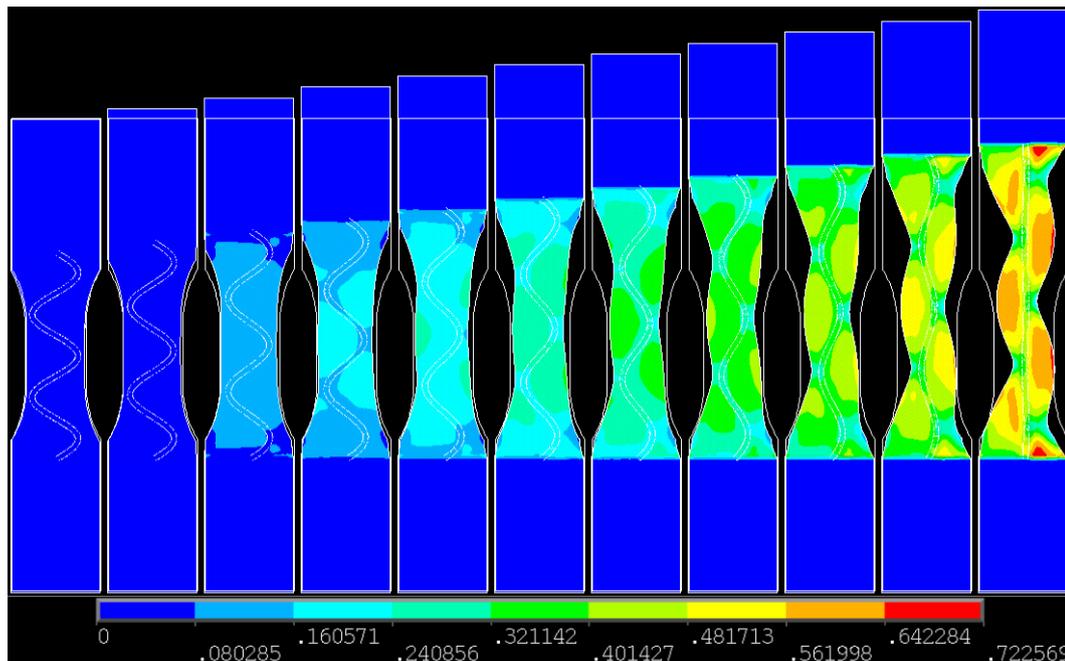


Abb. 4.17 Von-Mises-Vergleichsdehnung des wellig verstärkten Zugstabes in Schritten von je 1,85 mm Verschiebung der Einspannstelle.

Das Maximum der Formänderungsenergiedichte von 0,5 MPa bei der größten Verformung tritt an der Einspannstelle auf der Talseite der Faserwelle auf. Die Bereiche der maximalen Formänderungsenergiedichte decken sich mit den Bereichen der maximalen von-Mises-Vergleichsdehnungen. Ebenso gleicht sich der Verlauf der beiden Größen auf der Bauteiloberfläche. Betrachtet man die Stelle der maximalen Formänderungsenergiedichte in der Simulation mit dem Punkt des Einreißen des Silikons im Versuch (Abb. 4.5), so wirkt es auf den ersten Blick so, als ob der Riss genau auf der anderen Seite des Faserstrangs entsteht. Bei genauerem Hinsehen fällt allerdings auf, dass zum Zeitpunkt des Einreißen die Probe schon ein wenig aus der Spannbacke herausgerutscht ist. Die Ergebnisse sind daher in diesem Punkt nicht zuverlässig vergleichbar. Im Abschnitt 4.7 wird dieser Sachverhalt diskutiert. Betrachtet man die Formänderungsenergiedichte als quantitatives Versagenskriterium, so ist die maximale Formänderungsenergiedichte aus der Simulation mit der Formänderungsenergiedichte als Integral der Spannung über der Dehnung aus dem Zugversuch zu vergleichen. Aus dem Zugversuch ergibt sich eine maximale Formänderungsenergiedichte beim Bruch von 9,3 MPa. Die Formänderungsenergiedichte am Wendepunkt beträgt 0,12 MPa.

Das Einreißen der Probe beginnt etwa im Bereich der vollständigen Streckung der Faser, also am Ende des Knickbereiches. In der Simulation entspricht das in etwa einer Verschiebung der Einspannstelle von 18,2 mm. Die maximale Formänderungsenergiegedichte beträgt zu diesem Zeitpunkt in der Simulation 0,4 MPa. Eine Bewertung des Versagens anhand der Formänderungsenergiegedichte wird in Abschnitt 4.7 diskutiert.

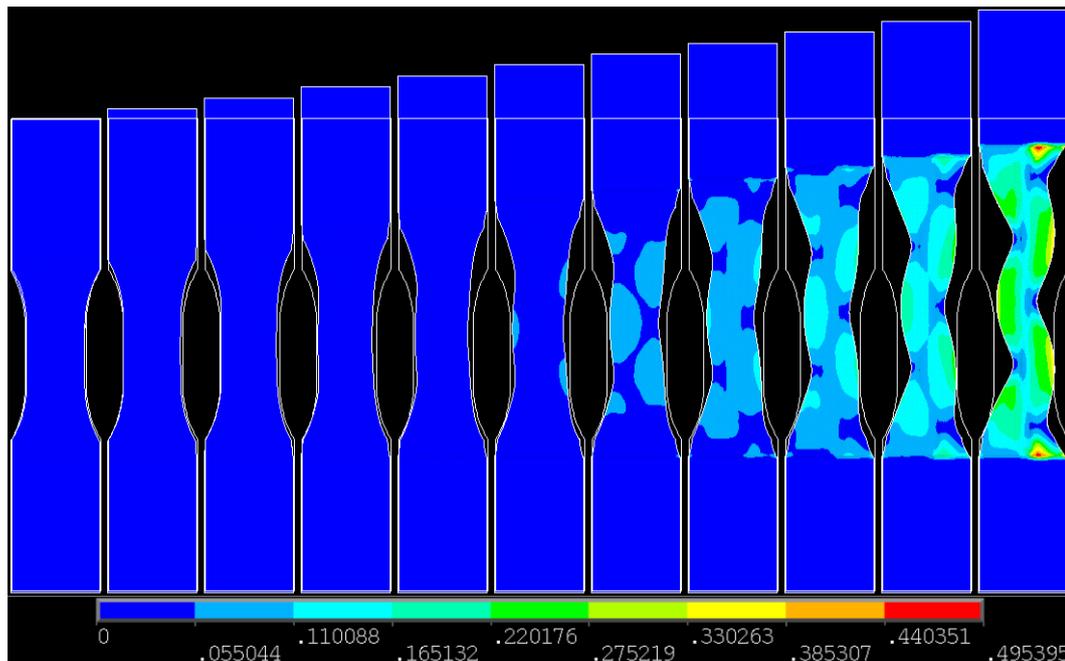


Abb. 4.18 Formänderungsenergiegedichte des wellig verstärkten Zugstabes in Schritten von je 1,85 mm Verschiebung der Einspannstelle.

4.7 Diskussion

Für die Beurteilung der Ergebnisse der Zugversuche ist es wichtig die Einspannsituation sowie die dadurch verursachte, später durch die Simulation festgestellte, systematische Messabweichung zu berücksichtigen. Verursacht wurde dies durch die Besonderheit eines zunächst sehr weichen und dann sehr steifen Materialverhaltens der wellig faserverstärkten Elastomere. Bei der Zugprüfung reiner Elastomere treten sehr hohe Dehnungen aber keine hohen Kräfte auf. Dies führt dazu, dass schon mit geringer Klemmkraft ein sicheres Halten der Proben möglich ist. Bei im Vergleich dazu steifen Werkstoffen, wie beispielsweise Thermoplasten, treten zwar sehr viel höhere Kräfte auf, dafür sind die auftretenden Dehnungen sehr gering. Damit kommt es auch zu keiner wesentlichen Verringerung des Querschnittes im Einspannbereich was wiederum zu einem zuverlässigen Klemmen der Zugstäbe führt. Im Falle der wellig faserverstärkten Elastomere kommt es zu einem, für das zuverlässige Klemmen der Proben, ungünstigen mechanischen Verformungsverhalten der Proben. Solange die Fasern bei der Zugprüfung wellig vorliegen und damit die auftretenden Kräfte gering sind kommt es zu keinen Problemen. Die Zugstäbe verhalten sich sehr ähnlich wie unverstärkte

Elastomerzugstäbe. Sobald sich die Fasern strecken und damit hohe Kräfte übertragen werden, kommt es bedingt durch die gleichzeitig hohe Dehnung des Elastomers zu Problemen bei der Klemmung der Zugstäbe. Durch die hohe Dehnung des Elastomers kommt es zu einer deutlichen Querschnittsverringeringung auch, zumindest teilweise, innerhalb der Spannbacken. Bei nun gleichzeitig hohen Kräften kann es zu einer sukzessiven Längsdehnung innerhalb der Spannbacken und damit zu einem teilweisen Rutschen der Probe kommen.

Dieses Verhalten wurde leider erst bei genauerer Betrachtung durch die Simulation festgestellt und durch die Verwendung von Spannbacken mit Quernuten verringert. Durch gleichzeitige Verwendung von Langwegaufnehmern konnte der systematische Messfehler beseitigt werden.

Für die Beurteilung der Zugversuche, die ohne Langwegaufnehmer durchgeführt wurden, führt dies allerdings zu Einschränkungen in der Aussagekraft der Kurvenverläufe ab dem Knickbereich. Der Einfluss der Fasersteifigkeit auf die Kurvensteigung nach dem Knickpunkt konnte in den Zugversuchen nicht festgestellt werden. Dies kann auch durch den systematischen Messfehler mitverursacht sein. Es kann daher an dieser Stelle nicht ausgeschlossen werden, dass durch die Fasersteifigkeit unter Umständen doch die Steigung der Kurve nach dem Knick beeinflusst werden kann.

In den Zugversuchen wurde eine relativ hohe Streuung der Maximalkräfte festgestellt. Da das Versagen der Zugstäbe immer von den Spannbacken ausging und letzten Endes in einem Herausziehen des Faserstrangs aus den Spannbacken resultierte, ist die ermittelte Maximalkraft vor allem durch die Einspannung selbst beeinflusst. Eine Bewertung der wellig faserverstärkten Elastomere anhand der Maximalkraft kann daher nicht zuverlässig vorgenommen werden. Sicher ist, dass die theoretisch mögliche Maximalkraft (Reißen des Faserstrangs) nicht erreicht werden konnte. Außerdem hatte an dieser Stelle die Elastomerfestigkeit einen Einfluss auf die Maximalkraft, da bei den weicheren Silikontypen geringere Kräfte zum Herausziehen des Faserstrangs in der Einspannung nötig waren. Durch die Verwendung der Spannbacken mit Quernuten konnte die Klemmwirkung erheblich verbessert werden, was an der deutlichen Erhöhung der Maximalkraft zu sehen ist (s. Abb. 4.15). Im Bezug auf die Maximalkräfte ist auch ein Einfluss durch die Fasermatrixhaftung denkbar. Auch durch die Geometrie der Faserwelle ergibt sich ein gewisser Einfluss auf die Maximalkraft. Interessant ist dabei, dass sowohl eine größere als auch eine kleinere Wellenlänge zu geringeren Maximalkräften führten (s. Abb. 4.8). Bei der größeren Wellenlänge ist als Ursache denkbar, dass die in den Spannbacken befindliche Faserlänge kürzer ist als bei der Standardwellenlänge und damit die Klemmkraft auf den Faserstrang evtl. geringer ausfällt. Als Ursache für die geringere Maximalkraft bei kleinerer Wellenlänge ist eine stärkere Querbelastung der Elastomermatrix durch den größeren Tangentenwinkel denkbar.

Vergleicht man das Ergebnis der Simulation zur Formänderungsenergiedichte in Bezug auf den Punkt des Versagens im Versuch, so tritt der Riss genau auf der gegenüberliegenden Seite des Faserstrangs auf. Bei genauer Betrachtung des Punktes der Rissinitiierung stellt man fest, dass dieser Punkt zu Beginn des Zugversuchs noch innerhalb der Spannbacken liegt und erst im Laufe des Zugversuchs an die Kante der Spannbacken herausrutscht (s. Abb. 4.19). Insofern steht das Simulationsergebnis nicht im Widerspruch mit den Versuchsergebnissen; die Simulation ist allerdings in diesem Punkt auch nicht mit dem Versuch vergleichbar. Durch die in der Simulation als Einspannung gewählte Randbedingung werden die tatsächlichen Verhältnisse im Versuch (Rutschen in der Einspannung) nicht abgebildet.

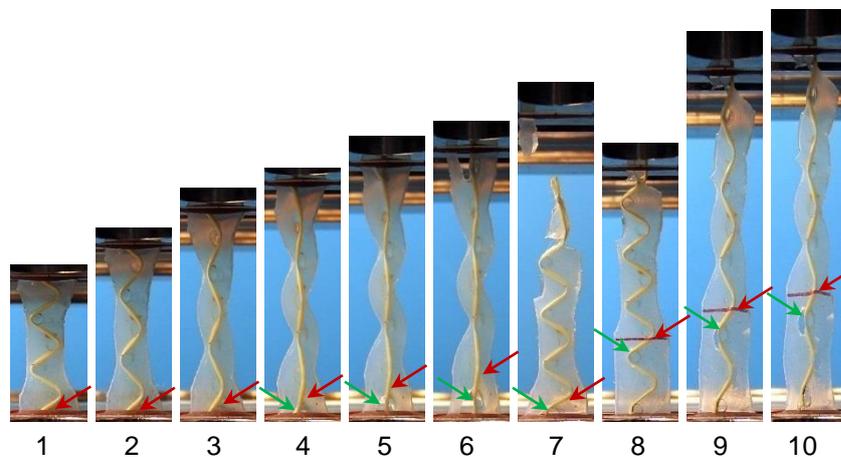


Abb. 4.19 Bildersequenz des Zugversuchs mit anschließender Betrachtung des Punktes der Rissinitiierung. Roter Pfeil: Stelle der maximalen Formänderungsenergiedichte aus der Simulation. Grüner Pfeil: Tatsächliche Rissinitiierung im Versuch. Die rote Linie stellt die anfängliche Kante der Spannbacken dar.

In der Simulation ist die Position aller in der Einspannung befindlichen Knoten fixiert. Es findet also weder eine Quetschung der Probe durch die Einspannkräfte, noch eine Längs- oder Querdehnung innerhalb der Einspannung statt. Insofern stellt diese Randbedingung, durch den scharfen Übergang von quasi unverformbarem Material zu sehr weichem Material, in gewisser Weise sogar eine verschärfte Einspannsituation dar. Mathematisch führt eine solche Stelle unendlich großer Steifigkeitssprünge zu einer Singularität (Gebhardt 2014) was eine Divergenz der Ergebnisse an der Stelle der Singularität bei Netzverfeinerung zur Folge hat. Da die maximale Dehnung und Formänderungsenergiedichte nicht direkt an der Einspannung auftritt ist dieser Wert konvergiert. Und dennoch kann der Wert der Formänderungsenergiedichte nicht ohne weiteres für die Versagensbetrachtung herangezogen werden, da die Randbedingung nun einmal nicht exakt der tatsächlichen Einspannsituation entspricht. Vergleicht man den Wert der Formänderungsenergiedichte bei der Rissinitiierung in der Simulation und den Wert der Formänderungsenergiedichte im Bereich des Wendepunktes im Zugversuch des reinen

Silikons, so scheint zumindest die Größenordnung zu passen. Insbesondere wenn man die verschärfte Randbedingung für die Einspannung in der Simulation bedenkt.

Bei der durchgeführten Modellierung mit Verstärkungselementen ist zu beachten, dass im Bereich des Faserquerschnitts in der Realität kein Matrixmaterial vorhanden ist. Dieser Sachverhalt lässt sich auch in der Simulation berücksichtigen, in dem der Beitrag des an der Stelle der Faser befindlichen Matrixmaterials zur Steifigkeit aus der Steifigkeitsmatrix gestrichen wird (Schönborn 2017). Diese Option ist aktuell allerdings nicht für hyperelastische Matrixmaterialien verfügbar. An dieser Stelle muss also berücksichtigt werden, dass in der Simulation an der Stelle des Faserstrangs zusätzlich auch Matrixmaterial vorhanden ist. Bei gestreckter Faser kann das in guter Näherung vernachlässigt werden, da die Fasern ja ohnehin um Größenordnungen steifer sind als die Matrix und damit der Beitrag zur Gesamtsteifigkeit durch zu viel Matrixmaterial vernachlässigbar ist. Bei wellig vorliegendem Faserstrang führt diese Einschränkung jedoch zu einem geringfügig steiferen Verhalten, da mit mehr Matrixmaterial gerechnet wird als tatsächlich vorhanden ist. Aber auch in diesem Fall kann diese Einschränkung toleriert werden, da der Faservolumengehalt und damit der Fehler durch zu viel Matrixmaterial mit 3,7 % relativ gering ist. Dennoch ist es wichtig diese Einschränkung in der Modellierung mit Verstärkungselementen zu kennen und zu beachten.

In der Simulation wurde beobachtet, dass, ebenso wie im Versuch, die Steigung der Kraft-Weg-Kurve vor dem Knick matrixdominiert ist, dass eine Änderung der Matrixsteifigkeit sich also direkt auf die Steigung der Kurve in diesem Bereich auswirkt. Außerdem konnte auch der geometrische Einfluss der Faserwelligkeit auf den Knickpunkt beobachtet werden. Die Position des Knickpunktes in Dehnungsrichtung ist direkt abhängig vom Streckungspotential des Faserstranges, also vom Verhältnis der Wellenlänge zur tatsächlichen Faserlänge. Insgesamt kann man feststellen, dass die Simulation wellig faserverstärkter Elastomere mit der hier vorgestellten Modellierung zu sehr guten Ergebnissen führt. Außerdem zeichnet sich diese Methode durch einen überschaubaren Aufwand in der Modellierung und auch in der Rechenzeit aus.

5 Compoundieren und Spritzgießen von thermoplastischen Elastomeren mit welligen Kurzfasern

Der Vorteil des Spritzgießens von Kunststoffen liegt in der hohen Designfreiheit der Teile bei gleichzeitig hoher Reproduzierbarkeit und kurzen Zykluszeiten. Das macht das Verfahren insbesondere bei hohen Stückzahlen, jedoch auch bei technisch komplexen Bauteilen relevant. In den allermeisten Fällen verarbeiten die Spritzgießbetriebe auf die Erfordernisse angepasstes Kunststoffgranulat, das sie vom Hersteller bzw. Compoundeur beziehen. Nur in Spezialfällen wird das finale Kunststoffcompound erst direkt beim Spritzgießer gemischt. Vor allem bei faserverstärkten Kunststoffen verspricht man sich den Vorteil einer reduzierten Faserschädigung durch eine Kombination des Compoundierens und des Spritzgießens, da ein erneutes Aufschmelzen und damit eine erneute Scherbelastung der Schmelze und der Fasern entfallen würde. Die Spritzgießmaschinenhersteller bieten zum Teil spezielle Anlagen zum direkten Compoundieren und Spritzgießen an (Knights 2015). Dabei wird beispielsweise ein gleichläufiger Doppelschneckenextruder (Compounder) mit einem Spritzgießaggregat kombiniert.

Ziel der in diesem Kapitel vorgestellten Untersuchungen war die Erforschung der Potentiale zur Herstellung von wellig faserverstärkten Elastomercompounds für die Spritzgießfertigung. Die Möglichkeit der Herstellung von wellig faserverstärkten Elastomerbauteilen durch Spritzgießen würde eine hoch verfügbare Lösung darstellen, insbesondere wenn lediglich die Verarbeitung von speziellem Granulat nötig ist. Da die Faserlänge hierbei einen entscheidenden Einfluss haben kann, wird neben der Herstellung von Compound und anschließender Verarbeitung im Spritzgießen auch eine Direkt-Compoundierung in der Spritzgießmaschine als Verarbeitungsmethode untersucht. Die in diesem Kapitel vorgestellten Versuche wurden im Rahmen der Arbeiten von Köppl und Kapp (Köppl 2016; Kapp 2017) durchgeführt und die Ergebnisse bereits teilweise von Gattinger et al. veröffentlicht (Gattinger, Köppl, et al. 2017).

5.1 Compoundieren, Spritzgießen und Direkt-Compoundieren

Die Herstellung von wellig faserverstärkten Elastomeren soll hier durch die Mischung von im Rohzustand welligen (gekräuselten) Fasern und thermoplastischen Elastomeren geschehen. Hierfür werden kommerziell erhältliche TPE-Granulate und gekräuselte Fasern verwendet. Synthetische Fasern, welche für die Verarbeitung in der Textilindustrie vorgesehen sind, werden nach dem Spinnprozess texturiert (gekräuselt). Diese Faserkräuslung ist zum einen prozesstechnisch nötig, da die synthetischen Fasern, im Gegensatz zu natürlichen Fasern, immer eine glatte Oberfläche haben und sich dadurch nicht sehr gut in der Garnherstellung verarbeiten lassen, da die Fasern gegeneinander abgleiten würden. Außerdem sorgt die Kräuslung für eine Bauschigkeit und höhere Elastizität der erzeugten Textilprodukte. Dem

Vorteil der Verfügbarkeit von gekräuselten Fasern für die Verarbeitung zu wellig faserverstärkten Elastomeren steht die begrenzte Auswahl gegenüber. Da in der Textiltechnik selten Hochleistungsfasern wie Kohlenstoff- oder Glasfasern verwendet werden, sind diese klassischen Verstärkungsfasern auch nicht in gekräuselter Form am Markt erhältlich. Man ist hierfür also auf klassische synthetische Textilfasern angewiesen. Da der Steifigkeitsunterschied zwischen solchen Kunststofffasern und Elastomeren trotzdem immer noch sehr hoch ist, sollte das für die Untersuchung des Einflusses der Faserwelligkeit auf die Compouneigenschaften keinen wesentlichen Nachteil darstellen.

Um einen Vergleich zwischen gerade und wellig verstärkten TPEs anstellen zu können, wurden alle Versuche immer mit geraden und gekräuselten Rohfasern sowie mit reinem TPE als Referenz durchgeführt. Als Verstärkungsfasern wurden die in Abschnitt 4.3 vorgestellten oxidierten PAN-Fasern verwendet. Bei den in Abschnitt 4.3 verwendeten Panoxfasern handelte es sich um glatte (ungekräuselte) Fasern (Eigenschaften s. Tab. 4.3). Dieser Fasertyp ist auch als gekräuselte Variante erhältlich (PANOX® C63-1.7/1.39-A110 (SGL CARBON SE 2015a)). Die gekräuselten Panoxfasern liegen als Stapelfasern mit einer Schnittlänge von 63 mm und einer Kräuselzahl von 6 pro cm vor. Um für die Versuche gleiche Ausgangsbedingungen zu schaffen, wurden die geraden Fasern, welche als Endlosfasern vorliegen, ebenfalls auf eine Länge von 63 mm zugeschnitten.

Das verwendete thermoplastische Elastomer war ein styrolbasiertes TPE-s (THERMOLAST® M HTM8505/57 (KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG 2016b)) mit einer Härte von 54 Shore A. Dieses TPE wurde wegen seiner Lösbarkeit gewählt, was für die Analyse der Fasergestalt unerlässlich ist, da eine Veraschung der Matrix aufgrund der ähnlichen Zersetzungstemperaturen von Matrix und Faser nicht möglich war.

Zum Compoundieren wurde ein gleichläufiger Doppelschneckenextruder mit einem Schneckendurchmesser von 18 mm und einer Schneckenlänge von 720 mm verwendet (Coperion ZSK 18 ML, Coperion GmbH, Stuttgart). Der Durchmesser der Düse betrug 3 mm.

Für die Spritzgießversuche wurde eine Spritzgießmaschine mit einer Standard 3-Zonen-Schnecke mit einem Durchmesser von 25 mm, einer Länge von 500 mm und einem Düsendurchmesser von 2 mm verwendet (Arburg Alrounder 420 C 1300-150/60, ARBURG GmbH & Co KG, Loßburg).

Als Spritzgießwerkzeug kam ein Zweikavitätenwerkzeug für Zugstäbe nach (DIN EN ISO 527-2:2012-06 2012) Probekörper Typ 1A zum Einsatz.

Die umfassendste Lösung wäre ein Granulat, welches nach der Verarbeitung im Spritzgießprozess zu wellig faserverstärkten Elastomerbauteilen führt. Da es aber bei jedem Aufschmelzvorgang bzw. jeder Scherbelastung des faserverstärkten Kunststoffes zu einer Faserschädigung kommt, wird neben der klassischen Vorgehensweise der Herstellung eines Compounds mit anschließender Verarbeitung im Spritzgießen (SCSG) auch eine direkte Verarbeitung der Ausgangsmaterialien (TPE-Granulat und Fasern) in der Spritzgießmaschine betrachtet (DCSG). Bei dieser Direkt-Compoundierung ist durch insgesamt reduzierte Scherbelastung der Fasern mit einer höheren Faserlänge im Bauteil zu rechnen. Allerdings kann es dabei auch zu einer ungleichmäßigen oder inhomogenen Mischung von Fasern und Matrix kommen. Die beiden Vorgehensweisen sind in Abb. 5.1 veranschaulicht.

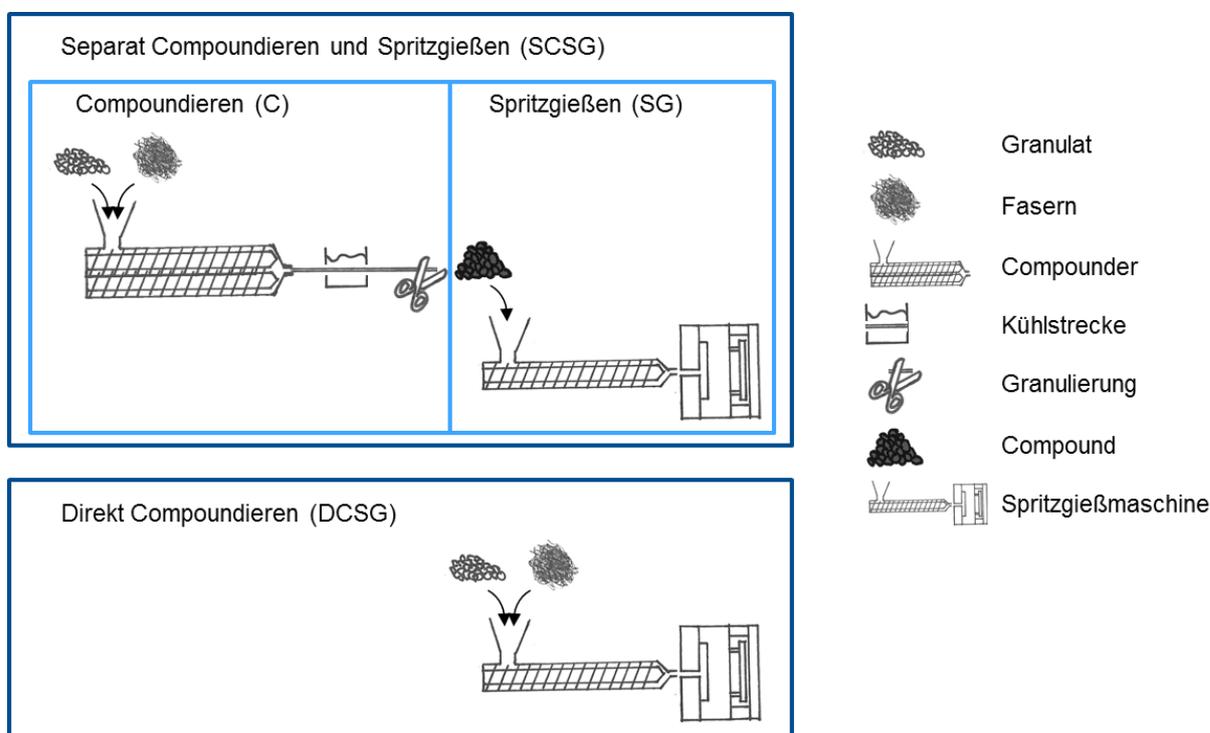


Abb. 5.1 Konzepte zur Herstellung wellig faserverstärkter Elastomere im Spritzgießprozess. Compoundieren und Spritzgießen bzw. Direkt Compoundieren von TPE-Granulat und gekräuselten Fasern (bzw. vergleichend mit geraden Fasern).

Da sich die Stapelfasern nicht mit den Standarddosiereinrichtungen fördern lassen, wurden die Fasern und das TPE-Granulat direkt in der Einzugszone mit einem Fasermassengehalt von 10 % (Faservolumengehalt = 6,65 %) gemischt. Dafür wurden sehr kleine Portionen der Fasern (0,5 g) und des Granulates (4,5 g) vorbereitet und abwechselnd dem Prozess zugeführt. Dieses Vorgehen kam sowohl beim Compoundieren, als auch beim Direkt-Compoundieren in der Spritzgießmaschine zum Einsatz. Das Direkt-Compoundieren wurde mit der oben erwähnten Arburg Standardspritzgießmaschine durchgeführt und nicht mit spezieller Anlagentechnik, wie in der Einleitung dieses Kapitels erwähnt.

Die bei den Versuchen verwendeten Verarbeitungsparameter sind in Tab. 5.1 zusammengefasst. Das compoundierte Extrudat wurde nach Durchlaufen der Kühlstrecke in 20 mm lange Granulatstücke geschnitten. Für das Direkt-Compoundieren wurde der Staudruck auf 100 bar angehoben um Luft einschließen durch die Beimischung der trockenen Stapelfasern zu vermeiden.

Tab. 5.1 Verarbeitungsparameter des Compoundierens und Spritzgießens. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Parameter Compoundieren		
Schneckendrehzahl [1/min]	178	
Schmelzetemperatur [°C]	240	
Parameter Spritzgießen	Spritzgießen (SCSG)	Direkt-Compoundieren (DCSG)
Schneckenumfangsgeschwindigkeit [mm/min]	200	200
Schmelzetemperatur [°C]	240	240
Staudruck [bar]	20	100
Einspritzgeschwindigkeit [mm/s]	50	50
Nachdruck [bar], [s]	200, 10	200, 10
Kühlzeit [s]	25	25
Werkzeugtemperatur [°C]	60	60

Nach jedem Verarbeitungsschritt wurden entsprechende Untersuchungen an den resultierenden Materialien bzw. Bauteilen durchgeführt. Nach den Verarbeitungsprozessen Compoundieren, Spritzgießen sowie Direkt-Compoundieren wurde jeweils eine Analyse der Fasergestalt bzw. –länge durchgeführt. Nach den beiden Endverarbeitungsschritten Spritzgießen (nach separat Compoundieren) und Direkt-Compoundieren in der Spritzgießmaschine wurden Zugversuche zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften durchgeführt. Tab. 5.2 fasst die durchgeführten Untersuchungen zusammen.

Die genaue Vorgehensweise bei diesen Untersuchungen sowie die entsprechenden Ergebnisse werden in den folgenden Abschnitten 5.2 Analyse der resultierenden Fasergestalt und –länge und 5.3 Zugprüfung detailliert vorgestellt.

Tab. 5.2 Durchgeführte Untersuchungen nach Faserart bzw. Verarbeitungsprozess. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Verarbeitungsprozess	Ausgangsfaser		Analysen	
	gekräuselt	gerade	Fasergestalt	Zugversuch
Ausgangsfaser (roh)	x		x	
Compoundiert (C)	x	x	x	
Separat Compoundiert und Spritzgegossen (SCSG)	x	x	x	x
Direkt-Compoundiert in der Spritzgießmaschine (DCSG)	x	x	x	x

5.2 Analyse der resultierenden Fasergestalt und –länge

Da bei der Verarbeitung der Fasern mit einem nicht unerheblichen Faserlängenabbau zu rechnen ist und die resultierenden mechanischen Eigenschaften von faserverstärkten Kunststoffen von der Faserlänge im Bauteil abhängig sind, ist eine Untersuchung der Faserlänge nach jedem Verarbeitungsschritt nötig. Des Weiteren ist damit zu rechnen, dass ab einer bestimmten Faserschädigung keine wesentliche Faserkräuslung mehr vorhanden ist, wenn die Fasern eine Länge von weniger als einem Kräuselbogen unterschreiten. Da eine möglichst hohe Faserkräuslung im Bauteil angestrebt wird, ist neben der Faserlänge auch die Fasergestalt ein wesentlicher Untersuchungsgegenstand. Hinzu kommt, dass bisher keine detaillierten Untersuchungen zum Verhalten (Orientierung, resultierende Fasergestalt) von gekräuselten Fasern als Verstärkungsstoffe im Spritzgießen bekannt sind. Daher ist die Analyse der Fasergestalt nach den einzelnen Verarbeitungsprozessen von entscheidender Bedeutung.

Für die Untersuchung der Fasern nach der Verarbeitung wurden jeweils 3 Proben von 0,1 g aus dem Compound bzw. den spritzgegossenen Bauteilen entnommen und in 10 ml Cyclohexan gelöst. Diese Lösung wurde jeweils in Petrischalen zur Untersuchung abgegossen. Jede Petrischale wurde in 4 Quadranten eingeteilt, in denen jeweils die Analyse der Fasern durchgeführt wurde. Die Auswertung der Faserlängen und Fasergestalt wurde optisch mittels Lichtmikroskopie (Keyence VHX-5000) bei 100-facher Vergrößerung durchgeführt. Dabei wurden jeweils alle Fasern innerhalb eines Quadrates (eine Messstelle pro Quadrant der Petrischale) mit 1600 µm Seitenlänge vermessen (s. Abb. 5.2). Es wurden die Vermessungstools *Freihandlinie*, *Linie* und *senkrecht zu Linie* der VHX-Software verwendet. Für jede Faser wurde die tatsächliche Länge l_1 , die gekräuselte Länge l_2 und der Kräuselradius

r gemessen. Der Kräuselgrad d wurde entsprechend Tab. 4.1 nach der Formel $d = l_1/l_2$ berechnet. Zur Bewertung der statistischen Signifikanz der Ergebnisse wurden Mann-Whitney-U-Tests in *OriginPro 2017* durchgeführt. Dabei wurde ein Signifikanzniveau von $\alpha = 0,05$ zugrunde gelegt.

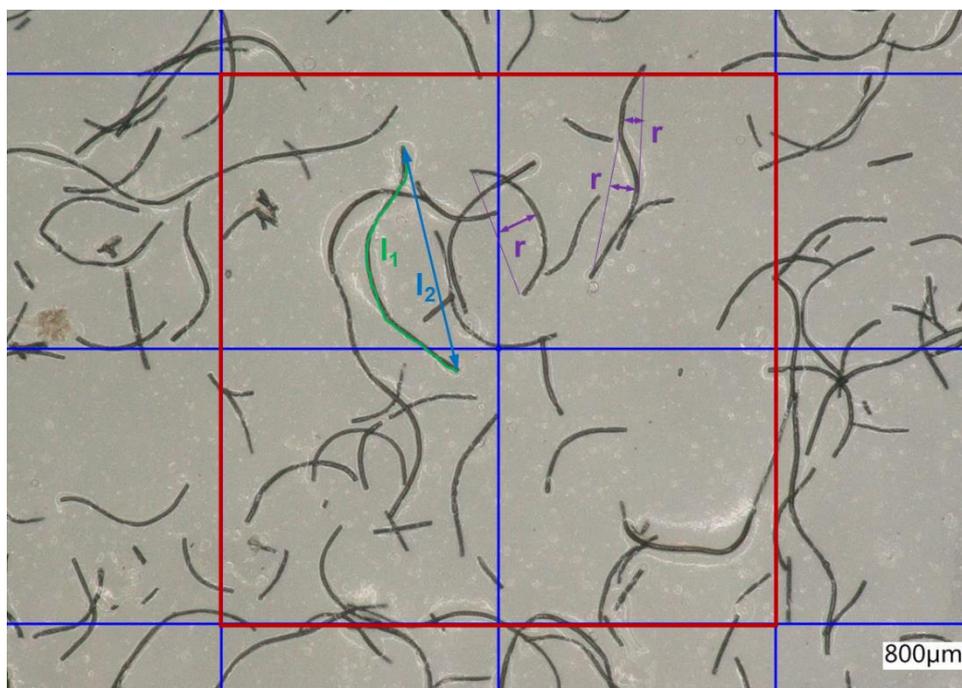


Abb. 5.2 Vermessung der Faserlängen und Welligkeitsparameter im Lichtmikroskop (Vergrößerung: 100x) (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Durch die Verarbeitung war ein deutlicher Faserlängenabbau zu verzeichnen. Die Faserlänge war dabei nach jedem Verarbeitungsprozess derart niedrig, dass die ursprüngliche Kräuselung der Fasern nach der Verarbeitung kaum mehr hätte beobachtet werden können. Die Fasern wiesen allerdings nach der Verarbeitung weiterhin eine deutliche Krümmung auf. Die Veränderung der Fasergestalt durch die einzelnen Verarbeitungsprozesse ist in Abb. 5.3 anhand der Mikroskopiebilder zusammengefasst. Anhand der Mikroskopiebilder ist deutlich der Faserlängenabbau zu erkennen. Außerdem sieht man gut die Veränderung der Fasergestalt durch die Verarbeitung (s. Abb. 5.3 a) – d)). Nach jeder Verarbeitungsmethode liegen die Fasern mit einer deutlichen Krümmung vor. Diese Krümmung entspricht aber nicht der ursprünglichen Krümmung der gekräuselten Fasern, sondern die Krümmungsradien sind erkennbar geringer als im Ausgangszustand. Für die Verarbeitung mittels Compoundieren und anschließendem Spritzgießen fällt auf, dass die Fasern ihre Krümmung hauptsächlich durch das Compoundieren erhalten. Das anschließende Spritzgießen verändert die Faserkrümmung kaum mehr. Auch durch das Direkt-Compoundieren in der Spritzgießmaschine werden die Fasern erheblich verkürzt aber ebenso erheblich eingekrümmt. Die Krümmung der einzelnen Fasern erscheint nach dem Direkt-Compoundieren allerdings deutlich unregelmäßiger als nach dem

Compoundieren im gleichläufigen Doppelschneckenextruder. Die prozessbedingte Kräuselung der Fasern tritt auch bei den geraden Ausgangsfasern auf (s. Abb. 5.3 e) – h)). Dies zeigt, dass die anfängliche Kräuselung der Fasern für die resultierende Fasergestalt im Bauteil nicht von entscheidender Bedeutung war, sondern dass vielmehr der Verarbeitungsprozess selbst die endgültige Fasergestalt bestimmt. Auch bei den Versuchen mit geraden Ausgangsfasern kann beobachtet werden, dass die Fasergestalt nach dem Compoundieren insgesamt gleichmäßiger war als nach dem Direkt-Compoundieren. Durch das anschließende Spritzgießen nach dem Compoundieren kam es auch bei den geraden Ausgangsfasern nicht zu einer weiteren Veränderung der Fasergestalt.

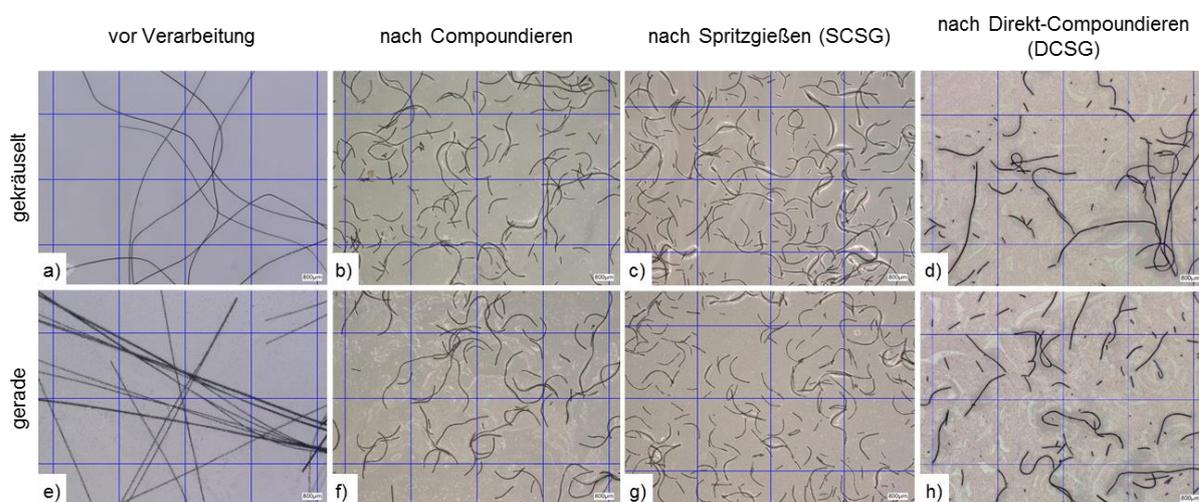


Abb. 5.3 Mikroskopiebilder der Verstärkungsfasern vor und nach der Verarbeitung in den unterschiedlichen Prozessen. Vergrößerung: 100x, Gitter: 800 μm . a) – d): Verarbeitung von gekräuselten Ausgangsfasern. e) – h) Verarbeitung von geraden Ausgangsfasern. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Die gemessenen Faserlängen nach der Verarbeitung der Fasern lagen in einem Bereich von einigen Mikrometern bis zu drei Millimeter. Dabei ließ sich ein deutlicher Einfluss des jeweiligen Verarbeitungsprozesses feststellen (s. Abb. 5.4). Betrachtet man zunächst die Verarbeitung der geraden Fasern, so liegt der Mittelwert der Faserlänge nach dem Compoundieren bei 432 μm (Median 295 μm) und nach dem anschließenden Spritzgießen bei 252 μm (Median 192 μm). Durch das Spritzgießen reduziert sich die Faserlänge demnach um weitere 42 % gegenüber der Faserlänge im compoundierten Granulat. Des Weiteren reduziert sich durch das anschließende Spritzgießen auch die Streuung der Faserlängen. Nach dem Compoundieren hat die Faserlänge einen Interquartilsbereich von 145 μm bis 579 μm , nach dem Spritzgießen 96 μm bis 334 μm . Durch das Direkt-Compoundieren konnten deutlich höhere Faserlängen erreicht werden. Mittelwert (546 μm), Median (326 μm) und auch der Interquartilsbereich (156 μm – 777 μm) lagen deutlich höher als bei der Verarbeitung durch Compoundieren und Spritzgießen. Die Fasern waren nach dem Direkt-Compoundieren im

Mittel um 116 % länger als nach dem Compoundieren und Spritzgießen. Das Direkt-Compoundieren führte zu einer höheren Streuung in der Faserlänge. Bei der Verwendung von gekräuselten Ausgangsfasern zeigten sich dieselben Tendenzen. Die Verteilungen der Faserlängen nach dem Compoundieren und auch nach dem anschließenden Spritzgießen bei Verwendung von geraden oder gekräuselten Ausgangsfasern unterscheiden sich nicht signifikant bei einem Niveau von 0,05. Es kann also kein Einfluss der ursprünglichen Fasergestalt auf die resultierende Faserlänge festgestellt werden. Beim Direkt-Compoundieren unterscheiden sich die Verteilungen bei geraden und gekräuselten Fasern signifikant. Die gekräuselten Ausgangsfasern hatten nach dem Direkt-Compoundieren eine geringere Faserlänge als die geraden Ausgangsfasern.

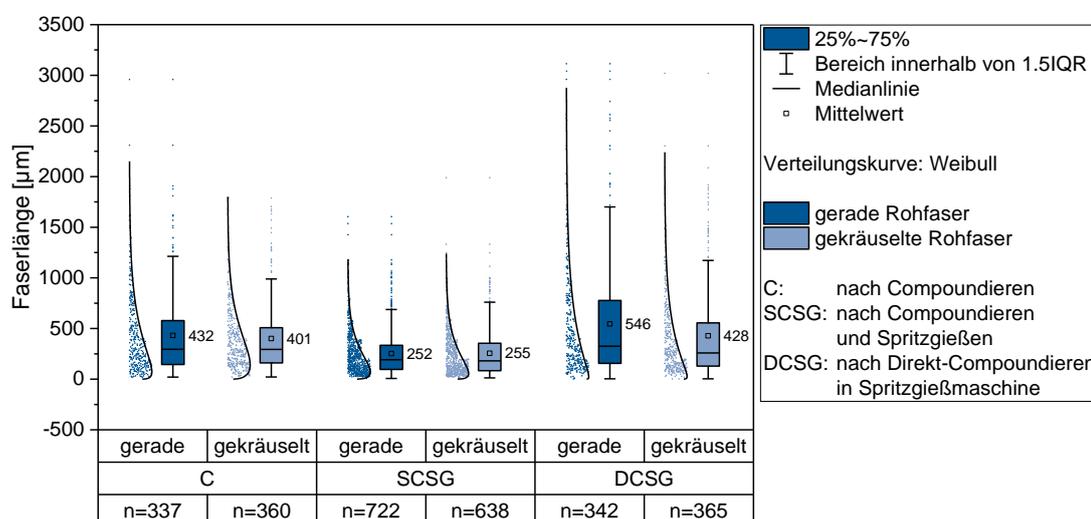


Abb. 5.4 Faserlängenverteilungen nach den unterschiedlichen Verarbeitungsprozessen mit geraden und gekräuselten Ausgangsfasern. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Bei der Verarbeitung der gekräuselten Ausgangsfasern durch Compoundieren oder Spritzgießen erhöhte sich der ursprüngliche mittlere Kräuselgrad von 1,14 auf 1,2 um 5 % (s. Abb. 5.5). Diese Steigerung des Kräuselgrades war praktisch unabhängig von der Verarbeitungsmethode, da sich die Verteilungen des Kräuselgrades der unterschiedlichen Verarbeitungsmethoden nicht signifikant unterscheiden. Lediglich die Verteilungen der Compoundierten und Direkt-Compoundierten gekräuselten Ausgangsfasern unterscheiden sich signifikant, allerdings ist deren Unterschied trotzdem sehr gering. Bezogen auf den Median der Verteilungen kann die Aussage getroffen werden, dass das Compoundieren ($\tilde{d} = 1,18$) eine stärkere Erhöhung des Kräuselgrades zur Folge hat als das Direkt-Compoundieren ($\tilde{d} = 1,14$). Der Interquartilsabstand der Verteilungen erhöhte sich durch die Verarbeitung von 0,11 bei den gekräuselten Ausgangsfasern auf 0,16 bis 0,21 je nach Verarbeitungsprozess.

Die geraden Ausgangsfasern wurden durch die Verarbeitungsprozesse gekräuselt. Bei der Compoundierung ergab sich dabei ein mittlerer Kräuselgrad von 1,19. Bezogen auf den ursprünglichen Kräuselgrad einer geraden Faser ($d = 1$) entspricht das einer Erhöhung um 19 %. Durch das anschließende Spritzgießen verringerte sich der mittlere Kräuselgrad wieder geringfügig aber signifikant auf 1,17. Durch das Direkt-Compoundieren konnte ein mittlerer Kräuselgrad von 1,08 erreicht werden. Bei den geraden Ausgangsfasern zeigte sich also eine deutlichere Abhängigkeit vom Verarbeitungsprozess auf den erzielten Kräuselgrad.

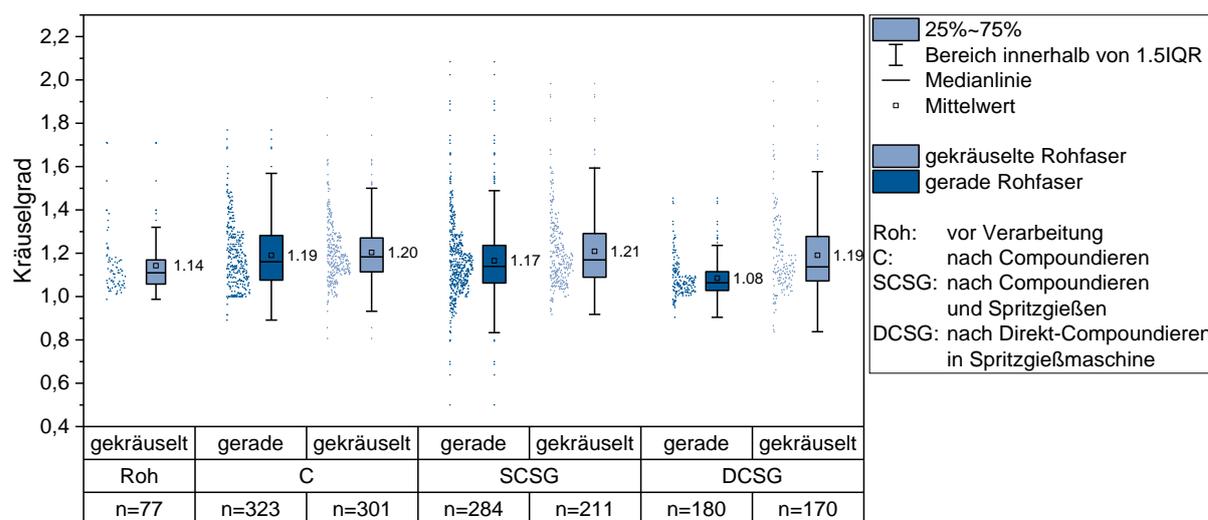


Abb. 5.5 Kräuselgradverteilungen nach den unterschiedlichen Verarbeitungsprozessen mit geraden und gekräuselten Ausgangsfasern. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Die Messung der Kräuselradien diente in erster Linie dazu, die Änderung der Dimension der Faserkräuslung bzw. Faserkrümmung durch die Verarbeitung im Vergleich zur Ausgangskräuslung quantifiziert nachzuweisen. Diese Beobachtung, welche bereits durch die Betrachtung der Mikroskopiebilder von Abb. 5.3 gemacht werden kann, wird durch die Messung der Kräuselradien (dargestellt in Abb. 5.6) bestätigt. Vor der Verarbeitung betrug der mittlere Kräuselradius 438 μm . Dieser reduzierte sich durch Compoundieren und anschließendes Spritzgießen um 76 % auf einen Wert von 105 μm . Durch das Direkt-Compoundieren ergab sich eine geringere Reduzierung des mittleren Kräuselradius um 65 % auf 155 μm .

Bei den geraden Ausgangsfasern stellte sich durch die Verarbeitung mittels Compoundieren und anschließendem Spritzgießen ein mittlerer Kräuselradius von 90 μm ein. Die Verarbeitung von geraden Fasern durch Direkt-Compoundieren führte zu einem mittleren Kräuselradius von 112 μm .

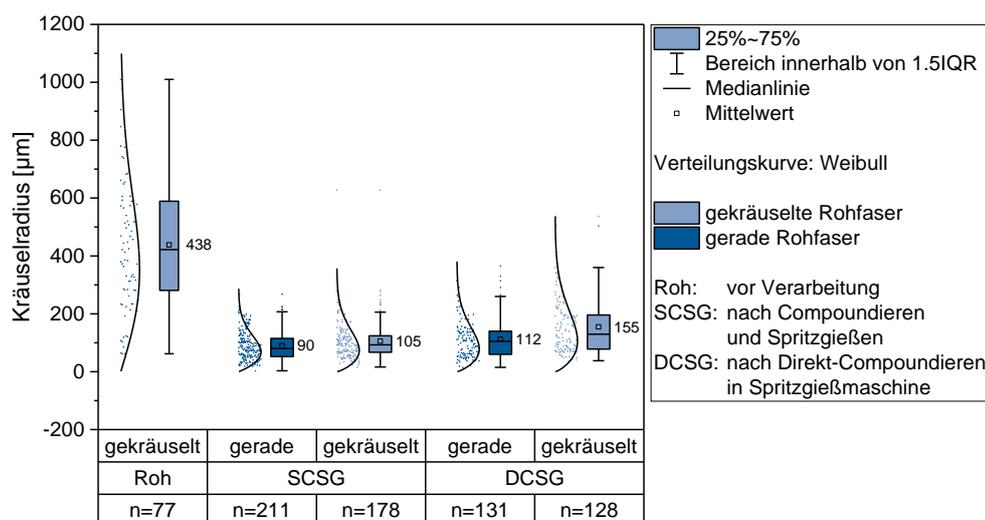


Abb. 5.6 Kräuselradiusverteilungen nach den unterschiedlichen Verarbeitungsprozessen mit geraden und gekräuselten Ausgangsfasern. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Dass die Fasern tatsächlich auch im Bauteil in gekrümmter Gestalt vorliegen, konnte anhand der Betrachtung von Bruchflächen bzw. Schnitten durch die spritzgegossenen Zugstäbe nachgewiesen werden (s. Abb. 5.7)

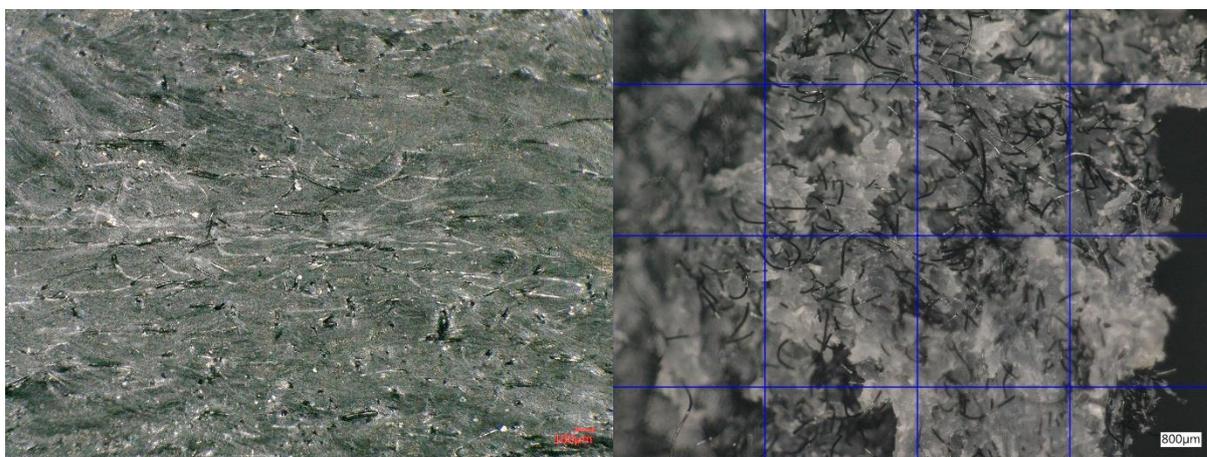


Abb. 5.7 Mikroskopieaufnahmen der Schnittfläche in Längsrichtung (Fließrichtung von links nach rechts) (links) und der Bruchfläche eines Zugstabes (rechts) mit gekräuselten Verstärkungsfasern. (Köppl 2016)

5.3 Zugprüfung

Die mechanischen Eigenschaften der wellig kurzfaserverstärkten Elastomere wurden im Zugversuch ermittelt. Die Zugversuche wurden an einer Zugprüfmaschine Zwick/Roell Z050 (Zwick GmbH & Co. KG, Ulm) durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit wurde zu 40 mm/min gewählt. Für jede Verarbeitungsvariante wurden 8 Zugstäbe getestet.

Das Ergebnis der Zugversuche ist in Abb. 5.8 am Beispiel der Proben, welche durch Compoundieren und anschließendem Spritzgießen gefertigt wurden, dargestellt. Es konnte nicht der gewünschte progressive Spannungs-Dehnungs-Verlauf mit einem Bereich niedriger Steifigkeit gefolgt von einem Bereich hoher Steifigkeit, wie in Kapitel 4, erzielt werden. Stattdessen zeigten die verstärkten Proben einen qualitativ ähnlichen Verlauf wie die unverstärkten Referenzproben.

Die unverstärkten Proben zeigten zunächst eine hohe Steifigkeit und wiesen eine Art Streckgrenze bei 2,5 MPa und 2,7 % Dehnung auf, ab der die Spannung nicht mehr stark ansteigt (15,8 MPa bei Bruch) und dafür Dehnungen bis zu 695 % erreicht werden. Diese Streckgrenze tritt nur bei der ersten Belastung auf und wird einem ausgeprägten Mullins-Effekt zugeschrieben. Bei wiederholter Belastung verlaufen die Kurven im Anfangsbereich wesentlich flacher und weisen einen für Elastomere typischen Verlauf auf.

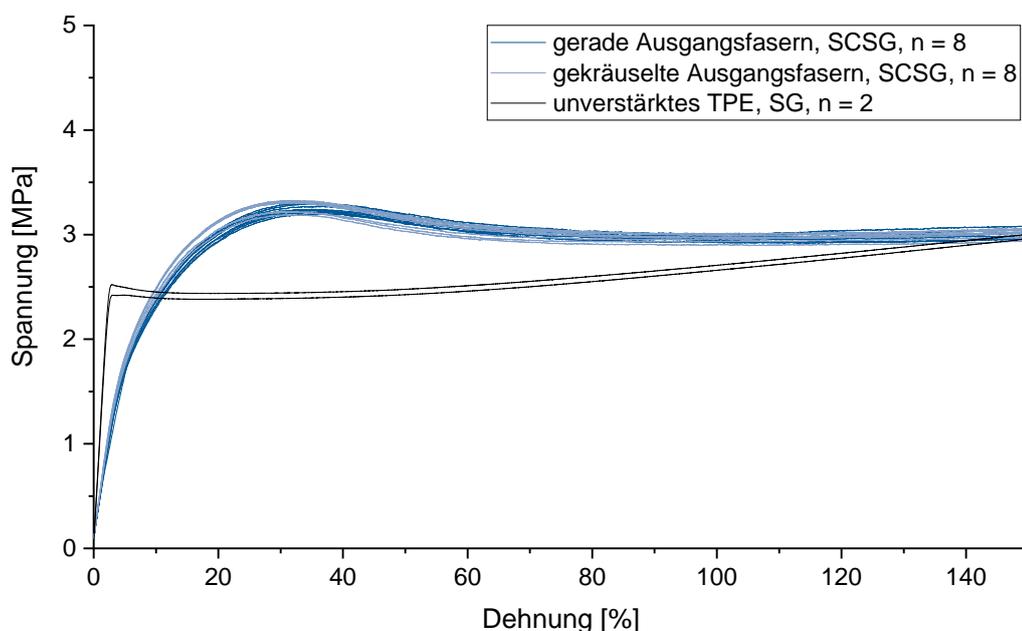


Abb. 5.8 Spannungs-Dehnungs-Kurven der Zugversuche von Proben, welche durch Compoundieren und anschließendes Spritzgießen hergestellt wurden; bei Verwendung von gekräuselten bzw. geraden Ausgangsfasern. Die Kurven des unverstärkten TPE dienen als Referenz. (Gattinger, Köppl, et al. 2017)

Die faserverstärkten Proben verlaufen im Anfangsbereich etwas flacher (weniger steif) als die unverstärkten Proben. Auch hier ergibt sich eine Art Streckgrenze, allerdings weniger scharf ausgeprägt als bei den unverstärkten Proben. Die Spannung bei der Streckgrenze erreicht hier einen höheren Wert von 3,2 MPa und eine höhere Dehnung von 30 % als bei den unverstärkten Proben. Die verstärkten Proben erreichten Dehnungen von 650 % bis zum Bruch bei einer Bruchspannung von 5,8 MPa. Die Proben, welche mit gekräuselten Ausgangsfasern hergestellt wurden, zeigen im Zugversuch keinen Unterschied zu den Proben bei denen gerade

Ausgangsfasern verwendet wurden. Die Zugversuche an den Proben, welche mittels Direkt-Compoundieren hergestellt wurden, lieferten das gleiche Ergebnis. Auch hier konnte nicht der gewünschte charakteristische Verlauf erzielt werden.

Als Gründe für das Nichterreichen dieses charakteristischen mechanischen Verhaltens wurden eine zu geringe Faserlänge, eine zu geringe Faserkräuselung, ungeeignetes mechanisches Verhalten der verwendeten TPE-Matrix und eine gegenseitige Behinderung in der Streckung der Fasern untereinander gesehen. Diese Gründe werden in Abschnitt 5.5 abschließend diskutiert.

Da es in den vorgestellten Versuchen nicht möglich war das erwartete mechanische Verhalten von wellig faserverstärkten Elastomeren durch die Herstellung von wellig kurzfaserverstärkten TPE Compounds zu realisieren, wurden weitere Versuche zur Optimierung bzw. zur Verringerung der vermuteten Probleme durchgeführt. So konnte beispielsweise Kapp in seiner Arbeit einige Optimierungsmaßnahmen im Direkt-Compoundieren umsetzen (Kapp 2017). Ziel seiner Arbeit war es die resultierende Faserlänge im Zugstab zu erhöhen, um den Einfluss einer zu geringen Faserlänge auf das unbefriedigende mechanische Verhalten zu untersuchen. Seine Optimierungsmaßnahmen reichten dabei von einer Änderung der Vorgehensweise der Faserbeimischung über die Optimierung der Spritzgießprozessparameter bis zur geometrischen Optimierung des Werkzeuges.

Um einerseits die zusätzliche Faserschädigung durch einen vorhergehenden Compoundierschritt zu vermeiden aber andererseits einige Nachteile der trockenen Faserbeimischung des vorgestellten Direkt-Compoundierprozesses zu umgehen, wurde die Idee eines ummantelten Langgranulates auf die gekräuselten Stapelfasern umgesetzt. Zu den Problemen durch die trockene Faserbeimischung zählte ein hoher Lufteintrag durch die bauschigen Stapelfasern, wodurch ein hoher Staudruck nötig wurde, welcher sich wiederum negativ auf die Faserlänge auswirkt. Außerdem wurde der frühe Kontakt der trockenen Fasern direkt in der Einzugszone mit den Maschinenteilen als kritisch bewertet, da dadurch die Fasern ungeschützt zwischen ungeschmolzenem Granulat und Schnecke bzw. Zylinder zerrieben werden können. Da es nicht möglich war Langgranulat mit gekräuselten Fasern herzustellen, wurden Granulat-Chips aus TPE und Stapelfasern gepresst. In einem Heißpressprozess wurden 4 mm dicke Platten mit einem Lagenaufbau von TPE-Fasern-TPE und einem 10-prozentigen Fasermassengehalt gepresst. Diese Platten wurden im Anschluss auf Chips mit der Größe 10 mm x 20 mm geschnitten. Durch den Heißpressprozess konnte außerdem eine Tränkung der Faserschicht durch das TPE erreicht werden. Die Verarbeitung dieser Granulat-Chips im Spritzgießen entsprach somit nicht mehr einem Direkt-Compoundierverfahren sondern eher der Verarbeitung von Langfasergranulat. Zusätzlich führte Kapp auch Versuche mit Aramidfasern

durch. Da diese wesentlich robuster als die Panoxfasern sind, wurde hier eine weitere Erhöhung der Faserlänge erwartet.

Durch diese erste Optimierungsmaßnahme war es möglich, den Staudruck gegenüber dem Direkt-Compoundierverfahren auf 50 bar zu reduzieren. Die Schneckenumfangsgeschwindigkeit von 200 mm/s wurde beibehalten um eine ausreichende Durchmischung von Fasern und Schmelze sicherzustellen. Um die Faserschädigung weiter zu reduzieren, wurden alle Heizzonen des Aggregatzylinders auf 240 °C eingestellt (anstatt einer üblicherweise verwendeten gleichmäßigen Temperaturrampe von 180 – 240 °C) um ein möglichst schnelles Aufschmelzen des TPE zu erreichen.

Das Werkzeug wurde hinsichtlich möglichst niedriger Fließwiderstände und der Vermeidung scharfer Kanten geändert. So wurden alle vorspringenden Kanten verrundet, der Anschnitt auf Bauteildicke vergrößert und der Querschnitt des Verteilerkanals erhöht. Dadurch konnte der nötige Fülldruck und damit die Scherbelastung sowie die Faserschädigung durch scharfe Kanten verringert werden.

Durch diese Optimierungen konnte Kapp die Faserlänge im Zugstab auf das Dreifache erhöhen. Diese größere Faserlänge führte jedoch zu keiner Änderung der Charakteristik der Spannungs-Dehnungs-Kurven. Lediglich die Spannung an der Streckgrenze konnte durch die höhere Faserlänge um 25 % gesteigert werden. Die Optimierung und eine separate Betrachtung der Parameter Staudruck und Schneckenumfangsgeschwindigkeit zeigten keinen signifikanten Einfluss auf die Faserkräuslung (Kräuselgrad und Kräuselradius). (Kapp 2017)

Auch durch Versuche mit einem TPE ohne anfängliche Streckgrenze (THERMOLAST® M TM4ADT (KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG 2016c)), sondern mit typischem flachen Spannungs-Dehnungs-Verlauf, konnte die gewünschte Charakteristik im Zugversuch nicht erreicht werden. (Köppl 2016)

5.4 Simulation wellig kurzfaserverstärkter Elastomere

Um den verbleibenden vermuteten Grund der gegenseitigen Hinderung der Fasern sich zu strecken zu untersuchen, wurde ein Simulationsmodell für wellig kurzfaserverstärkte Elastomere entwickelt. Ziel der in diesem Abschnitt vorgestellten Simulationen war es nicht, die Ergebnisse aus dem Versuch quantitativ möglichst gut abzubilden, sondern viel mehr die theoretische Betrachtung der Versuchsergebnisse und das Gewinnen von Erkenntnissen über die theoretischen Potentiale von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren. Zu den Fragestellungen, die mit Hilfe der Simulation beantwortet werden sollten, gehörte z. B.: wie wirkt sich eine stärkere Orientierung der Fasern in Fließrichtung bzw. eine rein zufällige

Faserorientierung auf das mechanische Verhalten aus? Oder: ist es überhaupt denkbar die gewünschte Charakteristik durch wellige Kurzfaserverstärkung zu erzielen? Außerdem sollte der Unterschied im mechanischen Verhalten zwischen geraden kurzfaserverstärkten Elastomeren und wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren geklärt werden, da dieser Vergleich durch die prozessbedingte Faserkräuselung in den Versuchen nicht durchgeführt werden konnte. Letztlich sollte durch die Simulation ein besseres Verständnis von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren und deren mechanischen Eigenschaften gewonnen werden.

5.4.1 Modellbildung

Da diese Simulation nicht die genaue Abbildung des Versuches zum Ziel hatte, sondern lediglich allgemein die Eigenschaften von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren zu untersuchen, wurde an dieser Stelle auf eine aufwendige Ermittlung von Materialdaten des TPEs verzichtet. Stattdessen wurde das Materialmodell des Silikons aus Abschnitt 4.3 verwendet. Für das Fasermaterial wurden ebenfalls die Daten von Aramid aus Abschnitt 4.3 verwendet.

Grundsätzlich wurde die Vorgehensweise der Modellbildung in ANSYS aus Abschnitt 4.3 übernommen. Der Hauptunterschied bei dieser Simulation besteht darin, dass nun nicht ein ganzer Faserstrang als Einheit mit *REINF264* Elementen vernetzt wird, sondern jede einzelne Kurzfaser auch als separate Faser abgebildet und vernetzt wird. Die Querschnittsfläche der *REINF264* Elemente entspricht hier also auch der Querschnittsfläche einer Einzelfaser. Die verwendeten APDL-Inputfiles der Simulationen sind in Anhang A angefügt.

Die Schwierigkeit bei dieser Simulation bestand also weniger in der Modellbildung der Simulation, sondern viel mehr in der Erstellung der zu simulierenden Geometrie, wobei jede Kurzfaser als Linie dargestellt werden sollte. Um den Rechenaufwand sowohl für die Erstellung der Geometrie, als auch für die Simulation an sich möglichst gering zu halten, wurde nicht ein ganzer Zugstab, sondern lediglich ein Kontrollvolumen (ähnlich einer Einheitszelle) in Form eines Würfels mit einer Kantenlänge von 4 mm simuliert. Diese Kantenlänge wurde gewählt, um möglichst viele Fasern in einem Längenbereich von einigen Zehntelmillimetern bis maximal einem Millimeter zu umfassen, ohne dass Randeffekte dominierend werden; um also das Materialverhalten möglichst repräsentativ darzustellen.

Die Geometriegenerierung wurde mit MATLAB® R2016b (MathWorks, Inc.) und CATIA V5 R20 (Dassault Systèmes) durchgeführt. In Matlab wurde die geometrische Definition der Einzelfasern realisiert. Dabei wurden Koordinaten für je drei, einen Faserbogen definierende, Punkte generiert. In Catia wurden, basierend auf den Daten aus Matlab, Linien als Kreissegmente erstellt. Die Geometrieerstellung in Catia wurde automatisiert mithilfe eines

CATScript-Makros realisiert. Dabei wird eine von Matlab ausgegebene Textdatei mit den Koordinaten eingelesen und die Linien über die Funktion 3-Punkt-Kreisbogen erstellt. Die Faserzahl betrug dabei je nach Konfiguration zwischen 24000 und 30000. Das verwendete CATScript-Makro ist in Anhang B angefügt.

Die Definition der kreisbogenförmigen Faserlinien wurde in Matlab in Zusammenarbeit mit Kirsch (Kirsch 2017) durchgeführt. Die Umsetzung erfolgte dabei Parameterbasiert, so dass sowohl die Fasergestalt als auch die Faserorientierung frei gewählt werden kann. Zudem ist es möglich diese Parameter in wählbaren Grenzen für jede Faser zufallsverteilt streuen zu lassen. Die Parameter zur Definition der Fasergestalt und Faserorientierungsverteilung sind (s. Abb. 5.9):

- Vorzugsrichtung der Orientierung (\vec{v}_{pref})
- Streuung der Faserorientierung um die Vorzugsrichtung ($\Theta_{allowed}$)
- Länge der Sehne des Faserbogens (L)
- Kräuselradius (KR)
- Faservolumenanteil
- Faserdurchmesser

Die Vorzugsrichtung wurde zu (0/1/0), also in y-Richtung gesetzt. Die Streuung der Faserorientierung definiert einen Kegel um die Vorzugsrichtung, indem sich die Orientierung der einzelnen Faser ($\vec{v}_{dir-axis}$) bewegen darf. Diese Orientierung der einzelnen Faser ist durch Θ und Φ definiert. Θ und Φ sind (innerhalb der Grenzen durch $\Theta_{allowed}$) zufallsverteilt.

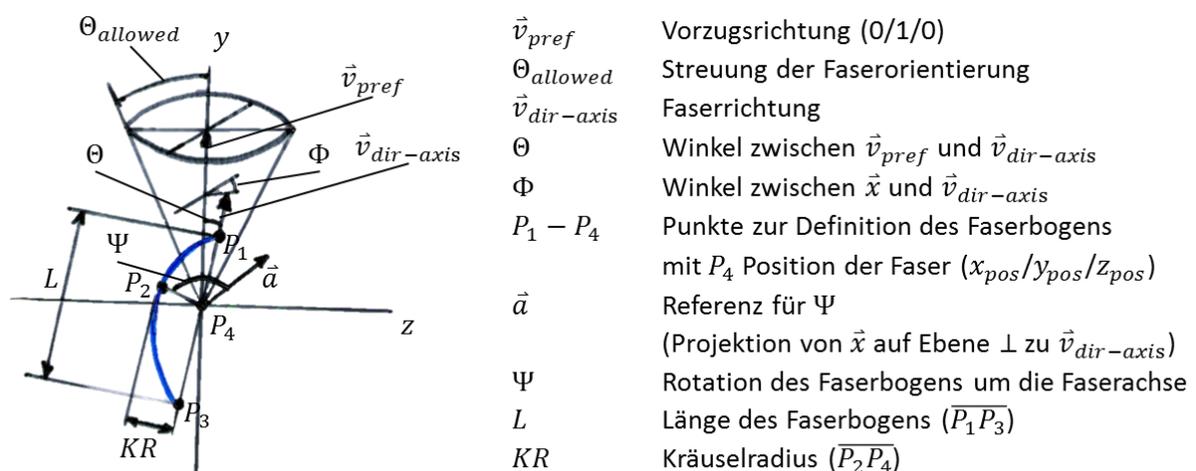


Abb. 5.9 Illustration der Definition der Faserbögen in Matlab. (Gattinger & Kirsch 2017)

Die Faserlänge wird durch die Länge der Sehne des Faserbogens (L) und den Kräuselradius (KR) definiert. L und KR können als Wert vorgegeben werden oder es kann je eine untere und

obere Grenze für die beiden Werte definiert werden, innerhalb derer die Faserlänge bzw. der Kräuselradius zufallsverteilt werden. Der Faservolumenanteil und der Faserdurchmesser werden zur Berechnung der notwendigen Faserzahl benötigt. Die jeweils verwendeten Werte bzw. Grenzen für die einzelnen Simulationen sind in Tab. 5.3 verzeichnet.

Die Rotation des Faserbogens Ψ um die eigene Achse $\vec{v}_{dir-axis}$ ist zufallsverteilt. Der Winkel Ψ ist zwischen der Strecke $\overline{P_2P_4}$ und dem Hilfsvektor \vec{a} aufgespannt. Der Vektor \vec{a} ist ein Einheitsvektor der Projektion der x -Achse auf die Ebene, welche senkrecht zu $\vec{v}_{dir-axis}$ steht.

Der Punkt P_4 definiert die Position der Faser ($x_{pos}/y_{pos}/z_{pos}$). Die Koordinaten des Punktes P_4 werden zufallsverteilt generiert innerhalb der vorgegebenen Koordinaten des Kontrollvolumens. Die Koordinaten der Punkte $P_1 - P_3$ jeder Faser werden durch die jeweilige Fasergeometrie und Orientierung berechnet.

Es wird eine Zufallsmatrix $[x_{pos} \ y_{pos} \ z_{pos} \ L \ KR \ \theta \ \phi \ \Psi]$ innerhalb der vorgegebenen Grenzen erzeugt, wobei die Anzahl der Zeilen der Faserzahl entspricht. Anhand der Daten dieser Matrix wird die Matrix $P = [P_1 \ P_2 \ P_3]$ der Koordinaten der Punkte zur Erstellung des Faserbogens in Catia nach den oben vorgestellten geometrischen Beziehungen berechnet. Diese Koordinaten werden in eine Textdatei zur weiteren Verarbeitung in Catia ausgegeben.

Neben dieser weitgehend zufälligen Verteilung und Orientierung der Fasern wurde auch eine totale Orientierung der Fasern als rein hypothetischer Bestfall untersucht. Die Konfiguration und die zusätzlichen Parameter für diesen Fall sind in Abb. 5.10 dargestellt.

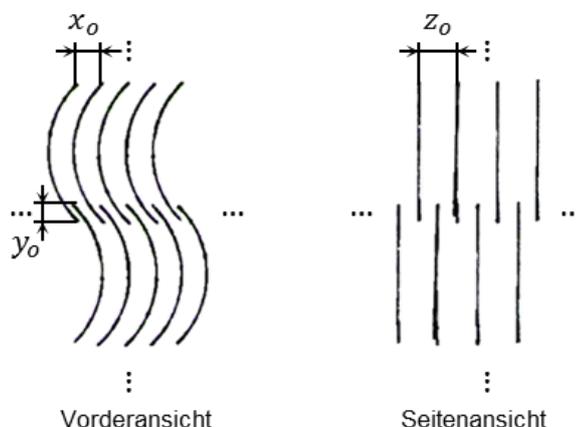


Abb. 5.10 Faseranordnung für die Simulation eines hypothetischen Bestfalls.

Die gekrümmten Kurzfasern werden geordnet in y-Richtung ausgerichtet und exakt übereinander in z-Richtung geschichtet. Dabei kann die Überlappung bzw. der Abstand in x-, y- und z-Richtung gewählt werden.

Tab. 5.3 Werte der Parameter der Fasergestalt bzw. gewählte Grenzen.

Simulationsvariante	Faserv. gehalt	$\theta_{allowed}$ [°]	L [mm]	KR [mm]	$x_o/y_o/z_o$ [mm]
random	0,07	90	1 ... 1,3	0,3 ... 0,5	-
oriented_20_deg	0,07	20	1 ... 1,3	0,3 ... 0,5	-
oriented_20_deg_low_fiber_fraction	0,007	20	1 ... 1,3	0,3 ... 0,5	-
oriented_1_deg	0,07	1	1 ... 1,3	0,3 ... 0,5	-
straight_reinforced_random	0,07	90	1 ... 1,3	0 ... 0	-
straight_reinforced_oriented_20_deg	0,07	20	1 ... 1,3	0 ... 0	-
totally_oriented	0,07	0	1,15	0,3	0,05/0,1/0,07
unreinforced	0,07	-	-	-	-

Das verwendete Matlab-Skript ist in Anhang B angefügt. In Abb. 5.11 ist beispielhaft das FE-Modell der Variante random dargestellt. Aus Gründen der Darstellbarkeit wurde hier die Faserzahl auf 100 gesetzt.

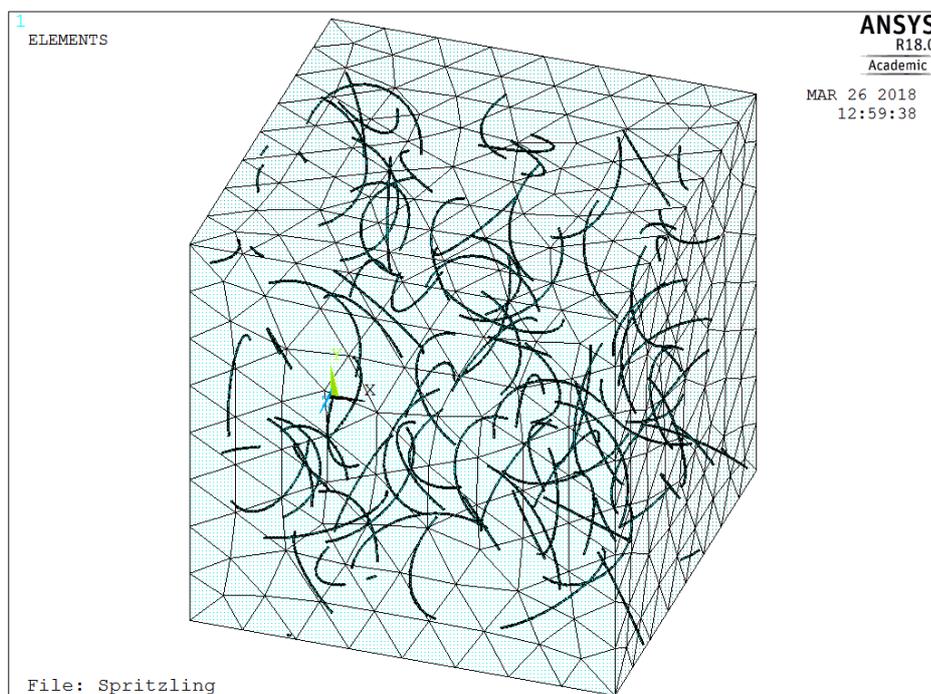


Abb. 5.11 Beispielhaftes FE-Modell mit zufälliger Faserorientierung gekrümmter Kurzfasern. Aufgrund der besseren Darstellbarkeit sind hier nur 100 Fasern gezeigt.

5.4.2 Ergebnisse

Die Ergebnisse der Simulation von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren sind in Abb. 5.12 anhand der Kraft-Weg-Kurven bzw. Spannungs-Dehnungs-Kurven zusammengefasst. Die Simulation der hypothetischen totalen Orientierung konnte aufgrund von Konvergenzproblemen nur bis zu einer Dehnung von 11 % durchgeführt werden. Die Simulation des unverstärkten Elastomers (unreinforced) weist einen sehr flachen Spannungs-Dehnungs-Verlauf mit einem anfänglichen E-Modul von 1,27 MPa auf. Bei 25 % Dehnung ergibt sich eine Spannung von 0,26 MPa, was den Werten aus dem uniaxialen Zugversuch entspricht. Jede Simulationsvariante mit Faserverstärkung weist eine um Größenordnungen höhere Steifigkeit auf. Lediglich im Fall der totalen Orientierung (totaly_oriented) stellte sich die gewünschte Charakteristik mit einem progressiven Verlauf ein. Der anfängliche E-Modul beträgt hierbei 90,3 MPa. Dieser Wert nimmt mit zunehmender Dehnung kontinuierlich bis zu einer Steifigkeit von 2260 MPa bei 11 % Dehnung zu.

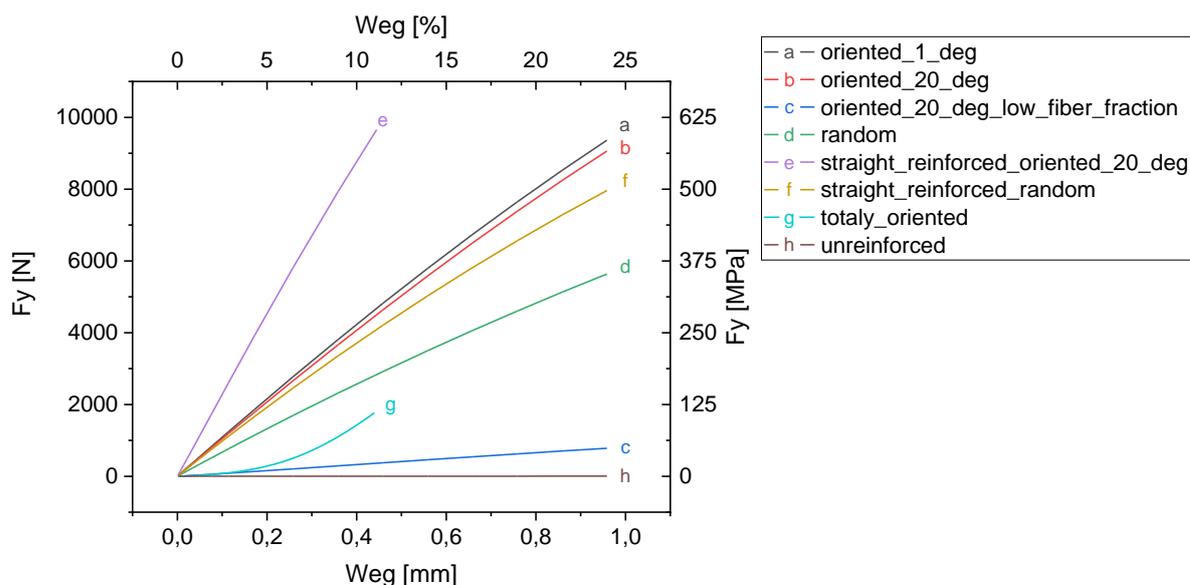


Abb. 5.12 Kraft-Weg-Kurven bzw. Spannungs-Dehnungs-Kurven der verschiedenen Simulationen wellig kurzfaserverstärkter Elastomere.

Für die Varianten mit zufälliger Faserorientierung (random) bzw. Zufallsorientierung mit Vorzugsrichtung (oriented) gilt, je stärker die Fasern in Vorzugsrichtung orientiert sind, desto steifer verhält sich das Material. Das wellig kurzfaserverstärkte Elastomer mit absolut zufälliger Faserorientierung (random) weist eine anfängliche Steifigkeit von 1703 MPa auf. Bei einer Orientierung innerhalb eines erlaubten Streukegels mit einem Winkel von $\theta_{allowed} = 20^\circ$ (oriented_20_deg) verhält sich das Material um 54 % steifer (E-Modul von 2616 MPa). Bei einer noch strikteren Orientierung mit $\theta_{allowed} = 1^\circ$ (oriented_1_deg) ergibt sich ein E-Modul

von 2732 MPa. Obwohl bei dieser Variante alle Faserbögen praktisch in Belastungsrichtung orientiert sind, ergibt sich kein progressiver Spannungs-Dehnungs-Verlauf.

Der Einsatz von geraden Fasern führt zu einem steiferen Werkstoffverhalten. Im Falle der Zufallsorientierung (*straight_reinforced_random*) ergibt sich eine anfängliche Steifigkeit von 2481 MPa (46 % steifer als mit welligen Fasern). Durch eine Orientierung der geraden Kurzfasern in Belastungsrichtung mit $\theta_{allowed} = 20^\circ$ (*straight_reinforced_oriented_20_deg*) wird eine Steifigkeit von 5585 MPa erreicht, was einer Erhöhung von 125 % gegenüber der Zufallsorientierung entspricht.

Der Ansatz der drastischen Reduktion des Faservolumengehaltes auf 0,7 % (*oriented_20_deg_low_fiber_fraction*), welcher darauf abzielte die gegenseitige Hinderung der Fasern in ihrer Streckung zu verringern, führte zu einer anfänglichen Steifigkeit der Kurve von 178 MPa. Ein progressiver Spannungs-Dehnungs-Verlauf ergab sich auch hier nicht.

5.5 Diskussion

Die Kräuselung der Fasern im Verarbeitungsprozess (Compoundieren oder Spritzgießen) kann auf eine strömungsbedingte Deformation der Fasern zurückgeführt werden. Forgacs und Mason erklären dieses Verhalten unter anderem durch ein Knicken der Fasern aufgrund von axialen Kräften durch das Strömungsfeld (Forgacs & Mason 1959). Demnach lässt sich anhand des Faserdurchmessers und des Biegemoduls der Faser ein kritischer Wert für das Produkt aus Geschwindigkeitsgradient und Viskosität berechnen, ab dem Knicken durch scherinduzierte Faserkompression auftritt. Forgacs und Mason führten ihre Versuche mit Polymerfasern in Maissirup bei einem Fasermassengehalt von 10^{-4} % durch, um Faser-Faser-Interaktionen auszuschließen. Damit unterscheiden sich die Versuche von Forgacs und Mason zwar erheblich von den Zuständen in Compoundern oder Spritzgießaggregaten, liefern aber dennoch einen Ansatz zur Begründung der auftretenden Faserkräuselung. Durch die hohen Temperaturen im Compoundier- oder Spritzgießprozess kommt es in gewissem Maße zu einer Erweichung der Fasern, wodurch zum einen eine Faserbiegung begünstigt wird und zum anderen eine Fixierung der Kräuselung durch einen Thermoformprozess ermöglicht wird. Daher ist die Faserkräuselung permanent und bleibt auch nach dem Lösen der Matrix erhalten. Dass es durch die Verarbeitung von PAN-Fasern mit Polypropylen im Compoundieren und Spritzgießen zu einer Faserkräuselung kommt, kann auch bei Arbeiten von Gunkel und Reinmann beobachtet werden (Gunkel & Reinmann 2008). Hier wurde allerdings die Faserkräuselung selbst nicht näher betrachtet.

Durch das Compoundieren wurde eine stärkere Kräuselung erreicht als beim Direkt-Compoundieren. Dies erscheint plausibel, da das Material bei der Verarbeitung im

gleichläufigen Doppelschneckenextruder wesentlich stärker geschert wird als bei der Verarbeitung mit einer einfachen 3-Zonen-Schnecke der Spritzgießmaschine. Dieses Ergebnis deckt sich auch mit der Theorie von Forgacs und Mason nachdem ein höherer Geschwindigkeitsgradient (entspricht einer höheren Schergeschwindigkeit) ein Knicken der Faser begünstigt. Dass es nun bei der anschließenden Verarbeitung des Compounds in der Spritzgießmaschine teilweise wieder zu einer Reduktion des Kräuselgrads kam, könnte auf die niedrigere Scherrate im Spritzgießaggregat zurückzuführen sein. Ebenso gut kann es allerdings sein, dass der niedrigere Kräuselgrad nach dem Spritzgießen durch die weitere Reduzierung der Faserlänge bei gleichbleibender Faserkrümmung resultiert. Das würde bedeuten, dass sich die eigentliche Fasergestalt durch das anschließende Spritzgießen nicht mehr verändert, sondern lediglich die Faserlänge weiter abnimmt.

Bei der Analyse der Fasergestalt kam es zu vereinzelt Werten für den Kräuselgrad von unter eins. Dies ist per Definition für den Kräuselgrad nicht möglich, da eine wie auch immer gekrümmte Faser nur länger sein kann als der direkte Abstand ihrer beiden Enden. Zu diesen Werten kam es bei der Vermessung von sehr geraden und/oder sehr kurzen Fasern. Dabei kann es durch die manuelle Messung zu geringen Messungenauigkeiten der beiden Messungen für l_1 und l_2 kommen. Sind nun bei sehr geraden Fasern l_1 und l_2 sehr ähnlich, kann es durch den Messfehler dazukommen, dass l_1 kleiner als l_2 gemessen wird und damit ein Kräuselgrad kleiner eins resultiert. Diese Problematik tritt verstärkt bei sehr geringen Faserlängen auf, da hier zusätzlich die exakte Messung erschwert ist. Eine Abweichung von wenigen μm entspricht bei 100-facher Vergrößerung auch nur einigen Pixel. Die 100-fache Vergrößerung wurde gewählt, da damit sowohl längere, als auch sehr kurze Fasern gleichermaßen vermessen werden können.

Durch Direkt-Compoundieren konnten wesentlich höhere Faserlängen erreicht werden als durch das Compoundieren im gleichläufigen Doppelschneckenextruder. Dies ist wohl hauptsächlich auf die geringere Scherbelastung im Spritzgießaggregat zurückzuführen. Dennoch blieb die erreichbare Faserlänge im Direkt-Compoundieren hinter den Erwartungen von einigen Millimetern zurück. Die im Direkt-Compoundieren immer noch relativ hohe Faserschädigung wird auf die gleichzeitige Zufuhr von trockenen Fasern und Granulat in der Einzugszone der Schnecke zurückgeführt. Dadurch kommt es schon früh zur Faserschädigung durch Faser-Granulat- und Faser-Maschinen-Interaktion. Eine seitliche Zufuhr der Fasern in einem Bereich, in dem der Kunststoff bereits aufgeschmolzen ist, wäre sicher optimaler. Diese Problematik trifft allerdings auch auf die Versuche zum Compoundieren zu, da hier ebenfalls das Granulat und die trockenen Fasern beim Haupteinzug zugegeben wurden.

Der Krümmungsradius wurde als Maß für die Änderung in der Dimension der Kräuselung ermittelt. Aufgrund der Messbarkeit und der Vergleichbarkeit zwischen unterschiedlich langen

und unterschiedlich gekräuselten Fasern wurde er als das senkrechte Maß auf die Verbindungslinie der Faserenden bzw. zweier Wellentäler zum Wellenberg definiert. Obgleich dieses Maß den tatsächlichen Krümmungsradius in gewisser Weise repräsentieren soll, ist dabei die Bezeichnung als Radius nicht ganz korrekt. Bei einer Faser, deren Krümmung gegen null geht, die also annähernd gerade, ist müsste der Krümmungsradius gegen unendlich gehen. Das Maß des Kräuselradius geht in diesem Fall allerdings gegen null. Da der Kräuselgrad bei den durchgeführten Versuchen immer annähernd gleich ist, kann der Kräuselradius, wie er hier definiert wurde, als Maß für die Dimension der Faserkräuselung akzeptiert werden.

In den Zugversuchen zeigte sich kein Unterschied zwischen geraden und gekräuselten Ausgangsfasern. Dies ist absolut nachvollziehbar, da sich nach der Verarbeitung kein großer Unterschied in der Fasergestalt oder -länge zwischen geraden und gekräuselten Ausgangsfasern ergeben hat. Ein progressiver Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve konnte nicht erreicht werden. Als mögliche Ursachen dafür kann man eine zu geringe Faserlänge oder eine zu geringe Faserkräuselung diskutieren; allerdings hat sich auch durch eine wesentliche Erhöhung der Faserlänge keine Änderung der Charakteristik ergeben. Als Hauptgrund für das Ausbleiben eines progressiven Verlaufes wird die gegenseitige Hinderung der Fasern untereinander sich zu strecken gesehen. Selbst wenn sich die Fasern nicht direkt gegenseitig in der Streckung behindern, so behindern Sie zumindest die Verdrängung der Matrix durch die einzelnen Fasern aufgrund der Faserstreckung. Diese Vermutung erhärtet sich nach der Betrachtung der Ergebnisse der Simulation, bei der trotz erhöhter Faserlänge, erhöhter Kräuselung und optimierter Faserorientierung in Belastungsrichtung keine Auswirkung auf die Spannungs-Dehnungs-Charakteristik festgestellt werden konnte. Zu einem ähnlichen Ergebnis kamen Bekisli und Nied, die wellig faserverstärkte Elastomere in Form von Gestrieken, welche in TPE bzw. Polyurethanelastomer eingebettet wurden, untersuchten (Bekisli & Nied 2011). Hier stellte die Matrix innerhalb der Gestrickschlaufen einen derart großen Widerstand dar, dass ein progressiver Spannungs-Dehnungs-Verlauf ausblieb.

Anhand der Simulation konnte gezeigt werden, dass sich wellige Kurzfasern im Vergleich zu geraden dahingehend auswirken, dass die Steifigkeit des Verbundes geringer ausfällt. Außerdem zeigte sich, dass sich bei geraden Fasern die Orientierung der Fasern stärker auf die Steifigkeit auswirkt.

Als Fazit lässt sich festhalten, dass, unabhängig von der Faserlänge, ein charakteristischer progressiver Spannungs-Dehnungs-Verlauf wellig faserverstärkter Elastomere wohl nur bei absolut gleichmäßiger Ausrichtung der Fasern und damit nicht durch Spritzgießen mit Kurzfasern erreichbar ist.

6 Extrusion von thermoplastischen Elastomeren mit welligen Endlosfasern

Die Extrusion bietet die Möglichkeit Kunststoffprofile hoher Qualität und Reproduzierbarkeit bei gleichzeitig hohem Materialdurchsatz herzustellen. Dabei lassen sich über verschiedene Konzepte auch Verstärkungselemente in die Profile einbringen. Unter anderem besteht die Möglichkeit Verstärkungselemente direkt im Extrusionswerkzeug dem Prozess zuzuführen. Eine andere Möglichkeit besteht darin, über eine mehrstufige Extrusion zunächst einen Teil des Profils herzustellen, Verstärkungselemente aufzubringen und dann in einem weiteren Extrusionsschritt das Profil zu vervollständigen bzw. die Verstärkungsschichten zu ummanteln. Ein Beispiel dafür wäre die Schlauchextrusion, bei der zunächst eine Innenschicht extrudiert wird, welche mit Verstärkungsfasern umwickelt wird, ehe die äußere Schicht darüber extrudiert wird. (Lüers 1971; Michaeli 2009: 256-57)

In diesem Kapitel wurde die Zufuhr von welligen Fasern als Verstärkungselement über das Extrusionswerkzeug untersucht. Vorteile gegenüber einem mehrstufigen Verfahren sind dabei eine weniger aufwendige Anlagentechnik und eine flexiblere Positionierung der Verstärkungselemente im Querschnitt. Es wäre damit beispielsweise möglich mehrere auch unterschiedliche Verstärkungselemente an verschiedenen Positionen im Querschnitt einzubringen. Der Nachteil liegt dafür in einer evtl. etwas aufwendigeren Werkzeugtechnik. Im Falle der Verstärkung mit welligen Fasern stellt sich außerdem die Frage, inwiefern die Geometrie der Faserwelligkeit kontrollierbar ist. Konkret bedeutet das, wenn wellige Fasern in einem Extrusionswerkzeug zusammen mit der Schmelze zu einem Profil verarbeitet werden, wird eine gewisse Verstreckung der welligen Fasern unvermeidlich sein. Hier wurde versucht zu klären, wie stark diese Verstreckung ausfällt bzw. wie diese Verstreckung durch den Prozess beeinflussbar ist. Die Ergebnisse dieses Kapitels wurden in Zusammenarbeit mit Kirchebner (Kirchebner 2016) und Kirsch (Kirsch 2017) erarbeitet und in Teilen bereits veröffentlicht (Gattinger et al. 2018).

6.1 Kräuselung von Aramidfasern

Für die Versuche zur Extrusion wellig faserverstärkter Elastomere wurden wellige Faserrovings als Ausgangsmaterial benötigt. Da kommerziell erhältliche gekräuselte Fasern allerdings in den allermeisten Fällen nur als Stapelfasern oder aber als Endlosfasertow (einige hunderttausend Einzelfilamente) erhältlich sind, wurden die gekräuselten Ausgangsfasern zunächst aus glatten Aramidrovings selbst hergestellt. Die Kräuselung erfolgte durch Thermofixierung der thermoplastischen Fasern. Dabei werden die Fasern in Form gebracht, erwärmt und durch anschließendes Abkühlen in ihrer Form fixiert. Durch das Erwärmen werden die sekundären Bindungen zwischen den Polymerketten (teilweise) aufgelöst und beim Abkühlen neu

angeordnet, so dass eine bleibende Formänderung erhalten wird. Eine höhere Temperatur führt zu einer effektiveren Fixierung. (Gries et al. 2014: 80-83; Fourné 1999: 216-22)

Um für die Extrusionsversuche optimal gekräuselte Aramidrovings zur Verfügung zu haben, wurden zunächst Versuche zur Untersuchung der Einflussparameter der Thermofixierung auf die Kräuselung durchgeführt. Diese Versuche wurden an hochmoduligen p-Aramidfasern (Twaron® 2200, Rovingfeinheit: 8050 dtex (5000 Filamente), E-Modul: 100 GPa, Festigkeit: 2930 MPa, Bruchdehnung 2,9 %, Teijin Aramid, Arnhem, NL, (Teijin Aramid 2000)) durchgeführt. Der Roving wurde helixförmig auf einen Stahlkern gewickelt und an den Enden mit Draht umwickelt, um den Roving zu fixieren. Diese vorbereiteten Proben wurden zur Thermofixierung in einen vorgeheizten Rohrofen (Gero RO 50-250/12, Carbolite Gero GmbH & Co. KG, Neuhausen) eingebracht und nach der Verweilzeit entnommen und im Raumklima abgekühlt. Zur Untersuchung der optimalen Parameter für die Kräuselung wurden der Kerndurchmesser, die Temperatur und die Verweilzeit der Thermofixierung variiert. Aufgrund der aufwendigen Messung der resultierenden Kräuselung wurde ein teilfaktorieller Versuchsplan gewählt. Als Kerndurchmesser wurden 1 mm und 1,6 mm untersucht. Diese Größen ergaben sich über die geometrischen Randbedingungen des Extrusionswerkzeuges bzw. der extrudierten Stränge. Die Temperatur der Thermofixierung wurde auf den Stufen 220 °C und 320 °C untersucht. Dieser Temperaturbereich ergab sich aus Werten für die Erweichungs- bzw. Glasübergangstemperatur, welche laut Literatur für p-Aramid in einem Bereich von 200 °C bis 300 °C liegt (Ehrenstein 2006: 34; Kong et al. 2014; Zhang et al. 2006; Li et al. 2013). Der Einfluss der Verweilzeit wurde für 5 und 10 Minuten untersucht.

Als Zielgrößen für die Charakterisierung der Kräuselung wurden der Kräuselgrad und die Kräuselbeständigkeit laut der Definition in Tab. 4.1 gewählt. Dazu wurden je sechs Einzelfasern mit dem folgenden Versuchsaufbau vermessen. Zur Messung der erforderlichen Lasten wurde eine Präzisionslaborwaage (Sartorius LA230S, Sartorius AG, Göttingen, Wiederholgenauigkeit = $\pm 0,1$ mg) verwendet. Die Messung der Längen und die Längenänderung wurde mittels eines Höhenmess- und Anreißgerätes (Garant 44390, Hoffmann Group, München, Skala 0,01 mm) realisiert. Die Fasern wurden je mit einem Ende auf einem Uhrenglas, welches auf der Waage positioniert wurde, und am Höhenmessgerät mit Hilfe von Klebeband fixiert. Die gekräuselte Länge l_2 wurde bei einer Vorkraft m_2 von 1 mg ($\cong 6.1$ mN/dtex) gemessen. Dadurch wurden vergleichbare Ausgangsbedingungen bei einer vernachlässigbaren Entkräuselung sichergestellt. Zur Messung der Faserlänge l_1 wurde das Höhenmessgerät so lange nach oben verfahren, bis sich eine Last m_1 von 1000 mg einstellte. Danach wurde für die Untersuchung der Kräuselbeständigkeit die Höhe bis zu einer Last m_3 von 2000 mg auf l_3 erhöht und für zwei Minuten gehalten. Nach dieser Haltezeit wurde das

Höhenmessgerät wieder so weit heruntergefahren, bis die Vorkraft von 1 mg erreicht wurde und die Länge l_4 gemessen.

Um die Auswirkungen der Wärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften der Fasern abschätzen zu können, wurden Zugversuche an je zehn Einzelfilamenten durchgeführt (Zwick/Roell Z2.5, Kraftaufnehmer KAP-TC/10N/0.1, Nominalkraft 10 N, Genauigkeit 0.01 N, Zwick GmbH & Co. KG, Ulm). Dafür wurden eine Einspannlänge von 100 mm und eine Prüfgeschwindigkeit von 100 mm/min gewählt. Es wurden jeweils die Bruchkraft und die Bruchdehnung in Bezug auf die Parameter der Thermofixierung ausgewertet. Zur Betrachtung der statistischen Signifikanz wurden Mann-Whitney-U-Tests ($\alpha = 0,05$) durchgeführt.

Die Ergebnisse der Untersuchung des Einflusses der Parameter der Thermofixierung auf die Qualität der Kräuselung sind in Abb. 6.1 dargestellt. Angestrebt wurden je hohe Werte für den Kräuselgrad und die Kräuselbeständigkeit. Den größten Einfluss sowohl auf den Kräuselgrad, als auch auf die Kräuselbeständigkeit hatte die Temperatur. Die höhere Temperatur von 320 °C lieferte jeweils die höheren Werte.

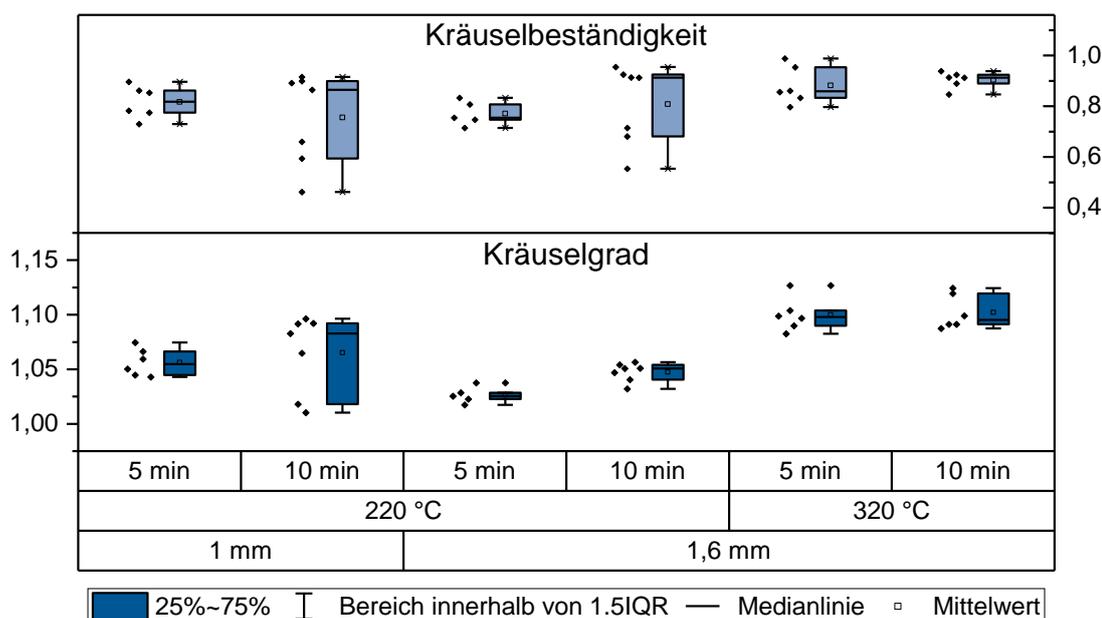


Abb. 6.1 Vergleich der Qualitätskriterien Kräuselbeständigkeit und Kräuselgrad hinsichtlich der Parameter Verweilzeit, Temperatur und Kerndurchmesser der Thermofixierung. (Gattinger et al. 2018)

Die Unterschiede zwischen den Versuchen, bei denen sich lediglich die Temperatur unterscheidet sind jeweils signifikant; bis auf den Versuch bei 10 min auf einem 1,6 mm Kern unterscheiden sich die Verteilungen der Kräuselbeständigkeit bei 220 °C und 320 °C nicht statistisch signifikant.

Beim Kerndurchmesser konnte kein Einfluss auf den Kräuselgrad oder die Kräuselbeständigkeit nachgewiesen werden. Der Vergleich hinsichtlich dem Kerndurchmesser liefert im Mann-Whitney-U-Test fast immer p-Werte größer 0,05, damit sind die Unterschiede als nicht signifikant zu bewerten. Lediglich beim Vergleich des Durchmessers in der Gruppe 5 min und 220 °C ist der Unterschied im Kräuselgrad signifikant.

Auch die Verweilzeit zeigte keinen wesentlichen Einfluss auf die Qualität der Kräuselung. Hier sind ebenfalls die Unterschiede bei allen Vergleichen bis auf den Kräuselgrad bei 220 °C und 1,6 mm nicht signifikant.

Die besten Ergebnisse wurden bei einer Verweilzeit von 10 min bei 320 °C und einem Kerndurchmesser von 1,6 mm erreicht. Beim Kräuselgrad konnte ein Mittelwert $\bar{d} = 1,10$ erzielt werden, für den Median ergab sich derselbe Wert von $\tilde{d} = 1,10$. Die Werte für die Kräuselbeständigkeit waren $\bar{s} = 0,90$ und $\tilde{s} = 0,91$. Da für die Verweilzeit und den Kerndurchmesser jedoch kein signifikanter Einfluss festgestellt werden konnte, ist die Qualität der Kräuselung bei 320 °C und den jeweils anderen Einstellungen für Verweilzeit und Kerndurchmesser als gleichwertig zu betrachten.

In den Zugversuchen konnte ein deutlicher Einfluss der Thermofixierung auf die mechanischen Kennwerte der Aramidfasern festgestellt werden (s. Abb. 6.2).

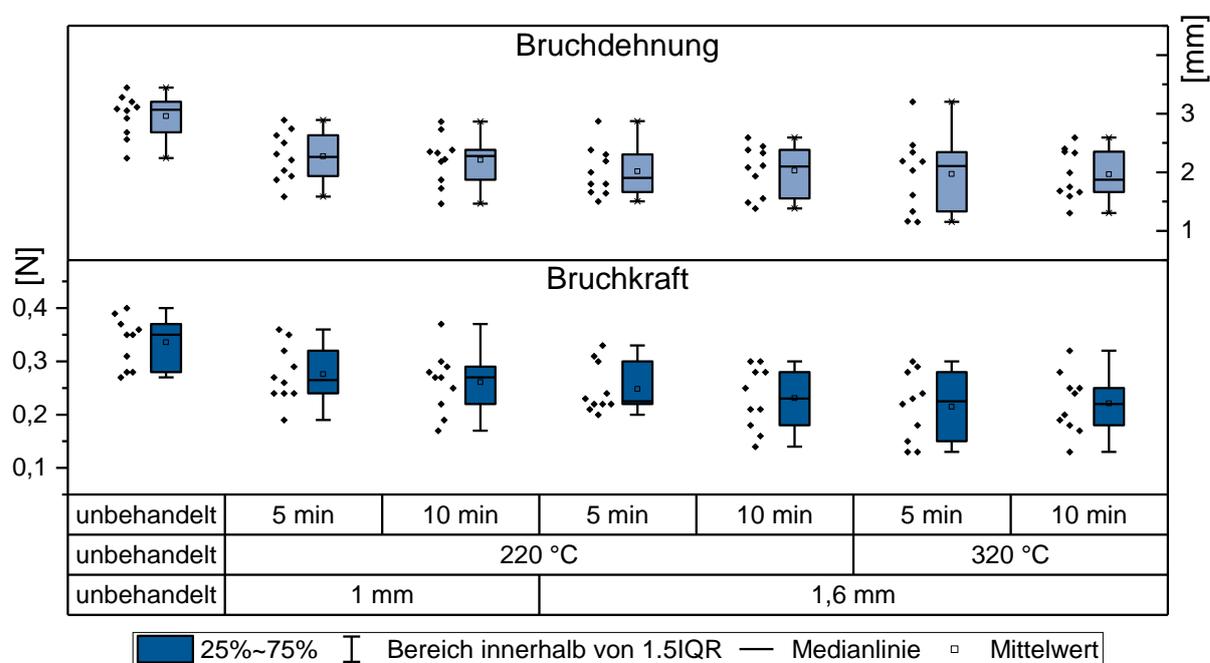


Abb. 6.2 Einfluss der Thermofixierung auf die mechanischen Kennwerte der Aramidfasern. (Gattinger et al. 2018)

Vor der Wärmebehandlung lag der Median für die Bruchdehnung bei 3,1 mm (3,1 %) und für die Bruchkraft bei 0,35 N (3095 MPa), was ziemlich gut den Datenblattwerten entspricht. Durch den Prozess der Thermofixierung kam es bei jeder Parameterkombination zu einer signifikanten Verringerung der mechanischen Kennwerte Bruchdehnung und Bruchkraft. Die Unterschiede zwischen den einzelnen Parameterkombinationen waren jeweils nicht signifikant. Die mechanischen Kennwerte reduzierten sich jeweils im Mittel um 30 %. Diese Reduktion lag deutlich höher als die Erwartung bezüglich der Angabe für die Wärmebeständigkeit aus dem Datenblatt (Wärmebeständigkeit: 90 % Festigkeitserhalt bei 200 °C, 48 hrs. (Teijin Aramid 2000))

6.2 Extrusion

Für die Extrusion wurde ein Querkopfwerkzeug, wie in Abb. 6.3 dargestellt, verwendet. Die Grundgeometrie des Querkopfwerkzeuges mit der Pinole, welche von Haerst (Haerst 2016) und Stemp (Stemp 2015) für vorangegangene Arbeiten entwickelt wurde, wurde im Rahmen der Arbeiten von Kirchebner (Kirchebner 2016) und Kirsch (Kirsch 2017) um die wechselbare Düse erweitert und um verschiedene Düsen- und Pinolenspitzengeometrien ergänzt. Die Versuche wurden mit den beiden styrolbasierten TPEs THERMOLAST® K TF5THT und THERMOLAST® M TM4ADT (KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG 2016a, 2016c) unterschiedlicher Schmelzeviskosität durchgeführt. Die wichtigsten Materialkennwerte sind Tab. 6.1 zu entnehmen.

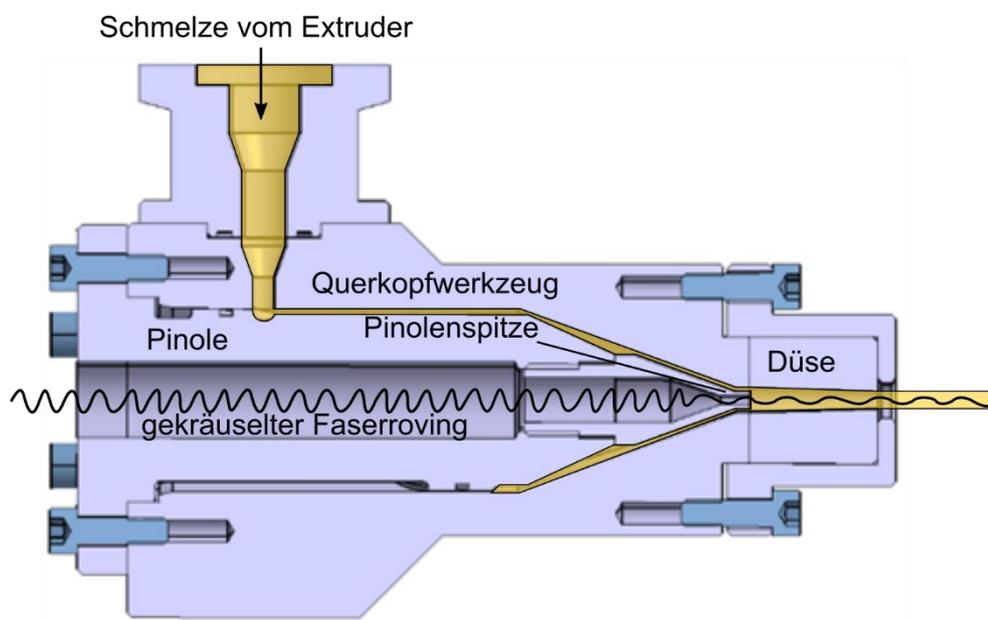


Abb. 6.3 Querkopfwerkzeug zur Herstellung wellig endlosfaserverstärkter Elastomerprofile (Gattinger et al. 2018)

Tab. 6.1 Kennwerte der verwendeten TPEs (KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG 2016a, 2016c)

	THERMOLAST® K TF5THT	THERMOLAST® M TM4ADT
Härte Shore A	47	40
Bruchdehnung [%]	600	600
Zugfestigkeit [MPa]	5,5	3,5
Fließspirale [mm]	950	410

Die Versuche wurden mit einem Einschneckenextruder (Teach-Line® E 20 T, Dr. Collin GmbH, Ebersberg) mit einem Schneckendurchmesser von 20 mm durchgeführt. Alle Versuche wurden bei einer konstanten Schneckendrehzahl von 28 min^{-1} und den in Tab. 6.2 verzeichneten Temperaturen der Heizzonen durchgeführt. Um den Einfluss der Schmelzeviskosität auf die Verstreckung des gekräuselten Faserrovings zu untersuchen, wurden Versuche bei unterschiedlicher Schmelzetemperatur durchgeführt. Dazu wurde die Temperatur des Querkopfwerkzeuges zwischen 200 und 240 °C variiert (das Temperaturprofil der Heizzonen wurde ebenfalls entsprechend angepasst, s. Tab. 6.2). Der resultierende Druck im Schneckenorraum wurde als Referenz für die Viskosität herangezogen. Diese Korrelation kann aufgrund folgender Zusammenhänge getroffen werden. Mit den folgenden Annahmen: stationäre, laminare, isotherme und hydrodynamisch voll ausgebildete Strömung, inkompressibles Fluid, keine äußeren Kräfte, Vernachlässigung der Schwerkraft und Wandhaftung der Schmelze folgt für eine Rohrströmung strukturviskoser Fluide aus der Impulsbilanz (mit dem Potenzansatz nach Ostwald und de Waele für das Stoffgesetz) (Michaeli 2009: 50, Gl. 3.32):

$$\dot{V} = \phi \cdot \Delta p^m \cdot \frac{\pi \cdot R^3}{m + 3} \cdot \left(\frac{R}{2L}\right)^m \quad (6.1)$$

mit:

$$\eta = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad (6.2)$$

und dem Potenzansatz nach Ostwald und de Waele (Michaeli 2009: 10, Gl. 2.5):

$$\dot{\gamma} = \phi \cdot \tau^m \quad (6.3)$$

folgt:

$$\phi = \frac{\eta^{-m}}{\dot{\gamma}^{m-1}} \quad (6.4)$$

eingesetzt in die Formel für die Rohrströmung (6.1) ergibt sich:

$$\dot{V} = \frac{\eta^{-m}}{\dot{\gamma}^{m-1}} \cdot \Delta p^m \cdot \frac{\pi \cdot R^3}{m+3} \cdot \left(\frac{R}{2L}\right)^m \quad (6.5)$$

wegen $\dot{V} \approx \text{konst.}$, $\dot{\gamma} \approx \text{konst.}$ folgt damit:

$$\eta \sim \Delta p \quad (6.6)$$

Tab. 6.2 Temperierung des Extruders und des Werkzeuges mit resultierendem Druck im Schneckenorraum (Gattinger et al. 2018)

TPE	Temperatur der Heizzonen des Extruders [°C]			Werkzeugtemperatur [°C]	Druck im Schneckenorraum [bar]
TF5THT	180	190	200	200	19.3
TF5THT	180	195	210	210	15.7
TF5THT	180	200	220	220	13.1
TF5THT	180	205	230	230	10.0
TF5THT	180	210	240	240	7.0
TM4ADT	180	210	240	240	77.0

Für die Extrusionsversuche wurden Aramidrovings mit einer Filamentzahl von 1000 und einer Länge von 4500 mm vorbereitet (Twaron® 1000, Rovingfeinheit: 1680 dtex, E-Modul: 71 GPa, Festigkeit: 2913 MPa, Bruchdehnung 3,5 %, Teijin Aramid, Arnhem, NL, (Teijin Aramid 2000)). Von diesen 4500 mm Roving wurden 4000 mm glatt belassen und 500 mm gekräuselt. Die Parameter für die Kräuselung des Rovings wurden, basierend auf den Erkenntnissen aus Abschnitt 6.1, zu 320 °C bei einer Verweilzeit von 10 Minuten auf einem Kern von 1 mm Durchmesser gewählt. Die ersten 3500 mm des Rovings wurden zum Einrichten des Prozesses verwendet. Die Extrudate, welche für die weitere Untersuchung verwendet wurden, bestanden dann aus 500 mm gerade verstärktem TPE, gefolgt von 500 mm gekräuselt verstärktem TPE. Nach dem Durchlauf des Rovings wurde der Prozess noch so lange weitergeführt, dass sich an die verstärkte Probe ein unverstärkter Teil von 1000 mm Länge anschloss. Dieser Versuch wurde für jede Parameterkombination zweimal durchgeführt und die Extrudate für die weitere Untersuchung in je drei gerade verstärkte, drei gekräuselt verstärkte und zwei unverstärkte

Proben geschnitten. Die Proben hatten eine Länge von 160 mm und einen Durchmesser von 3,5 mm. In Abb. 6.4 ist ein Beispiel für die auf diese Weise hergestellten Extrudate und ein gekräuselter Roving auf dem Kern und nach der Thermofixierung dargestellt.

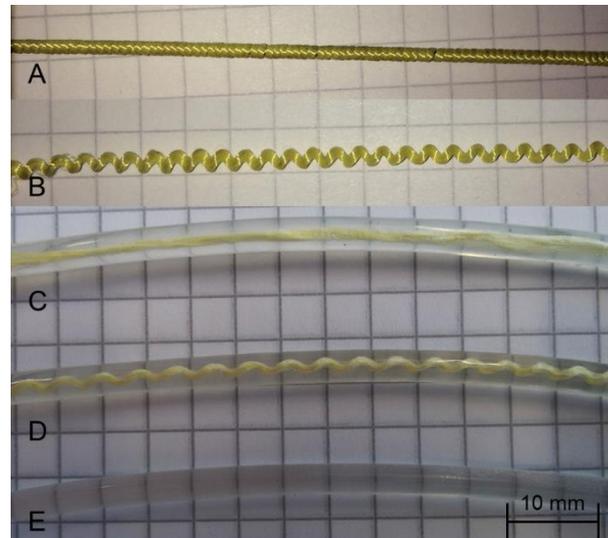


Abb. 6.4 A: Aramidfaserroving aufgewickelt auf den Kern zur Thermofixierung, B: gekräuselter Aramidfaserroving nach der Thermofixierung, C: gerade faserverstärktes TPE Extrudat, D: gekräuselt faserverstärktes TPE Extrudat, E: unverstärktes TPE Extrudat (Gattinger et al. 2018)

6.3 Auswertung der mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften der extrudierten wellig faserverstärkten TPE-Proben und deren gerade- und unverstärkte Referenzen wurden in Zugversuchen ermittelt (Zwick/Roell Z2.5, Kraftaufnehmer KAF-TC/2.5kN/0.05, Nominalkraft 2.5 kN, Genauigkeit 1.25 N, Zwick GmbH & Co. KG, Ulm). Die Einspannlänge betrug 100 mm und die Prüfgeschwindigkeit 50 mm/min. Die verstärkten Proben wurden bis zum Versagen getestet, die unverstärkten Proben bis zu einer Dehnung von 40 %. Es wurden Schraubprobenhalter und Spannbacken mit Quernuten verwendet.

Neben der reinen Betrachtung der Spannungs-Dehnungs-Kurven wurde eine Untersuchung der Steigung der Kurven durchgeführt. Dazu wurde der E-Modul der beiden nahezu linearen Bereiche vor und nach dem Knickpunkt durch lineare Regression approximiert. Außerdem wurde der Knickpunkt durch den Schnittpunkt der beiden Regressionsgeraden berechnet. Diese Auswertung wurde mit MATLAB® R2016b (MathWorks, Inc.) von Kirsch (Kirsch 2017) durchgeführt. Dafür wurden die Zugversuchsdaten mit Hilfe eines C#-Skriptes in ein Matlab-Struct geschrieben. Außerdem wurden die Zugversuchskurven in diesem Vorbereitungsschritt auf die Daten bis zur Maximalkraft begrenzt. Die verwendeten C#- und Matlab-Skripte sind in Anhang C abgelegt.

Für die Approximation der beiden E-Moduln wurde zunächst die Ableitung der Spannungs-Dehnungs-Kurven gebildet. Die Berechnung der Ableitung erfolgt dabei gemäß Abb. 6.5 in dem für jeden Punkt ε_i in einem Bereich $\pm B/2$ ($B = 0,3\%$) die Steigung einer Regressionsgeraden a nach der Methode der kleinsten Quadrate ermittelt wurde. Dazu wurden für das folgende Gleichungssystem:

$$\underbrace{\begin{bmatrix} \varepsilon_{i-n} & 1 \\ \vdots & \vdots \\ \varepsilon_{i+n} & 1 \end{bmatrix}}_A \underbrace{\begin{bmatrix} a \\ b \end{bmatrix}}_{\alpha} = \underbrace{\begin{bmatrix} \sigma_{i-n} \\ \vdots \\ \sigma_{i+n} \end{bmatrix}}_{\sigma} + \vec{r} \quad (6.7)$$

die Residuen minimiert:

$$\min_{\alpha} \|A\alpha - \sigma\|_2^2 \quad (6.8)$$

Die Lösung dieses Optimierungsproblems erfolgte durch Lösen von (Bornemann 2016: 68):

$$A^T A \alpha = A^T \sigma \quad (6.9)$$

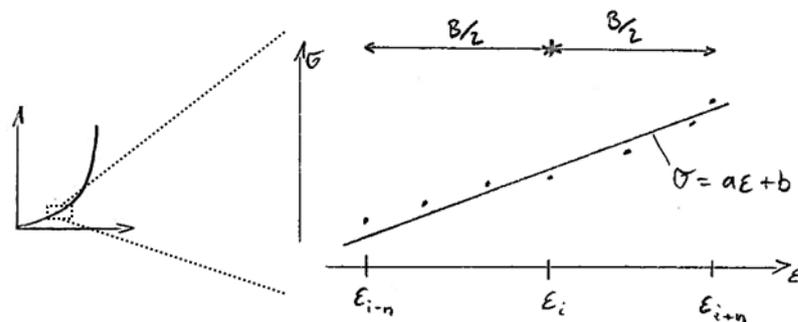


Abb. 6.5 Berechnung der Ableitung für die Punkte ε_i durch die Berechnung der Steigung der Regressionsgeraden a in einem Bereich von $\pm B/2$ um ε_i .

Anhand dieser Ableitung wurden die Bereiche zur Berechnung der Approximation der E-Moduln E_1 und E_2 definiert. Für die Berechnung von E_1 wurden die Punkte der Spannungs-Dehnungs-Kurve verwendet, welche eine Ableitung (Steifigkeit) im Bereich von 0 bis 50 MPa aufweisen. Der Bereich der Ableitung zur Berechnung von E_2 wurde zu 60 bis 100 % vom Maximum der Ableitung gewählt. Die Wahl dieser Grenzen erfolgte empirisch, um eine möglichst gute Approximation für alle Kurven zu finden (bei Betrachtung der Kurven und der Approximation). Die Berechnung der Approximation von E_1 und E_2 selbst erfolgte wiederum durch lineare Regression in eben diesen Bereichen nach den Gleichungen (6.7) bis (6.9). Der Knickpunkt wurde über den Schnittpunkt der beiden Regressionsgeraden für E_1 und E_2

berechnet. In Abb. 6.6 ist das Ergebnis einer solchen Approximation am Beispiel von Kurven für gerade, gekräuselte und unverstärkte Extrudate graphisch dargestellt.

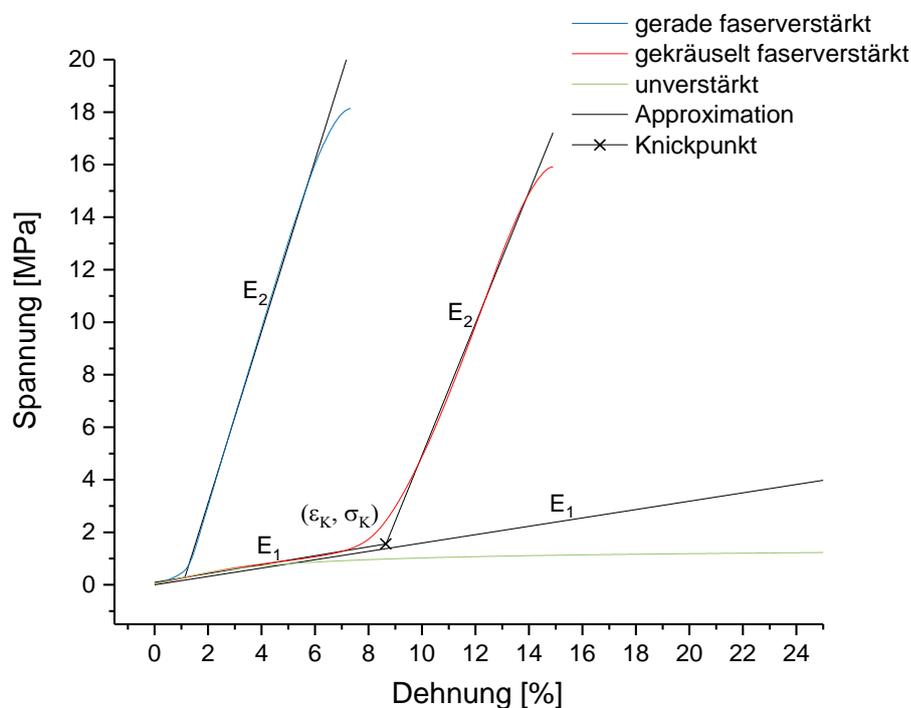


Abb. 6.6 Approximation der E-Moduln E_1 und E_2 in den entsprechenden Kurvenbereichen der gekräuselt faserverstärkten Extrudate bzw. von E_1 bei den unverstärkten und E_2 bei den gerade verstärkten Extrudaten, sowie des Knickpunktes $(\varepsilon_K, \sigma_K)$. (Gattinger et al. 2018)

Die auf diese Weise erhaltenen E-Moduln und Knickpunkte für die Spannungs-Dehnungs-Kurven konnten in Bezug auf die Fertigungsparameter, in erster Linie die Schmelzeviskosität (Druck im Schneckenorraum als Referenz), welche über die Schmelztemperatur (Werkzeugtemperatur) und das verwendete Material beeinflusst wurde, untersucht werden.

In Abb. 6.7 sind die Spannungs-Dehnungs-Kurven der Extrudate aus THERMOLAST® K TF5THT bei einer Werkzeugtemperatur von 220 °C dargestellt. Bei den gekräuselt faserverstärkten Extrudaten stellte sich der gewünschte charakteristische progressive Kurvenverlauf mit einem Bereich niedriger Steifigkeit (matrixdominiert), einem Bereich hoher Steifigkeit (faserdominiert) und einem ausgeprägten Knick ein. Die Kurven der gekräuselt faserverstärkten Extrudate zeigten eine hohe Streuung in Dehnungsrichtung.

Der Einfluss der Schmelzeviskosität auf die Spannungs-Dehnungs-Kurven ist in Abb. 6.8 anhand der gemittelten Kurven (*avecures*, OriginPro 2017) für den jeweiligen Parametersatz dargestellt. Hier zeigt sich, dass die Schmelzeviskosität, repräsentiert durch den Druck im Schneckenorraum, einen deutlichen Einfluss vor allem auf die Position des Knickpunktes hat. Je höher die Schmelzeviskosität (je höher der Druck), desto mehr wurde der gekräuselte Roving

im Prozess verstreckt und desto niedriger ist die Dehnung, bei der es zur Versteifung des Extrudats kommt. Ab einer gewissen Schmelzetemperatur verschiebt sich der Knickpunkt nicht mehr weiter zu höheren Dehnungen (Kurven bei 10 und 7 bar). Hier ergibt sich anscheinend eine Mindestgrenze der Verstreckung der Kräuselung, die auch bei einer weiteren Reduzierung der Viskosität nicht unterschritten wird.

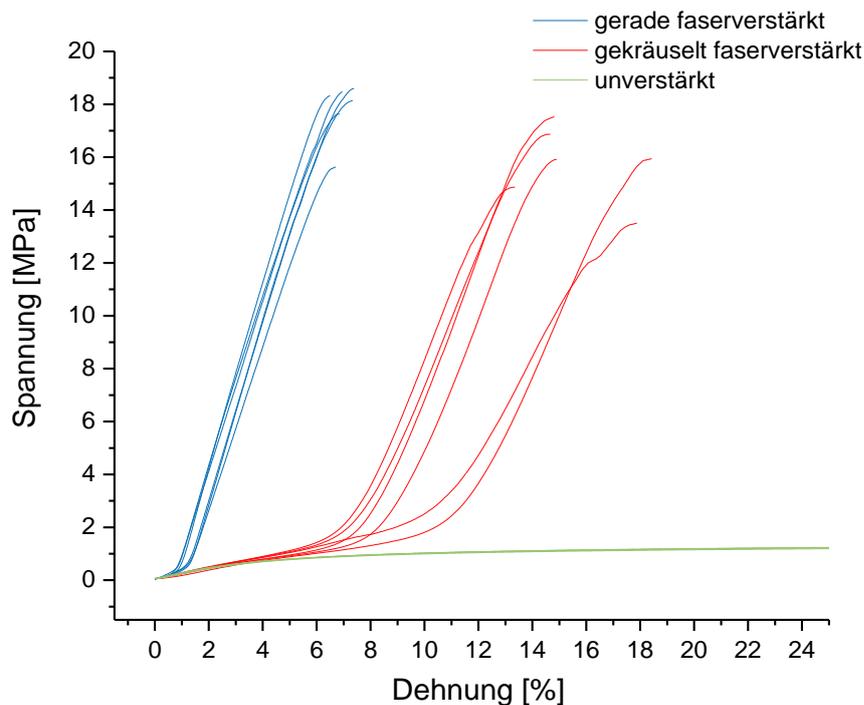


Abb. 6.7 Spannungs-Dehnungs-Kurven der gerade, gekräuselt und unverstärkten Extrudate aus THERMOLAST® K TF5THT bei einer Werkzeugtemperatur von 220 °C. (Gattinger et al. 2018)

Dass der Bereich niedriger Steifigkeit, vor dem Knickpunkt, vor allem matrixdominiert ist, kann man beim Vergleich der Kurven der verschiedenen TPEs in Abb. 6.8 erkennen. Das etwas weichere TM4ADT bewirkt auch ein weicheres Verhalten der gekräuselt faserverstärkten Extrudate im Anfangsbereich. Abgesehen davon wird bei diesem höherviskosen Material die geringste Dehnung erreicht.

Die Maximalkräfte lassen sich nicht sinnvoll auswerten, da es bei allen verstärkten Proben zu einem Versagen des Faser-Matrix-Verbundes im Bereich der Einspannung der Proben kam. Die theoretische Bruchfestigkeit der Extrudate müsste in Bezug auf die reine Festigkeit des Aramidrovings bei 36,4 MPa liegen. Auch wenn diese Festigkeit in diesem Fall nicht erreicht bzw. nachgewiesen werden konnte, so ist die Festigkeit der verstärkten Proben (unabhängig von der Fasergestalt) um ein vielfaches (ca. fünfzehn Mal) höher als bei den unverstärkten Extrudaten.

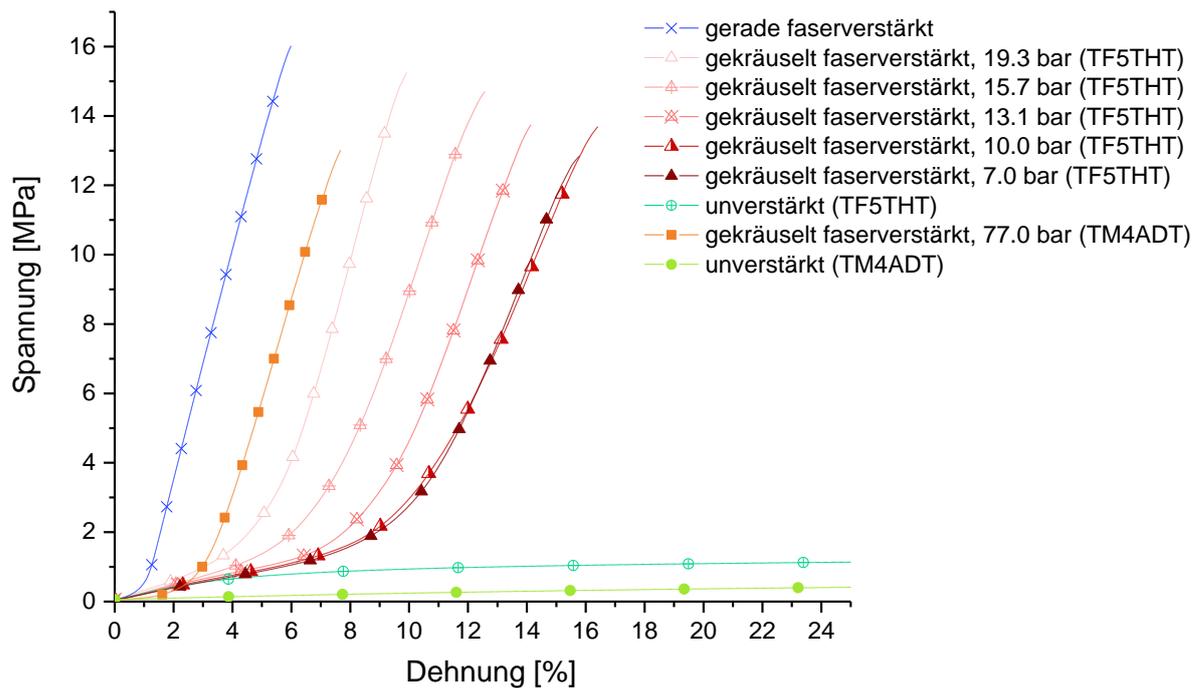


Abb. 6.8 Gemittelte Kurven der Zugversuche der verstärkten und unverstärkten Extrudate bei unterschiedlicher Werkzeugtemperatur und demzufolge unterschiedlicher Viskosität repräsentiert durch den Druck im Schneckenorraum. (Gattinger et al. 2018)

Durch die Faserverstärkung wird eine etwa zehnfache Versteifung im Vergleich zum unverstärkten TPE erreicht. Diese Versteifung tritt bei den gekräuselt faserverstärkten Extrudaten erst ab der Dehnung ein, da die Fasern in gestreckter Form vorliegen. Die Ergebnisse der Auswertung der E-Moduln in den einzelnen Kurvenbereichen ist in Abb. 6.9 graphisch dargestellt. Hier ist der Unterschied in der Steifigkeit der faserdominierten Bereiche (E_2) und der matrixdominierten Bereiche (E_1) gut erkennbar. In dieser Auswertung wird deutlich, dass die Steifigkeit der gekräuselt faserverstärkten Extrudate im Anfangsbereich (E_1), solange die Fasern in gekräuselter Form vorliegen, dieselbe Größenordnung hat, wie die der unverstärkten TPEs; wenngleich die Steifigkeit der gekräuselt faserverstärkten Extrudate etwas höher liegt als die der unverstärkten TPEs. Außerdem ergibt sich bei einer niedrigeren Verarbeitungstemperatur (höhere Schmelzeviskosität) eine höhere Steifigkeit E_1 der gekräuselt faserverstärkten Extrudate.

Bei der Analyse der Steifigkeit im faserdominierten Bereich der gekräuselt faserverstärkten bzw. der gerade faserverstärkten Extrudate (E_2) kann wiederum festgestellt werden, dass die Größenordnung jeweils übereinstimmt. Allerdings sind die gerade verstärkten Extrudate insgesamt etwas steifer als die gekräuselt verstärkten bei gestreckten Fasern. Außerdem ist auch hier bei den gekräuselt verstärkten Extrudaten ein Einfluss der Verarbeitungsparameter auf die Steifigkeit E_2 sichtbar. In Bezug auf die Steifigkeit E_2 zeigt sich, bei höherer Viskosität in der Verarbeitung ergibt sich eine höhere Steifigkeit.

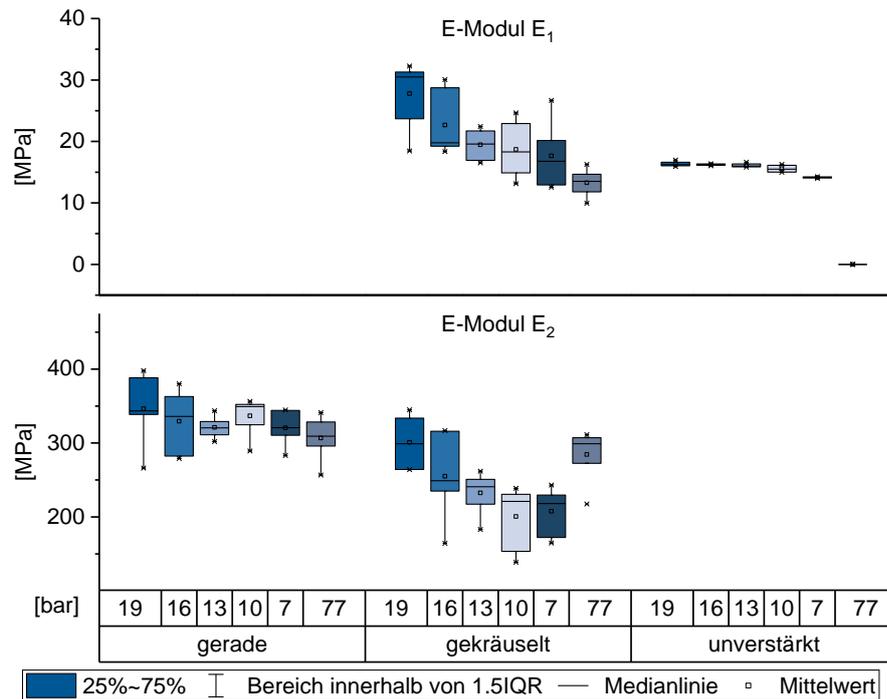


Abb. 6.9 Steifigkeiten E_1 und E_2 der Extrudate gruppiert nach der Verstärkungsart und dem Druck im Schneckenorraum. Bei der Gruppe mit 77 bar Druck war das Matrixmaterial ein weiches TPE (TM4ADT) als bei den anderen Drücken (TF5THT). (Gattinger et al. 2018)

Die Verarbeitungstemperatur bzw. die Schmelzeviskosität hatte einen deutlich erkennbaren Einfluss auf die Verstreckung des gekräuselten Faserrovings im Prozess. Dies wird vor allem bei Betrachtung der Position des Knickpunktes sichtbar (Abb. 6.10).

Der Knick im Kurvenverlauf bei den gekräuselt faserverstärkten Extrudaten lag je nach Schmelzeviskosität im Median bei 3 % bis 11 % Dehnung. Wobei galt, je viskoser die Schmelze, desto früher der Knickpunkt. Bei Verringerung der Viskosität verschiebt sich der Knickpunkt sukzessive hin zu höheren Dehnungen, wobei sich zwischen dem Versuch bei 230 °C Werkzeugtemperatur (10 bar) und 240 °C (7 bar) kein Unterschied mehr ergibt.

Die Koordinate in Spannungsrichtung des Knickpunktes zeigt ebenfalls eine geringe Tendenz zu höheren Werten mit niedrigerer Viskosität, allerdings ist dieser Zusammenhang hier wesentlich schwächer ausgeprägt als bei der Position des Knickpunktes in Dehnungsrichtung. Der deutlich abweichende Wert von σ_K bei 77 bar resultiert vielmehr aus der in diesem Fall deutlich geringeren Matrixsteifigkeit des verwendeten TPE (TM4ADT) als aus der höheren Viskosität.

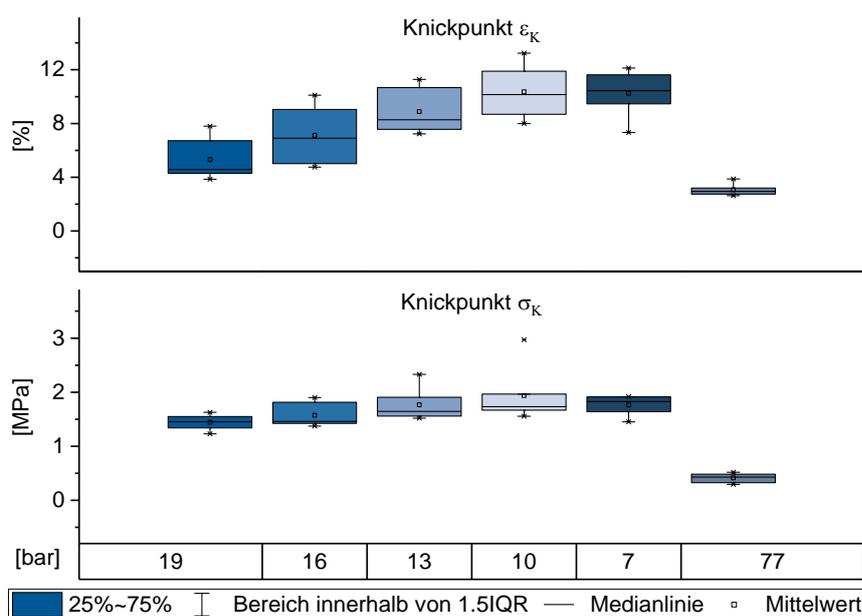


Abb. 6.10 Koordinaten des Knickpunktes der Spannungs-Dehnungs-Kurven in Dehnungs- bzw. Spannungsrichtung der gekräuselt faserverstärkten Extrudate in Abhängigkeit vom Verarbeitungsdruck. (Gattinger et al. 2018)

6.4 Diskussion

Das Ziel der Herstellung von wellig endlofaserverstärkten Elastomersträngen im Extrusionsprozess konnte durch die Zufuhr eines spiralförmig gekräuselten Aramidfaserrovings in einem Querkopfextrusionswerkzeug realisiert werden. Dabei wurde sowohl eine wellige Fasergestalt im Extrudat erreicht, als auch die entsprechenden mechanischen Eigenschaften mit einer progressiven Spannungs-Dehnungs-Kurve.

Das Kräuseln des Aramidrovings durch Thermofixierung in spiralförmige Gestalt lieferte gute Ergebnisse bis auf eine relativ hohe Faserschädigung. Die Faserschädigung durch die Thermofixierung fiel höher aus als anhand der Angaben des Herstellers im Datenblatt vermutet wurde. Möglicherweise kam es bedingt durch die Wicklung auf dem Kern in Verbindung mit dem negativen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Aramid zu einer zusätzlichen mechanischen Zugbelastung auf die Fasern während der Wärmebehandlung. Die Messung der beiden Qualitätsparameter Kräuselgrad und Kräuselbeständigkeit der Faserkräuslung machten den Einfluss der Temperatur im Gegensatz zum Kerndurchmesser und der Haltezeit deutlich. Der Einfluss der Temperatur auf die Kräuselqualität war laut Fourné zu erwarten (Fourné 1999). Dass der Kerndurchmesser keinen Einfluss auf die Kräuselbeständigkeit zeigte ist plausibel, jedoch wäre ein Einfluss auf den Kräuselgrad zu erwarten gewesen. Dass dies nicht der Fall war lag möglicherweise an den eng beieinander liegenden untersuchten Durchmessern

von 1 und 1,6 mm. Bei der Verweilzeit wäre ebenfalls mit einem Einfluss auf Kräuselgrad und Kräuselbeständigkeit zu rechnen gewesen. Hier liegt die Vermutung nahe, dass die Verweilzeit bei kleinen Werten durchaus bestimmend ist (wenn die Verweilzeit gegen Null geht sollte keine Kräuselung erfolgen) und ab einer gewissen Dauer keine weitere Verbesserung der Kräuselung bedingt. Insofern waren die 5 min Verweilzeit eventuell schon absolut ausreichend und es hätten kürzere Verweilzeiten untersucht werden müssen um einen Effekt zu beobachten. Die Methode zur Messung des Kräuselgrades erwies sich als äußerst aufwendig und verlangte eine hohe Konzentration und Präzision des Bedieners.

Die Versuche zur Extrusion wellig endlosfaserverstärkter Elastomere lieferten vielversprechende Ergebnisse insofern die Erwartungen an die resultierenden mechanischen Eigenschaften übertroffen wurden. Es konnte nicht davon ausgegangen werden, dass es möglich sei eine derart hohe Kräuselung des Rovings im Extrudat zu erhalten. Die Verstreckung des gekräuselten Rovings im Prozess konnte durch die Verarbeitungstemperatur bzw. die Schmelzeviskosität des thermoplastischen Elastomers beeinflusst werden. Eine ausgeprägte Welligkeit im Extrudat konnte allerdings nur mit sehr niedriger Viskosität erreicht werden. In den Versuchen ergab sich eine untere Grenzviskosität, ab der sich keine weitere Verringerung der Verstreckung des Rovings mehr erzielen ließ. Ein nicht von der Hand zu weisendes Problem blieb die hohe Streuung der Spannungs-Dehnungs-Kurven der einzelnen Zugversuche in Dehnungsrichtung. Diese Schwankung in der Position des Knickpunktes muss aus einer rein geometrischen Abweichung der Welligkeit des Faserrovings im Extrudat herrühren. Gründe für eine solche Schwankung der Fasergestalt können in einer ungleichmäßigen Ausgangskräuselung des Rovings oder in Prozessschwankungen (Viskosität, Fördergeschwindigkeit, Abzugsgeschwindigkeit) der Extrusion liegen.

Der Einfluss der Verarbeitungstemperatur auf die Steifigkeit E_1 der gekräuselt faserverstärkten Extrudate liegt vermutlich nicht an einem direkten Zusammenhang zwischen der Schmelzetemperatur bzw. -viskosität und der resultierende Steifigkeit sondern viel mehr daran, dass die Viskosität die Verstreckung des Rovings beeinflusst und sich bei einem stärker verstreckten Roving eine höhere Steifigkeit ergibt. Auch bei Betrachtung der Steifigkeit E_2 scheint der Zusammenhang, geradere Fasern ergeben ein steiferes Verhalten, zu gelten.

Auch bei den gerade faserverstärkten Extrudaten ergab sich ein kleiner Anfangsbereich niedriger Steifigkeit, bis es nach geringer Dehnung zu einem Knick der Kurve hin zur tatsächlichen Steifigkeit kam. Dieses Verhalten wird mit einem nicht hundertprozentig gerade verlaufenden Verstärkungsroving begründet. In Abb. 6.4 C ist die leichte Welligkeit des geraden Faserrovings zu erkennen.

Im Rahmen der Versuche hat sich gezeigt, dass neben den Prozessparametern auch geometrische Aspekte des Werkzeugdesigns eine große Rolle für die Erhaltung der Faserkräuselung spielen. Länge und Durchmesser der Düse sowie der Ringspalt um die Pinolenspitze müssen so ausgelegt sein, dass der Roving möglichst gut ummantelt aber durch das Geschwindigkeitsprofil und die Druckunterschiede in der Düse nicht zu stark verstreckt wird. Besondere Bedeutung hat der Innendurchmesser der Pinolenspitze. Wird er zu groß gewählt, kommt es zu einem Rückfluss der Schmelze in die Pinole wodurch es zu einer sehr starken Verstreckung des Rovings kommt und letztlich nur eine sehr geringe Welligkeit im Extrudat erhalten bleibt.

Die hier vorgestellten Hauptversuche wurden mit einem spiralförmigen Faseroving durchgeführt, bei dem die einzelnen Fasern exakt parallel zueinander lagen. Dies wurde durch eine zusätzliche leichte Verdrillung des Rovings in Längsrichtung beim Wickeln auf den Kern zur Thermofixierung sichergestellt. Bei Versuchen mit nach der Thermofixierung verwirbelten Fasern, also einer zufälligen Anordnung der Kräuselung der einzelnen Fasern, zeigte sich nur noch ein sehr geringer Unterschied der Spannungs-Dehnungs-Kurven zu den gerade verstärkten Extrudaten. Der Effekt durch die welligen Fasern blieb nahezu aus. Dies stützt wiederum die These aus den Ergebnissen von Kapitel 5, dass sich in der Streckung gegenseitig behindernde Fasern dem gewünschten Eigenschaftsprofil wellig faserverstärkter Elastomere entgegenwirken. Bei der Auslegung wellig faserverstärkter Elastomere muss demnach eine möglichst ungehinderte Querverformung der weichen Matrix sichergestellt werden.

7 Ausblick zur additiven Fertigung von wellig faserverstärkten Elastomeren

Die additive Fertigung (3D-Druck) bietet sich als Fertigungsmethode für wellig faserverstärkte Elastomere an. Dabei ergeben sich mehrere Vorteile: automatisierte Fertigung, hohe Designfreiheit, gute Reproduzierbarkeit und kontrolliertes Einbringen von Verstärkungselementen. Im Hinblick auf die Verstärkung von additiv gefertigten Bauteilen bietet sich vor allem das Fused-Filament-Fabrication (FFF) Verfahren an. Bei diesem Verfahren wird Kunststoffschmelze in Bahnen Schicht für Schicht aufgebracht. Dabei ist es möglich, die einzelnen aufgetragenen Stränge mit Endlosfasern zu versehen (Matsuzaki et al. 2016). Bei dieser Technologie hat der Anwender die Möglichkeit Verstärkungsfaserstränge in nahezu beliebiger Form ins Bauteil einzubringen. Die einzige Limitierung hierbei ist, dass die Fasern nur innerhalb der einzelnen Schichten abgelegt werden können und keine Fasern über Schichten hinweg positioniert werden können.

Momentan ist kein Drucker für die additive Fertigung von faserverstärkten Elastomeren verfügbar. Aus diesem Grund wurde in Zusammenarbeit mit der Kumovis GmbH (Ausgründung des Lehrstuhls für Medizintechnik) ein Druckkopf zur Verarbeitung von endlosfaserverstärktem TPE Filament entwickelt. Da bei der Verarbeitung von endlosfaserverstärktem TPE im FFF ähnliche Probleme wie bei der Verarbeitung von reinem TPE auftreten, nämlich fehlerhaftes Einziehen bzw. Einschieben des Filaments in den Druckkopf durch Knicken und Ausbrechen des weichen Materials (Elkins et al. 1997), konnte dieser Druckkopf im Rahmen dieser Arbeit nicht über ein Konzeptstadium hinaus entwickelt werden. Der Druckkopf und zwei gedruckte Bahnen wellig faserverstärktes TPE sind in Abb. 7.1 dargestellt. Dieser Druckkopf ist als Druckkopf für einen Zweikomponenten FFF-Drucker konzipiert, der im Bauteilinneren die gewünschte wellige oder geradlinige bzw. in der Ebene beliebig ausgebildete Faserverstärkung einbringt. Ein zweiter Druckkopf würde das restliche Bauteil und vor allem die Außenkontur aus reinem TPE drucken. Auch bezüglich dem Verarbeiten von reinem, sehr weichen TPE im FFF wurden gemeinsam mit Fischer und Kumovis Anstrengungen unternommen (Gattinger, Haerst, et al. 2017; Gattinger & Fischer 2017; Gattinger 2017). Abgesehen von diesem eher hardwareseitigen Entwicklungsbedarf müssten für das automatisierte 3D-Drucken von wellig faserverstärkten Elastomeren auch einige softwareseitige Entwicklungen durchgeführt werden. So ist bei aktuellen Slicern (Software, welche die CAD-Daten in Bewegungsanweisungen für den Drucker umsetzt) keine gezielte Kontrolle der Ablage von einzelnen Bahnen vorgesehen. Dies wäre aber für das Einbringen von einzelnen beliebig geformten Verstärkungsbahnen unbedingt nötig.

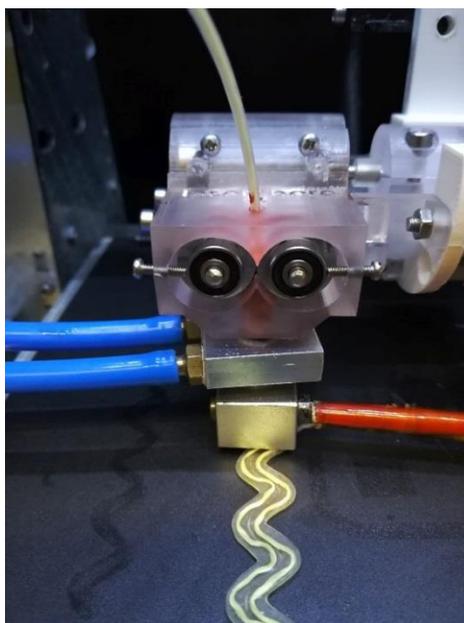


Abb. 7.1 Druckkopf zur Verarbeitung von endlosfaserverstärkten thermoplastischen Elastomeren im Fused-Filament-Fabrication Verfahren.

Ein weiteres Verfahren, welches sich für die additive Fertigung von Elastomeren eignet, ist das PolyJet Verfahren, bei welchem, ähnlich wie bei einem Tintenstrahldrucker, flüssiges Monomer schichtweise aufgebracht und durch UV-Licht polymerisiert wird (Gebhardt 2016: 147). In diesem Verfahren lassen sich ebenfalls Bauteile aus flexiblen Werkstoffen herstellen, außerdem ist es möglich mehrkomponentige Bauteile aus verschiedenen Werkstoffen additiv zu fertigen. In diesem Verfahren ist es zwar nicht möglich Verstärkungsfasern zu verarbeiten, wohl aber können in ein flexibles Bauteil aus einem steiferen Werkstoff Verstärkungselemente integriert werden. Diese Technologie ist aktuell schon kommerziell verfügbar und entsprechende Bauteile können relativ unkompliziert direkt aus entsprechenden CAD-Daten gefertigt werden. Abb. 7.2 zeigt einen Zugstab aus einem gummiartigen Material (FLX4640-DM, Stratasys) mit einer welligen Verstärkungsstruktur aus einem Material, welches ähnliche Eigenschaften wie Polypropylen (RGD450, Stratasys) aufweist. Ein großer Vorteil dieser Technologie ist es, dass die Verstärkungsstrukturen beliebig dreidimensional ausgebildet sein können. Eine Restriktion auf einzelne Schichten, wie im FFF, existiert hier nicht.



Abb. 7.2 Flexibler Zugstab mit welliger Verstärkungsstruktur hergestellt im PolyJet-Verfahren.

8 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit war die Untersuchung von Herstellungsverfahren für wellig faserverstärkte Elastomere. Die Verstärkung von Elastomeren mit welligen Fasern hat den Vorteil einer Erhöhung der Festigkeit bei einer weitgehenden Erhaltung der Flexibilität des Elastomers. Diese Materialien haben eine charakteristische progressive Spannungs-Dehnungs-Beziehung, welche auch bei biologischen Weichgeweben zu finden ist. Das macht wellig faserverstärkte Elastomere für den Einsatz in der Medizintechnik interessant.

Zunächst wurden anhand von einfachen Prüfkörpern, mit gezielt kontrollierbarer Faserwelligkeit, Untersuchungen zu den Einflussfaktoren Matrixhärte, Fasersteifigkeit und Faserwelligkeit durchgeführt. In einem zweistufigen Heißpressverfahren wurden wellig in der Form fixierte Verstärkungsfaserstränge in eine Silikonmatrix eingebettet. Dabei wurden Silikone unterschiedlicher Shore-Härte und Verstärkungsfasern (Aramid-, Kohlenstoff-, Glas- und Polymerfasern) unterschiedlicher Steifigkeit verwendet. Im Zugversuch konnte der charakteristische Spannungs-Dehnungs-Verlauf mit einer zunächst niedrigen Steifigkeit, beeinflusst durch die Elastomermatrix, bis zu einer Dehnung da die Fasern in eine gestreckte Lage kommen und einer anschließenden hohen Steifigkeit durch die Verstärkungsfasern festgestellt werden. Die anfängliche Steifigkeit ist eindeutig elastomerdominiert und kann durch die Wahl der Steifigkeit des Elastomers beeinflusst werden. Durch die Faserwelligkeit wird die erreichbare Dehnung, bis es zur Versteifung durch die gestreckten Fasern kommt, eingestellt. Der Einfluss der Fasersteifigkeit konnte in den durchgeführten Versuchen nicht zweifelsfrei festgestellt werden. Jedoch konnten die mechanischen Eigenschaften der Prüfkörper in einer strukturmechanischen FEM-Simulation abgebildet werden. Die Modellierung der welligen Verstärkungsfasern mit Reinforcement-Elementen erwies sich dabei als praktikable Lösung, welche sich durch einen moderaten Modellierungsaufwand und sehr realitätsnahe Ergebnisse auszeichnet.

Ein Hauptfokus dieser Arbeit lag auf der Herstellung und Untersuchung von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren im wichtigsten Kunststoffverarbeitungsverfahren, dem Spritzgießen. Hierfür wurden gekräuselte Kurzfasern und thermoplastische Elastomere compoundingiert und im Spritzgießverfahren verarbeitet. Bei beiden Verfahrensvarianten, dem separaten Compoundingieren und anschließenden Spritzgießen des erzeugten Granulates und dem Direkt-Compoundingieren im Spritzgießaggregat ergaben sich qualitativ gleichwertige Ergebnisse. Sowohl im compoundingierten Granulat, als auch in den spritzgegossenen Bauteilen, lagen die Kurzfasern in gekrümmter Form vor. Außerdem wurde nachgewiesen, dass diese gekrümmte Form unabhängig von der Ausgangskrümmung der Fasern vom Prozess selbst hervorgerufen wurde. Aus diesem Grund ergab sich auch nach der Verarbeitung kein

Unterschied zwischen der Verwendung von gekräuselten oder geraden Ausgangsfasern. Eine Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften von der Krümmung der Kurzfasern konnte demnach nicht im Versuch untersucht werden. Dass sich die thermoplastischen Fasern bei der Verarbeitung in der Kunststoffschmelze krümmten, kann als interessante Entdeckung gesehen werden und das Erzielen von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren durch Spritzgießen ist ein Teilerfolg. Der gewünschte charakteristische Spannungs-Dehnungs-Verlauf blieb bei den Zugversuchen allerdings aus. Als Grund dafür wurde die gegenseitige Behinderung der zufällig orientierten Kurzfasern an einer Streckung und Verdrängung der Matrix gesehen. Diese Vermutung konnte durch gezielte strukturmechanische FEM Simulationen erhärtet werden.

Ein weiterer Ansatz zur Fertigung von wellig faserverstärkten Elastomeren wurde über Zufuhr von gekräuselten Endlosfasern in der Extrusion verfolgt. Dafür wurden zunächst Aramidfasern über einen Thermofixierungsprozess in eine spiralförmige Ausgangsform gebracht. Bei der Thermofixierung von Aramidfasern stellte sich die Temperatur der Wärmebehandlung als der ausschlaggebende Parameter heraus. Bei einer Temperatur von 320 °C konnte eine gute Faserkräuslung bei gleichzeitig akzeptabler Faserschädigung erreicht werden. Auf diese Weise gekräuselte Fasern wurden mit einem Querkopfwerkzeug in der Extrusion zusammen mit thermoplastischen Elastomeren zu wellig endlosfaserverstärkten Elastomerprofilen verarbeitet. Beim Extrusionsprozess kommt es zu einer gewissen Verstreckung der Faserkräuslung. Der Grad der Verstreckung hängt stark von der Schmelzeviskosität des Kunststoffes ab. Eine höhere Viskosität bedingt eine stärkere Verstreckung. Die resultierende Kräuslung des Faserstrangs im Extrudat bestimmt die Position des Knickpunktes der Spannungs-Dehnungs-Kurve im Zugversuch, bei dem der Wechsel von niedriger Steifigkeit zu hoher Steifigkeit stattfindet. Der charakteristische progressive Verlauf konnte bei den Extrusionsversuchen erreicht und der Einfluss der Schmelzeviskosität gezeigt werden.

Literaturverzeichnis

- Abts, G. 2007. *Einführung in die Kautschuktechnologie* (Carl Hanser Verlag: München).
- Alcedo, K., Harburg, D., Knopf, R., Lessing, J., and Singh Sarv, P. 2017. "Soft robotic grippers for cluttered grasping environments, high acceleration movements, food manipulation, and automated storage and retrieval systems." In.: Soft robotics inc, us.
- Alexander, E., Lewin, M., Muhsam, H. V., and Shiloh, M. 1956. 'Definition and Measurement of Crimp of Textile Fibers', *Textile Research Journal*, 26: 606-17.
- Altmann, A., Gesell, P., and Drechsler, K. 2015. 'Strength prediction of ply waviness in composite materials considering matrix dominated effects', *Composite Structures*, 127: 51-59.
- Ambrosio, L., De Santis, R., Iannace, S., Netti, P. A., and Nicolais, L. 1998. 'Viscoelastic behavior of composite ligament prostheses', *J Biomed Mater Res*, 42: 6-12.
- Ambrosio, L., Gloria, A., and Causa, F. 2010. '10 - Composite materials for replacement of ligaments and tendons.' in, *Biomedical Composites* (Woodhead Publishing).
- ANSYS Inc. 2015. "ANSYS Mechanical - Advanced Nonlinear Materials: Hyperelasticity incl. Appendix." In.: ANSYS Inc.
- ANSYS Inc. 2016. "ANSYS Mechanical APDL Documentation." In.: ANSYS Inc.
- Baer, E., Cassidy, J. J., and Hiltner, A. 1988. 'Hierarchical Structure of Collagen and its Relationship to the Physical Properties of Tendon.' in Nimni, M. E. (ed.), *Collagen - Volume II: Biochemistry and Biomechanics* (CRC Press: Boca Raton).
- Baer, J. I. 1967. "Material handling apparatus and the like." In.: James I. Baer.
- Bahl, O. P., Shen, Z., Lavin, J. G., and Ross, R. A. 1998. 'Manufacture of Carbon Fibers.' in Donnet, J.-B., Wang, T. K., Rebouillat, S. and Peng, J. C. M. (eds.), *Carbon Fibers* (Marcel Dekker, Inc.: New York, USA).
- Bekisli, B., and Nied, H. F. 2011. "Flexible composites with knitted reinforcements." In *SPE Annual Technical Conference ANTEC*, 578-83. Boston: Society of Plastics Engineers.
- Bonnet, M. 2014. *Kunststofftechnik - Grundlagen, Verarbeitung, Werkstoffauswahl und Fallbeispiele* (Springer Fachmedien: Wiesbaden).
- Bornemann, F. 2016. *Numerische lineare Algebra - Eine konzise Einführung mit MATLAB und Julia* (Springer Spektrum: Wiesbaden).
- Boucek, R. J. 1988. 'Contributions of Elastin and Collagen Organization to Passive Mechanical Properties of Arterial Tissue.' in Nimni, M. E. (ed.), *Collagen - Volume II: Biochemistry and Biomechanics* (CRC Press: Boca Raton).
- Brand, R. H., and Backer, S. 1962. 'Mechanical Principles of Natural Crimp of Fiber', *Textile Research Journal*, 32: 39-49.
- Brökel, J. 2007. 'Untersuchungen zum Einfluss gezielt nicht geradlinig eingebrachter Faserverstärkungen auf die mechanischen Eigenschaften einer nachgiebigen Polymermatrix', Dissertation, Universität Rostock.
- Buschmann, J., and Bürgisser, G. M. 2017. *Biomechanics of Tendons and Ligaments - Tissue Reconstruction and Regeneration* (Woodhead Publishing: Duxford).

- Chamberlain, C. S., and Vanderby, R. 2016. 'Ligament and Tendon.' in Murphy, W., Black, J. and Hastings, G. (eds.), *Handbook of Biomaterial Properties* (Chapman and Hall: London).
- Chou, T.-W. 1989. 'Flexible composites', *Journal of Materials Science*, 24: 761-83.
- Chou, T. W., and Takahashi, K. 1987. 'Non-linear elastic behaviour of flexible fibre composites', *Composites*, 18: 25-34.
- Datashvili, L. 2010. 'Multifunctional and dimensionally stable flexible fibre composites for space applications', *Acta Astronautica*, 66: 1081-86.
- De Santis, R., Sarracino, F., Mollica, F., Netti, P. A., Ambrosio, L., and Nicolais, L. 2004. 'Continuous fibre reinforced polymers as connective tissue replacement', *Composites Science and Technology*, 64: 861-71.
- Deitmar, A. 2014. *Analysis*.
- Denchev, Z., and Dencheva, N. 2012. 'Manufacturing and Properties of Aramid Reinforced Composites.' in Stoyko, F. and Debes, B. (eds.), *Synthetic Polymer-Polymer Composites* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: Munich).
- Deschauer, T. 2016. 'Optimierung der mechanischen Eigenschaften nichtlinear faserverstärkter Silikone', unveröffentlichte Masterarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.
- Dhammi, I. K., Rehan Ul, H., and Kumar, S. 2015. 'Graft choices for anterior cruciate ligament reconstruction', *Indian Journal of Orthopaedics*, 49: 127-28.
- Dheerendra, S. K., Khan, W. S., Singhal, R., Shivarathre, D. G., Pydisetty, R., and Johnstone, D. 2012. 'Anterior Cruciate Ligament Graft Choices: A Review of Current Concepts', *The Open Orthopaedics Journal*, 6: 281-86.
- Diao, H., Robinson, P., Wisnom, M. R., and Bismarck, A. 2016. 'Unidirectional carbon fibre reinforced polyamide-12 composites with enhanced strain to tensile failure by introducing fibre waviness', *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 87: 186–93.
- DIN 8580:2003-09. 2003. *Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung*.
- DIN 53504:2015-08. 2015. 'Prüfung von Kautschuk und Elastomeren - Bestimmung von Reißfestigkeit, Zugfestigkeit, Reißdehnung und Spannungswerten im Zugversuch'.
- DIN EN ISO 527-2:2012-06. 2012. 'Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften - Teil 2 Prüfbedingungen für Form- und Extrusionsmassen'.
- DIN EN ISO 8256:2005-05. 2005. *Kunststoffe - Bestimmung der Schlagzugzähigkeit*.
- Doumit, M., and Leclair, J. 2017. 'Development and testing of stiffness model for pneumatic artificial muscle', *International Journal of Mechanical Sciences*, 120: 30-41.
- Ehrenstein, G. W. 2006. *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften* (Carl Hanser Verlag: München).
- Elkins, K., Nordby, H., Janak, C., Gray, R. W., Helge, J., and Baird, D. G. 1997. 'Soft Elastomers for Fused Deposition Modeling', Virginia Polytechnic Institute and State University.
- Filler, T. J., Pera, F., and Anderhuber, F. 2012. 'Allgemeine Anatomie.' in Anderhuber, F., Pera, F. and Streicher, J. (eds.), *Waldeyer - Anatomie des Menschen, Lehrbuch und Atlas in einem Band* (Walter de Gruyter: Berlin).

- Flemming, M., and Roth, S. 2003. *Faserverbundbauweisen Eigenschaften - mechanische, konstruktive, thermische, elektrische, ökologische, wirtschaftliche Aspekte* (Springer: Berlin).
- Flemming, M., Ziegmann, G., and Roth, S. 1995. *Faserverbundbauweisen - Fasern und Matrices* (Springer: Berlin).
- Flemming, M., Ziegmann, G., and Roth, S. 1999. *Faserverbundbauweisen - Fertigungsverfahren mit duroplastischer Matrix* (Springer: Berlin).
- Foldi, A. P. 1996. 'Design considerations and end-use applications of short fibre filled rubbers and thermoplastic elastomers.' in De, S. K. and White, J. R. (eds.), *Short Fibre-Polymer Composites* (Woodhead Publishing: Cambridge).
- Folgar, F., and Tucker, C. L. 1984. 'Orientation Behavior of Fibers in Concentrated Suspensions', *Journal of reinforced plastics and composites*, 3: 98–119.
- Forgacs, O. L., and Mason, S. G. 1959. 'Particle motions in sheared suspensions: IX. Spin and deformation of threadlike particles', *Journal of Colloid Science*, 14: 457–72.
- Fourné, F. 1999. *Synthetic Fibers - Machines and Equipment, Manufacture, Properties - Handbook for Plant Engineering, Machine Design and Operation* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: Munich, Cincinnati).
- Franchi, M., Fini, M., Quaranta, M., De Pasquale, V., Raspanti, M., Giavaresi, G., Ottani, V., and Ruggeri, A. 2007. 'Crimp morphology in relaxed and stretched rat Achilles tendon', *J Anat*, 210: 1-7.
- Fung, Y.-C. 1993. 'Bioviscoelastic Solids.' in, *Biomechanics: Mechanical Properties of Living Tissues* (Springer New York: New York, NY).
- Galloway, K. C., Polygerinos, P., Walsh, C. J., and Wood, R. J. 2013. "Mechanically programmable bend radius for fiber-reinforced soft actuators." In *2013 16th International Conference on Advanced Robotics (ICAR)*, 1-6.
- Gattinger, J. 2017. "Patentanmeldung: Verfahren und Vorrichtung für Fused Filament Fabrication mit thermoplastischen Elastomeren." In.: TU München.
- Gattinger, J., and Fischer, S. 2017. "Novel fused filament fabrication procedure and printhead to process thermoplastic elastomers." In *33rd International Conference of the Polymer Processing Society*. Cancún.
- Gattinger, J., Haerst, M., Leonhard, S., Fischer, S., and Pammer, S. 2017. "Patentanmeldung: Druckkopf für Fused Filament Fabrication." In.: TU München.
- Gattinger, J., and Kirsch, M. 2017. *Handskizze zur Funktionsweise des Matlab-Skripts zur Erzeugung von gekrümmten Fasergeometrien*.
- Gattinger, J., Kirsch, M., and Kirchebner, B. 2018. 'Flexible composite strands through extrusion of crimped fiber reinforced thermoplastic elastomers', *Materials Today Communications*, 15: 43-47.
- Gattinger, J., Köppl, R., and Zeppenfeld, M. 2017. "Compounding and direct compounding of crimped fiber reinforced thermoplastic elastomers." In *33rd International Conference of the Polymer Processing Society*. Cancún.
- Gebhardt, A. 2016. *Additive Fertigungsverfahren : Additive Manufacturing und 3D-Drucken für Prototyping - Tooling - Produktion* (Hanser: München).
- Gebhardt, C. 2014. *Praxisbuch FEM mit ANSYS Workbench - Einführung in die lineare und nichtlineare Mechanik* (Hanser: München).

- Grace Chao, P. H., Hsu, H. Y., and Tseng, H. Y. 2014. 'Electrospun microcrimped fibers with nonlinear mechanical properties enhance ligament fibroblast phenotype', *Biofabrication*, 6: 035008.
- Greif, H., Limper, A., and Fattmann, G. 2018. *Technologie der Extrusion* (Carl Hanser Verlag: München).
- Gries, T., Veit, D., and Wulfhorst, B. 2014. 'Textile Fertigungsverfahren.' in, *Textile Fertigungsverfahren* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG).
- Griffith, A. A. 1921. 'The Phenomena of Rupture and Flow in Solids', *Philosophical transactions of the royal society of london. Series A, containing papers of a mathematical or physical character*, 221: 163-98.
- Gunkel, H., and Reinmann, S. 2008. 'Leichtbaupotenziale nutzen', *Kunststoffe*, 9/2008: 125-28.
- Ha, S.-W., Wintermantel, E., and Maier, G. 2009. 'Biokompatible Polymere.' in Wintermantel, E. and Ha, S.-W. (eds.), *Medizintechnik* (Springer Berlin Heidelberg).
- Haerst, M. J. 2016. 'Niederviskose, extrudierte Silikone für die Medizintechnik', Dissertation, Verlag Dr. Hut.
- Hafellner, R., Pichler, M., Steinbichler, G., Egger, P., and Wörndle, R. 2000. 'Lange Fasern spritzgießen: Faserschädigung und Faserlängeneinfluss auf die Materialeigenschaften bei LFT', *KU Kunststoffe*, 90: 44-48.
- Hirschmüller, A. 2017. 'Grundlagen der Sehnenphysiologie.' in Plaaß, C. and Weisskopf, L. (eds.), *Die Sehne - Leitfaden zur Behandlung von Sehnenpathologien* (de Gruyter: Berlin).
- Hoffmann, J. 2012. 'Charakterisierung faserverstärkter Elastomere für formvariable Strukturflächen'.
- Hopmann, C., Gries, T., Jockenhoevel, S., Dornebusch, H., Eggert, F., and Pishnamaz, M. 2017. 'Der Kreuzbandersatz der Zukunft? - Endlosfaserverstärkte Flüssigsilikonkautschuke schaffen neue Möglichkeiten in der Sportmedizin', *Kunststoffe*, 2017: 24-28.
- Humphrey, J. D. 2003. 'Review Paper: Continuum biomechanics of soft biological tissues', *Proceedings of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 459: 3-46.
- Iannace, S., Sabatini, G., Ambrosio, L., and Nicolais, L. 1995. 'Mechanical behaviour of composite artificial tendons and ligaments', *Biomaterials*, 16: 675-80.
- Jang, K. I., Chung, H. U., Xu, S., Lee, C. H., Luan, H., Jeong, J., Cheng, H., Kim, G. T., Han, S. Y., Lee, J. W., Kim, J., Cho, M., Miao, F., Yang, Y., Jung, H. N., Flavin, M., Liu, H., Kong, G. W., Yu, K. J., Rhee, S. I., Chung, J., Kim, B., Kwak, J. W., Yun, M. H., Kim, J. Y., Song, Y. M., Paik, U., Zhang, Y., Huang, Y., and Rogers, J. A. 2015. 'Soft network composite materials with deterministic and bio-inspired designs', *Nat Commun*, 6: 6566.
- Johannaber, F., and Michaeli, W. 2004. *Handbuch Spritzgießen* (Carl Hanser Verlag: München).
- Junqueira, L. C. U., Carneiro, J., and Gratzl, M. 2005. *Histologie* (Springer: Heidelberg).
- Kaiser, W. 2011. *Kunststoffchemie für Ingenieure: Von der Synthese bis zur Anwendung* (Carl Hanser Verlag: München).
- Kapp, P. 2017. 'Spritzgießen und Analyse von wellig langfaserverstärkten thermoplastischen Elastomeren', unveröffentlichte Masterarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.

- Karger-Kocsis, J. 2014. 'Werkstoffe.' in Neitzel, M., Mitschang, P. and Breuer, U. (eds.), *Handbuch Verbundwerkstoffe* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: München).
- Kirchbner, B. 2016. 'Faser-Kunststoff-Verbunde mit gewellten Langfasern und thermoplastischen Elastomer-Matrices im Extrusionsverfahren', unveröffentlichte Bachelorarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.
- Kirsch, M. 2017. 'Programmier- und Labortätigkeiten', unveröffentlichte Ergebnisse im Rahmen der Tätigkeit als wissenschaftliche Hilfskraft, Betreuer: Gattinger, J.
- Klein, P., and Sommerfeld, P. 2012. *Biomechanik der menschlichen Gelenke - Biomechanik der Wirbelsäule* (Urban & Fischer in Elsevier: München).
- Knights, M. 2015. 'Injection molding compounding offers savings, alternatives to metal auto parts', *Plastics Machinery Magazine*, January 2015: 18ff.
- Kohlgrüber, K. 2016. 'Technisch, wirtschaftliche Bedeutung der Extruder.' in Kohlgrüber, K. (ed.), *Der gleichläufige Doppelschneckenextruder - Grundlagen, Technologie, Anwendungen* (Carl Hanser Verlag: München).
- Kolařík, J., Migliaresi, C., Štol, M., and Nicolais, L. 1981. 'Mechanical properties of model synthetic tendons', *J Biomed Mater Res*, 15: 147-57.
- Kong, H., Teng, C., Liu, X., Zhou, J., Zhong, H., Zhang, Y., Han, K., and Yu, M. 2014. 'Simultaneously improving the tensile strength and modulus of aramid fiber by enhancing amorphous phase in supercritical carbon dioxide', *RSC Advances*, 4: 20599-604.
- Köppl, R. 2016. 'Herstellung und Analyse wellig verstärkter thermoplastischer Elastomere', unveröffentlichte Semesterarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.
- Koschmieder, M. 2000. 'Verarbeitung und Eigenschaften von Faserverbundkunststoffen mit Elastomermatrix', Dissertation, RWTH Aachen.
- KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG. 2016a. *Technisches Datenblatt THERMOLAST® K TF5THT* (Waldkraiburg).
- KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG. 2016b. *Technisches Datenblatt THERMOLAST® M HTM8505/57* (Waldkraiburg).
- KRAIBURG TPE GmbH & Co. KG. 2016c. *Technisches Datenblatt THERMOLAST® M TM4ADT* (Waldkraiburg).
- Krollmann, J., Alvarado, C. S., Carqueville, P., Snajdr, R., Zaremba, S., and Drechsler, K. 2016. "Hybrid-matrix processing: How to co-inject multiple resin systems into one composite part." In *ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials*. München (Deutschland).
- Krollmann, J., Colin, D., Avila Gray, L., Zaremba, S., and Drechsler, K. 2016. "Bending characterization of axis and off-axis fiber-reinforced hinges at large deflection." In *SAMPE 2016 - Society of the Advancement Material and Process Engineering*. Long Beach (USA).
- Krollmann, J., Opelka, J.-M., Nohr, M., and Pipkorn, B. 2016. 'Formadaptiver Seitenaufprallträger aus faserverstärktem Kunststoff', *Lightweight Design*, 9: 12-17.
- Krollmann, J., Snajdr, R., Paz, M., Zaremba, S., and Drechsler, K. 2015. "Hybrid-matrix approach: How to overcome the conflict of matrix selection?" In *Polymer Processing Society Conference (PPS)*. Graz (Austria)

- Kuo, C.-M., Takahashi, K., and Chou, T.-W. 1988. 'Effect of Fiber Waviness on the Nonlinear Elastic Behavior of Flexible Composites', *Journal of Composite Materials*, 22: 1004-25.
- La Rosa, A. D., Banatao, D. R., Pastine, S. J., Latteri, A., and Cicala, G. 2016. 'Recycling treatment of carbon fibre/epoxy composites: Materials recovery and characterization and environmental impacts through life cycle assessment', *Composites Part B: Engineering*, 104: 17-25.
- Latzke, P. M. 1999. 'Testing and Influencing the Properties of Man-Made Fibers.' in Fourné, F. (ed.), *Synthetic Fibers* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: Munich, Cincinnati).
- Lee, G., Kim, J., Panizzolo, F. A., Zhou, Y. M., Baker, L. M., Galiana, I., Malcolm, P., and Walsh, C. J. 2017. 'Reducing the metabolic cost of running with a tethered soft exosuit', *Science Robotics*, 2.
- Li, S., Gu, A., Xue, J., Liang, G., and Yuan, L. 2013. 'The influence of the short-term ultraviolet radiation on the structure and properties of poly(p-phenylene terephthalamide) fibers', *Applied Surface Science*, 265: 519-26.
- Lüers, W. 1971. 'Verfahren und Vorrichtungen zum Herstellen von Rohren und Schläuchen aus Kautschuken oder Kunststoffen mit Verstärkungseinlagen', *Kautschuk Gummi Kunststoffe*, 24: 75-79,179-84,240-43.
- Luo, S.-Y., and Chou, T.-W. 1988. 'Finite Deformation and Nonlinear Elastic Behavior of Flexible Composites', *Journal of Applied Mechanics*, 55: 149-55.
- Mallick, P. K. 2008. *Fiber-reinforced composites - materials, manufacturing, and design* (CRC Press: Boca Raton, FL [u.a.]).
- Matsuzaki, R., Ueda, M., Namiki, M., Jeong, T.-K., Asahara, H., Horiguchi, K., Nakamura, T., Todoroki, A., and Hirano, Y. 2016. 'Three-dimensional printing of continuous-fiber composites by in-nozzle impregnation', *Scientific Reports*, 6: 23058.
- Michaeli, W. 2009. *Extrusionswerkzeuge für Kunststoffe und Kautschuk: Bauarten, Gestaltung und Berechnungsmöglichkeiten* (Carl Hanser Verlag: München).
- Michaeli, W. 2010. *Einführung in die Kunststoffverarbeitung* (Carl Hanser Verlag: München).
- Mittal, R. K., Gupta, V. B., and Sharma, P. K. 1988. 'Theoretical and experimental study of fibre attrition during extrusion of glass-fibre-reinforced polypropylene', *Composites Science and Technology*, 31: 295-313.
- Monleón Pradas, M., and Díaz Calleja, R. 1989. 'An extensible modulus-developing polymer composite', *Composites Science and Technology*, 36: 227-41.
- Monleón Pradas, M., and Díaz Calleja, R. 1991. 'Reproduction in a polymer composite of some mechanical features of tendons and ligaments.' in Szycher, M. (ed.), *High performance biomaterials: a comprehensive guide to medical and pharmaceutical applications* (Technomic: Lancaster u.a.).
- Morhard, B. 2015. 'Faserverstärkung von Silikonem zur Optimierung der mechanischen Eigenschaften', unveröffentlichte Bachelorarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.
- Moser, K. 1992. *Faser-Kunststoff-Verbund - Entwurfs- und Berechnungsgrundlagen* (Springer: Berlin).
- Murray, G. A. W., and Semple, J. C. 1979. 'A review of work on artificial tendons', *Journal of Biomedical Engineering*, 1: 177-84.

- Myers, E. R., Wenbo, Z., and Mow, V. C. 1988. 'Viscoelastic Properties of Articular Cartilage and Meniscus.' in Nimni, M. E. (ed.), *Collagen - Volume II: Biochemistry and Biomechanics* (CRC Press: Boca Raton).
- Neitzel, M., Mitschang, P., and Breuer, U. 2014. *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung* (Carl Hanser Verlag GmbH Co KG: München).
- Oelgarth, A. 1997. 'Analyse und Charakterisierung des Fließverhaltens langfaserverstärkter Pressmassen', RWTH Aachen.
- Oelgarth, A., Dittmar, H., Stockreiter, W., and Wald, H. 1998. 'GMT oder LFT - Eine vergleichende Betrachtung langfaserverstärkter Thermoplaste', *Kunststoffe*, 88: 480-86.
- Peel, L. D. 1998. 'Fabrication and Mechanics of Fiberreinforced Elastomers', Dissertation, Brigham Young University.
- Polygerinos, P., Galloway, K. C., Sanan, S., Herman, M., and Walsh, C. J. 2015. "EMG controlled soft robotic glove for assistance during activities of daily living." In *2015 IEEE International Conference on Rehabilitation Robotics (ICORR)*, 55-60.
- R&G Faserverbundwerkstoffe GmbH. 2016. *VETROTEX P185-EC14-2400 tex*.
- Rateni, G., Cianchetti, M., Ciuti, G., Menciassi, A., and Laschi, C. 2015. 'Design and development of a soft robotic gripper for manipulation in minimally invasive surgery: a proof of concept', *Meccanica*, 50: 2855-63.
- Richard, H. A., and Kullmer, G. 2013. *Biomechanik - Grundlagen und Anwendungen auf den menschlichen Bewegungsapparat* (Springer Vieweg: Wiesbaden).
- Roche, E. T., Horvath, M. A., Wamala, I., Alazmani, A., Song, S.-E., Whyte, W., Machaidze, Z., Payne, C. J., Weaver, J. C., Fishbein, G., Kuebler, J., Vasilyev, N. V., Mooney, D. J., Pigula, F. A., and Walsh, C. J. 2017. 'Soft robotic sleeve supports heart function', *Science Translational Medicine*, 9: 1-11.
- Rodrigue, H., Wang, W., Bhandari, B., Han, M.-W., and Ahn, S.-H. 2014. 'Cross-shaped twisting structure using SMA-based smart soft composite', *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 1: 153-56.
- Rohde-Tibitanzl, M. 2015. 'Direct processing of long fiber reinforced thermoplastic composites and their mechanical behavior under static and dynamic load', Dissertation.
- Rudolf, R. 2016. 'Compoundieren Gesamtübersicht: Aufgaben und Anwendungsbeispiele, Verfahrenszonen.' in Kohlgrüber, K. (ed.), *Der gleichläufige Doppelschneckenextruder - Grundlagen, Technologie, Anwendungen* (Carl Hanser Verlag: München).
- Salinas, A., and Pittman, J. F. T. 1981. 'Bending and breaking fibers in sheared suspensions', *Polymer Engineering & Science*, 21: 23-31.
- Schomacher, J. 2011. 'Biomechanik der Körperstrukturen.' in Hüter-Becker, A. and Dölken, M. (eds.), *Biomechanik, Bewegungslehre, Leistungsphysiologie, Trainingslehre* (Thieme: Stuttgart).
- Schönborn, K. 2017. "Ansys Supportmail zu REMBASE=1 bei REINF264 Elementen und hyperelastischem Basematerial." In.: CADFEM Support.
- Schulte, H. 1961. 'The characteristics of the McKibben artificial muscle', *The Application of External Power in Prosthetics and Orthotics*: 94-115.
- Schürmann, H. 2007. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden* (Springer-Verlag: Heidelberg).

- SGL CARBON SE. 2015a. *Datasheet PANOX® C63-1.7/1.39-A110 - Oxidierte PAN-Faser* (SGL CARBON SE: Wiesbaden).
- SGL CARBON SE. 2015b. *Datasheet PANOX® T320-1.7/1.39-A110 - Oxidized PAN fiber* (SGL CARBON SE: Wiesbaden).
- Shah-Derler, B., Wintermantel, E., and Ha, S.-W. 2009. 'Gewebe.' in Wintermantel, E. and Ha, S.-W. (eds.), *Medizintechnik: Life Science Engineering* (Springer-Verlag: Berlin).
- Shaheen, R., Doumit, M., and Helal, A. 2017. 'Design and characterization of a hyperelastic tubular soft composite', *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 75: 228-35.
- Shan, Y., and Bakis, C. E. 2002. "Static and Dynamic Characterization of a Flexible Matrix Composite Material." In *58th American Helicopter Society Annual Forum*. Montreal.
- Sommer, F., and Holzner, A. 2013. 'Aufbau, Herstellung und Eigenschaften von Kautschuk und Elastomeren.' in Röthemeyer, F. S., Franz (ed.), *Kautschuk Technologie: Werkstoffe - Verarbeitung - Produkte* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: München).
- Stemp, V. 2015. 'Entwicklung eines Werkzeuges für die Extrusion kleinlumiger Silikonschläuche', unveröffentlichte Masterarbeit, Betreuer: Haerst, M., Technische Universität München.
- Stütz, S., and Keller, W. 2004. 'Spritzgießtechnik: Verarbeitung - Maschine - Peripherie'.
- Stommel, M., Stojek, M., and Korte, W. 2011. *FEM zur Berechnung von Kunststoff- und Elastomerbauteilen* (Hanser: München).
- Surrao, D. C., Waldman, S. D., and Amsden, B. G. 2012. 'Biomimetic poly(lactide) based fibrous scaffolds for ligament tissue engineering', *Acta Biomaterialia*, 8: 3997-4006.
- Suzumori, K. 1996. 'Elastic materials producing compliant robots', *Robotics and Autonomous Systems*, 18: 135-40.
- Suzumori, K., Iikura, S., and Tanaka, H. 1991. "Development of flexible microactuator and its applications to robotic mechanisms." In *Proceedings. 1991 IEEE International Conference on Robotics and Automation*, 1622-27 vol.2.
- Szczesny, S. E., Driscoll, T. P., Tseng, H.-Y., Liu, P.-C., Heo, S.-J., Mauck, R. L., and Chao, P.-H. G. 2017. 'Crimped Nanofibrous Biomaterials Mimic Microstructure and Mechanics of Native Tissue and Alter Strain Transfer to Cells', *ACS Biomaterials Science & Engineering*, 3: 2869-76.
- Teijin Aramid. 2000. *Twaron® Technical Data Sheet* (Teijin Aramid: Arnhem, NL).
- Teijin Aramid. 2012. *Product Brochure Twaron* (Teijin Aramid: Arnhem, NL).
- Thill, C., Etches, J., Bond, I., Potter, K., and Weaver, P. 2016. 'Morphing skins', *The Aeronautical Journal*, 112: 117-39.
- Toho Tenax Europe GmbH. 2016. *Product Data Sheet (EU) Tenax® filament yarn* (Toho Tenax Europe GmbH: Wuppertal).
- TORAY INDUSTRIES INC. 2009. 'TORAYCA® T700S DataSheet'.
- Turkovich, R. v., and Lewis, E. 1983. 'Fiber Fracture in Reinforced Thermoplastic Processing', *Polymer Engineering and Science*, 23: 743-49.
- Wacker Chemie AG. 2014. *SILPURAN® 2400 A/B, SILPURAN® 2430 A/B, SILPURAN® 2438 ADH A/B, SILPURAN® 2445 A/B; Technische Datenblätter*.

- Walter de Gruyter GmbH (Hrsg.). 2014. *Pschyrembel - Klinisches Wörterbuch* (Walter de Gruyter GmbH: Berlin).
- Wang, W., Rodrigue, H., and Ahn, S. H. 2016. 'Deployable Soft Composite Structures', *Sci Rep*, 6: 20869.
- Welsch, U., Deller, T., and Kummer, W. 2014. *Lehrbuch Histologie* (Elsevier, Urban & Fischer: München).
- Witten, E. 2014. 'Materialkreisläufe.' in Neitzel, M., Mitschang, P. and Breuer, U. (eds.), *Handbuch Verbundwerkstoffe* (Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG: München).
- Witten, E., Sauer, M., and Kühnel, M. 2017. *Composites-Marktbericht 2017 - Marktentwicklungen, Trends, Ausblicke und Herausforderungen* (Carbon Composites e.V. und AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe: Augsburg, Frankfurt).
- Yeoh, O. H. 1993. 'Some Forms of the Strain Energy Function for Rubber', *Rubber Chemistry and Technology*, 66: 754-71.
- Zapf, L. 2014. 'Optimierung von Monofilament-Zugprüfungen an PAN- und Kohlenstofffasern', unveröffentlichte Semesterarbeit, Betreuer: Gattinger, J., Technische Universität München.
- Zhang, H., Zhang, J., Chen, J., Hao, X., Wang, S., Feng, X., and Guo, Y. 2006. 'Effects of solar UV irradiation on the tensile properties and structure of PPTA fiber', *Polymer Degradation and Stability*, 91: 2761-67.

Anhang

Anhang A - APDL-Inputfiles zur Simulation von wellig faserverstärkten Elastomeren mit ANSYS Mechanical

Wellig faserverstärkter Silikonzugstab

```
!*****
2 ! Inputfile zur FEM-Simulation mit:
3 ! ANSYS Mechanical APDL
4 ! Release 18.0 UP20161219
5 ! Lizenz: ANSYS Academic Research
6 ! Code: APDL
7 ! Zweck: Berechnung von wellig faserverstärkten Elastomeren
8 ! Titel: wavy_REINF
9 ! Autor: Johannes Gattinger, MedTech, johannes.gattinger@tum.de
10 ! Datum: 16.10.2017
11 !*****
12
13 fini
14 /clear
15
16 !Einheiten: N, mm, MPa
17
18 !Parameterdefinition
19 *dim,elementsize,,7
20 elementsize(1)=3,2,1,0.5,0.4,0.3,0.25
21 j=4
22 elemsize=elementsize(j)
23
24 *set,clampinglength,34.65 !mm
25 *set,elongation,18.5 !mm
26
27 !Querschnitt des Faserstrangs
28 *set,fiber_volume_fraction,0.04 !4%, nach Deschauer (Masters Thesis)
29 *set,tensionbar_section,20 !mm2
30 *set,fiber_REINF_section,0
31 fiber_REINF_section=tensionbar_section*fiber_volume_fraction !0.8 mm2
32
33 *set,clampingarea_below_areanumber,0
34 *set,clampingarea_above_areanumber,0
35 *set,reinforcement_linenumber,0
36
37 /PREP7
38 ! Geometrieimport
39 ~CAT5IN,'Zugstab_REINF_2_verst5313','CATPart','\nas.ads.mwn.
de\tumw\mt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen',ALL,0
40
41 !Geometrievorbereitung
42
43 ! !Einkommentieren im Falle einer geraden Verstärkung
44 ! !*****
45 ! ldele,37 *****
46 ! k,27,0,40,0 *****
47 ! k,28,0,-40,0 *****
48 ! l,27,28 *****
49 ! !*****
50
51 wpooffs,,clampinglength*0.5
52 wprota,,-90,
53 VSBW,1
54 lsel,s,loc,y,0
55 lsel,r,loc,z,0
56 reinforcement_linenumber=LSNEXT(0)
57 lsbw,reinforcement_linenumber
58 allsel
59 wpooffs,,-clampinglength
60 VSBW,3
61 lsel,s,loc,z,0
62 lsla,u
```

```

63      reinforcement_linenummer=LSNEXT(0)
64      lsbw,all
65      allsel
66
67      !Finden der areanumbers der Einspannflächen
68      asel,s,loc,y,clampinglength*0.5
69      clampingarea_above_areanumber=ARNEXT(0)
70      asel,s,loc,y,-clampinglength*0.5
71      clampingarea_below_areanumber=ARNEXT(0)
72
73      !Finden der linenummer der Verstärkung
74      lsel,s,loc,y,0
75      lsel,r,loc,z,0
76      reinforcement_linenummer=LSNEXT(0)
77      allsel
78
79      !Definition der Materialparameter
80      !Hyperelastisches Materialgesetz für Wacker Silpuran 2438 ADH
81      !Curve-Fitting aus Uniax-Zugversuchsdaten
82      TBFT,EADD,1,UNIA,'Uniax_2438','prn','\nas.ads.mwn.
de\tumwmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\Curve-
Fitting_Hyperel_Silpuran2438'
83      TBFT,FADD,1,HYPER,YEOH,3
84      TBFT,SOLVE,1,HYPER,YEOH,3,1
85      TBFT,FSET,1,HYPER,YEOH,3
86      TBFT,LIST,1,HYPER,YEOH,3
87      !Yeoh, da möglich mit uniax
88
89      !Materialdefinition der Verstärkung
90      mp,ex,2,100000 !E-Modul Aramid [MPa]
91      mp,prxy,2,0.32
92
93      !Definition der Vernetzung
94      !Matrixelemente
95      et,1,SOLID187
96      mat,1
97      esize,elemsize !2
98      vmesh,all !1
99
100     !Diesen Block auskommentieren im Falle unverstärkt!
101     !*****
102     !Verstärkungselemente !*
103     ! Define discrete reinforcing section !*
104     sectype,2,reinf,discrete !*
105     secdata,2,fiber_REINF_section, MESH !*
106     ! Define MESH200 elements !*
107     mat,2 !*
108     secnum,2 !*
109     et,2,200,2 !*
110     !Elementgröße !*
111     lesize,reinforcement_linenummer,elemsize !*
112     lmesh,reinforcement_linenummer !*
113     ! Create reinforcing elements via EREINF command !*
114     esel,all !*
115     EREINF !*
116         ! Inspect newly created reinforcing elements !*
117         esel,s,type,,1 !*
118         ! adjust the translucency level of the !*
119         ! base element to reveal the embedded reinforcing !*
120         ! elements !*
121         /trlcy,elem,0.3 !*
122         !*
123         esel,all !*
124         /view,1,1,1,1 !*
125         ! Activate the expanded element shapes !*
126         /eshape,1 !*
127         eplot !*
128     !*****
129
130     /solu
131
132     !Definition der Lösungsparameter
133     ANTYPE,0

```

```

134 NLGEOM,ON
135 NSUBST,1000,10000,10
136 OUTRES,ALL,1
137
138 !Definition der Randbedingungen
139 !Feste Einspannung unten
140 nsel,s,loc,y,-clampinglength*0.5,-45
141 d,all,all,0
142 allsel
143 !Verschiebung in y-Richtung oben
144 nsel,s,loc,y,clampinglength*0.5,45
145 d,all,ux,0
146 d,all,uy,elongation
147 d,all,uz,0
148 allsel
149
150 SOLVE
151
152 /post1
153
154 !Reaktionskraft an der Einspannstelle
155 asel,s,area,,clampingarea_below_areanumber
156 NSLA,S,1
157 fsum
158 allsel
159
160 !Conturplots
161 PLNSOL, U,SUM, 2,1.0
162 PLNSOL, EPTO,EQV, 2,1.0
163
164 !Vorderansicht
165 /VIEW,1,0,0,1
166 /VUP,1,Y
167 /REPLOT
168
169 ! Ermittlung der Kraftreaktion an der Einspannstelle über dem Weg
170 /post1
171 *set,ss,0 !'Number of SubSteps
172 SET, LAST
173 *GET,SS, ACTIVE, 0, SET, SBST
174 *dim,force_reaction,,SS,7
175
176 *do,i,1,SS
177
178 SET, ,i , , , , , ,
179
180 force_reaction(i,1)=i
181
182 *GET,force_reaction(i,2), ACTIVE, 0, SET, TIME
183
184 asel,s,area,,clampingarea_below_areanumber
185 NSLA,S,1
186 fsum
187 *get,force_reaction(i,4),fsum,,item,fy
188 allsel
189
190 asel,s,area,,clampingarea_above_areanumber
191 nsla,s
192 nodenumber=0
193 nodenumber=ndnext(0)
194 *get,force_reaction(i,3),node,nodenumber,u,y
195 allsel
196 *enddo
197 /input, Output_force_reaction, 'inp', '\\nas.ads.mwn.
de\tumw\lmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\SilikonFas
er\_APDL_REINF '
198
199 !Bildersequenz erstellen
200 /input, BildersequenzSpeichern, 'inp', '\\nas.ads.mwn.
de\tumw\lmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\SilikonFas
er\_APDL_REINF '
201
202 SAVE

```

Ausgabe der Kraftreaktion

```
1  !*****
2  ! Inputfile zur FEM-Simulation mit:
3  ! ANSYS Mechanical APDL
4  ! Release 18.0 UP20161219
5  ! Lizenz: ANSYS Academic Research
6  ! Code: APDL
7  ! Zweck: Ausgabe der Kraftreaktion in Textdatei
8  ! Titel: Output_force_reaction.inp
9  ! Autor: Johannes Gattinger, MedTech, johannes.gattinger@tum.de
10 ! Datum: 04.10.2017
11 !*****
12
13 /OUTPUT,,'Kraftreaktion',
14 !,'Kraftreaktion.txt',,!'\\nas.ads.mwn.de\tumwlm\$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\J
15 ohannes\Simulationen\SilikonFaser\_APDL_REINF'
16 *vwrite
17 ('Substep; Zeit; Weg; Fy')
18 *mwrite,force_reaction(1,1)
19 (F10.5,',';F10.5,',';F10.5,',';F10.5,',';F10.5,',';F10.5,',';F10.5)
20 /OUTPUT
```

Ausgabe einer Bildersequenz

```

1  !*****
2  ! Inputfile zur FEM-Simulation mit:
3  ! ANSYS Mechanical APDL
4  ! Release 18.0 UP20161219
5  ! Lizenz: ANSYS Academic Research
6  ! Code: APDL
7  ! Zweck: automatische Ausgabe einer Bildersequenz nach der Simulation
8  ! Titel: BildersequenzSpeichern
9  ! Autor: Johannes Gattinger, MedTech, johannes.gattinger@tum.de
10 ! Datum: 17.10.2017
11 !*****
12
13 /post1
14 /PLOPTS,INFO,3
15 /PLOPTS,MINM,OFF
16 /TRIAD,RBOT
17 !Als PNG, geringere Dateigröße!
18 esel,s,type,,1
19 /trlcy,elem,0
20 allsel
21
22 PLNSOL, EPTO,EQV, 2,1.0
23 /CONTOUR, , 9, AUTO
24 !Vorderansicht
25 /VIEW,1,0,0,1
26 /VUP,1,Y
27 /REPLOT
28 /AUTO,1
29 /REPLOT
30 /USER,1
31 *do,i,0,1,0.1
32 SET, , ,1, ,i, ,
33 /REPLOT
34 /SHOW,PNG,,0
35 /REPLOT
36 /SHOW,CLOSE
37 *enddo
38
39
40 PLNSOL, EPTO,EQV, 2,1.0
41 /CONTOUR, , 9, 0, , 0.722569
42 !Vorderansicht
43 /VIEW,1,0,0,1
44 /VUE,1,Y
45 /REPLOT
46 /AUTO,1
47 /REPLOT
48 /USER,1
49 *do,i,0,1,0.1
50 SET, , ,1, ,i, ,
51 /REPLOT
52 /SHOW,PNG,,0
53 /REPLOT
54 /SHOW,CLOSE
55 *enddo
56
57
58 /post1
59 !Als PNG, geringere Dateigröße!
60 !Elastic Strain Energy Density
61 esel,s,type,,1
62 /trlcy,elem,0
63
64 PLNSOL, SEND,ELASTIC, 2,1.0
65 /CONTOUR, , 9, AUTO
66 !Vorderansicht
67 /VIEW,1,0,0,1
68 /VUP,1,Y
69 /REPLOT
70 /AUTO,1
71 /REPLOT
72 /USER,1
73 *do,i,0,1,0.1

```

```
74         SET, , , 1, , i, ,
75         /REPLOT
76         /SHOW, PNG, , 0
77         /REPLOT
78         /SHOW, CLOSE
79     *enddo
80
81
82     PLNSOL, SEND, ELASTIC, 2, 1.0
83     /CONTOUR, , 9, 0, , 0.495395
84     !Vorderansicht
85     /VIEW, 1, 0, 0, 1
86     /VUP, 1, Y
87     /REPLOT
88     /AUTO, 1
89     /REPLOT
90     /USER, 1
91     *do, i, 0, 1, 0.1
92         SET, , , 1, , i, ,
93         /REPLOT
94         /SHOW, PNG, , 0
95         /REPLOT
96         /SHOW, CLOSE
97     *enddo
98     allsel
99
100     /EXIT, NOSAVE
```

Wellig kurzfaserverstärktes Kontrollvolumen

```

1  !*****
2  ! Inputfile zur FEM-Simulation mit:
3  ! ANSYS Mechanical APDL
4  ! Release 18.0 UP20161219
5  ! Lizenz: ANSYS Academic Research
6  ! Code: APDL
7  ! Zweck: Berechnung von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren
8  ! Titel: random.inp
9  ! Autor: Johannes Gattinger, MedTech, johannes.gattinger@tum.de
10 ! Datum: 08.03.2018
11 !*****
12
13 fini
14 /clear
15
16 !Einheiten: N, mm, MPa
17
18 !Parameterdefinition
19 *dim,Elementgroesse,,8
20 Elementgroesse(1)=3,2,1,0.5,0.4,0.3,0.25,0.125
21 j=4
22 elegr=Elementgroesse(j)
23 elegrF=Elementgroesse(8)
24
25 !*set,einspannlaenge,34.65 !mm
26 *set,zugweg,1 !mm
27
28
29 *set,einspannflaeche_unten_areanumber,3
30 *set,einspannflaeche_oben_areanumber,4
31 *set,verstaerkung_linenummer,0
32
33 *set,max_linnummer,1
34
35
36
37 /PREP7
38
39 block,0,4,0,4,0,4
40 ! Geometrieimport
41 ~CAT5IN,'Spritzling','CATPart','\\nas.ads.mwn.
de\tumwlmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\Spritzguss\Ansys_A
PDL\random\Daten\CAD',ALL,0
42
43 lsel,s,line,,all
44 i=1
45 *dowhile,max_linnummer
46 *if,lsnext(i),ne,0,then
47 max_linnummer=lsnext(i)
48 *else
49 *exit
50 *endif
51 i=i+1
52 *enddo
53
54 !Materialdefinition der Verstärkung
55 mp,ex,2,100000 !E-Modul Aramid [MPa]
56 mp,prxy,2,0.32
57
58 !Hyperelastisches Materialgesetz für Silpuran 2438
59 !Curve-Fitting aus Uniax-Zugversuch
60 TBFT,EADD,3,UNIA,'Uniax_2438','prn','\\nas.ads.mwn.
de\tumwlmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\Curve-
Fitting_Hyperel_Silpuran2438'
61 TBFT,FADD,3,HYPER,YEOH,3
62 TBFT,SOLVE,3,HYPER,YEOH,3,1
63 TBFT,FSET,3,HYPER,YEOH,3
64 !TBFT,LIST,3,HYPER,YEOH,3
65 !Yeoh, da möglich mit uniax
66
67 ! define base elements
68 et,1,SOLID187
69 mat,3

```

```

70
71 ! vsel,s,,all
72 esize,elegr !2
73 vmesh,all !1
74
75 !Diesen Block auskommentieren im Falle unverstärkt!
76 !*****
77 ! Define discrete reinforcing section
78 sectype,2,reinf,discrete
79 secdata,2,0.000132732, MESH
80 ! Define MESH200 elements
81 et,2,200,2
82 mat,2
83 secnum,2
84
85 lsel,s,LINE,,13,max_linnumber,1
86 lesize,all,elegrF !2 !lesize,37,,90 25
87 lmesh,all
88 ! Create reinforcing elements via EREINF command
89 esel,all
90 EREINF
91 !
92 ! Inspect newly created reinforcing elements
93 !
94 esel,s,type,,1
95 ! adjust the translucency level of the
96 ! base element to reveal the embedded reinforcing
97 ! elements
98 /trlcy,elem,0.3
99
100 esel,all
101 /view,1,1,1,1
102 ! Activate the expanded element shapes
103 /eshape,1
104 eplot
105 !*****
106 /solu
107
108 !Definition der Lösungsparameter
109 ANTYPE,0
110 NLGEOM,ON
111 NSUBST,1000,10000,10
112 OUTRES,ALL,1
113
114 !Definition der Randbedingungen
115 da,einspannflaeche_unten_areanumber,all,0
116 allsel
117
118 da,einspannflaeche_oben_areanumber,ux,0
119 da,einspannflaeche_oben_areanumber,uy,zugweg
120 da,einspannflaeche_oben_areanumber,uz,0
121 allsel
122
123
124 SOLVE
125
126 /post1
127
128 !Reaktionskraft an der Einspannstelle
129 asel,s,area,,einspannflaeche_unten_areanumber
130 NSLA,S,1
131 fsum
132 allsel
133
134 !Conturplots
135 PLNSOL, U,SUM,2,1.0
136 PLNSOL, EPTO,EQV,2,1.0
137
138 !Vorderansicht
139 /VIEW,1,0,0,1
140 /VUP,1,Y
141 /REPLOT
142

```

```

143      ! Ermittlung der Kraftreaktion an der Einspannstelle über dem Weg
144      /post1
145      *set,ss,0      !'Number of SubSteps
146      SET, LAST
147      *GET, SS, ACTIVE, 0, SET, SBST
148      *dim, Kraftreaktion,, SS, 7
149
150      *do, i, 1, SS
151
152          SET, , i , , , , , ,
153
154          Kraftreaktion(i,1)=i
155
156          *GET, Kraftreaktion(i,2), ACTIVE, 0, SET, TIME
157
158          asel, s, area,, einspannflaeche_unten_areanumber
159          NSLA, S, 1
160          fsum
161          *get, Kraftreaktion(i,4), fsum,, item, fy
162          allsel
163
164          asel, s, area,, einspannflaeche_oben_areanumber
165          nsla, s
166          nodenumber=0
167          nodenumber=ndnext(0)
168          *get, Kraftreaktion(i,3), node, nodenumber, u, y
169          allsel
170      *enddo
171      /input, AusgabePunktKraftreaktion, 'inp', '\\nas.ads.mwn.
de\tumw\lmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\Spritzguss
\Ansys_APLD\random'
172
173      !Bildersequenz erstellen
174      /post1
175      PLNSOL, EPTO, EQV, 2, 1.0
176
177      !Vorderansicht
178      /VIEW, 1, 0, 0, 1
179      /VUP, 1, Y
180      /REPLOT
181
182
183      *do, i, 0, 1, 0.1
184
185          SET, , , 1, , i, ,
186          /REPLO
187          /SHOW, TIFF,, 0
188          TIF, COMP, 0
189          TIF, ORIENT, HORIZ
190          TIF, COLOR, 2
191          TIF, TMOD, 1
192          /GFILE, 800,
193          !*
194          /REPLOT
195          /SHOW, CLOSE
196          /DEVICE, VECTOR, 0
197      *enddo
198
199      SAVE
200

```


Anhang B - CATIA und MATLAB Skripte zur Generierung von Geometrien für die Simulation von wellig kurzfaserverstärkten Elastomeren

```
Language="VBSCRIPT"
2
3 ' *****
4 ' Catia Version V5 R20
5 ' Makro:RandomWavyFiber.CATScript
6 ' Version: 1.0
7 ' Code: CATIA CATScript
8 ' Zweck:
9 '   Erzeugung von Kreisbögen aus Datei
10 '
11 '   Generation of arcs from file
12 '
13 ' Autoren: Johannes Gattinger, MedTech, johannes.gattinger@tum.de
14 '          Michael Kirsch, MedTech, michael.kirsch@tum.de
15 ' Datum: 04.09.2017
16 ' -----
17 ' *****
18
19
20 Sub CATMain()
21
22
23 'Output Deklarieren-----
24 Dim InputFile As File
25 Dim Ausgabe As File
26
27 'Speicherorte
28 FILEFOLDER=
29 "\\nas.ads.mwn.de\tumwlmt$\MedTech_Projekte\Fibre\Verwaltung\Johannes\Simulationen\Spr
30 itzguss\Ansys_APDL\random\Daten\CAD\CATIA_Script\"
31 Set InputFile = CATIA.FileSystem.GetFile (FILEFOLDER + "MATout.txt")
32 CATPartDatei = FILEFOLDER + "Spritzling.CATPart"
33 Set Ausgabe = CATIA.FileSystem.CreateFile(FILEFOLDER + "Spritzling.txt", true)
34
35 Dim OutH 'Häufigkeit
36 OutH = 250 'jede OutH Iteration Output generieren
37
38 Dim SaveH 'Häufigkeit
39 SaveH = 2500 'jede SaveH Iteration Sichern generieren
40
41 '-----
42
43 Dim partDocument1 As Document
44 'Set partDocument1 = CATIA.ActiveDocument
45 'neues Part anlegen-----
46 Set partDocument1 = CATIA.Documents.Add("Part")
47 Dim part1 As Part
48 Set part1 = partDocument1.Part
49
50 part1.Update
51
52 'neues Geometrisches Set anlegen-----
53 Dim hybridBodies1 As HybridBodies
54 Set hybridBodies1 = part1.HybridBodies
55 Dim hB_Pkt,hB_Circ As HybridBody
56 'Set hybridBody1 = hybridBodies1.Item("Geometrisches Set.1")
57 Set hB_Circ = hybridBodies1.Add()
58 Set hB_Pkt = hybridBodies1.Add()
59 hB_Pkt.Name = "Punkte"
60 hB_Circ.Name = "Fasern"
61
62 part1.Update
```

```

62
63 'Punkte Geo verbergen
64 Dim Liste As Selection
65 Set Liste = CATIA.ActiveDocument.Selection
66 Liste.Clear
67 Liste.Add hB_Pkt
68 Liste.VisProperties.SetShow catVisPropertyNoShowAttr
69 Liste.Clear
70
71
72
73 Dim Header As TextStream
74 Set Header = Ausgabe.OpenAsTextStream ("ForWriting")
75 Header.Write "Date" & Chr(9) & "Time" & Chr(9) & "Processing Time [s]" & Chr(9) &
  "Aktuelle Faserzahl" & Chr(10)
76 Header.Close
77
78
79 Dim CATPartDatei As CATBSTR
80 CATIA.ActiveDocument.SaveAs CATPartDatei
81
82 Dim hSF As Factory
83 Set hSF = part1.HybridShapeFactory
84
85
86 Dim tStart, tCur as float
87 tStart = Timer
88 tCur = Timer - tStart
89
90 Dim nFaser, i As Long
91 Dim Zeile As CATBSTR
92 Dim Coords(8) As Double
93
94
95 Dim DStrom As TextStream
96 Set DStrom = InputFile.OpenAsTextStream ("ForReading")
97
98
99 Dim OutString as String
100 Dim Fortschritt As TextStream
101
102
103 Dim Pkt,Pkt1,Pkt2,Pkt3 As HybridShapePointCoord
104 Dim Ref1,Ref2,Ref3 As Reference
105 Dim hS_Faser As HybridShapeCircle3Points
106
107 Dim hSs_Pkt As HybridShapes
108 Set hSs_Pkt = hB_Pkt.HybridShapes
109 Dim hS_Pkt As HybridShape
110
111 nFaser=0
112
113 On Error Resume Next
114
115 ' PunkteSchleife
116 Do While Err.Number = 0
117
118 ' Auslesen der Koordinaten
119 For i=0 To 8
120 Zeile = DStrom.ReadLine
121 Coords(i)=Cdbl(Zeile)
122 Next
123
124 If Err.Number=0 Then
125 nFaser=nFaser+1
126 Set Pkt1 = hSF.AddNewPointCoord(Coords(0), Coords(1), Coords(2))
127 hB_Pkt.AppendHybridShape Pkt1
128 Pkt1.Name="F" & CStr(nFaser) & "_P1"
129 Set Pkt2 = hSF.AddNewPointCoord(Coords(3), Coords(4), Coords(5))
130 hB_Pkt.AppendHybridShape Pkt2
131 Pkt2.Name="F" & CStr(nFaser) & "_P2"
132 Set Pkt3 = hSF.AddNewPointCoord(Coords(6), Coords(7), Coords(8))
133 hB_Pkt.AppendHybridShape Pkt3

```

```
134     Pkt3.Name="F" & CStr(nFaser) & "_P3"
135
136     Set Ref1= part1.CreateReferenceFromGeometry(Pkt1)
137     Set Ref2= part1.CreateReferenceFromGeometry(Pkt2)
138     Set Ref3= part1.CreateReferenceFromGeometry(Pkt3)
139
140     Set hS_Faser = hSF.AddNewCircle3Points(Ref1, Ref2, Ref3)
141     hS_Faser.SetLimitation 2
142     hS_Faser.Name = "Faser" & CStr(nFaser)
143     hB_Circ.AppendHybridShape hS_Faser
144
145
146     ' Zyklische Ausgabe der verstrichenen Zeit zur Fortschrittskontrolle
147     if nFaser mod OutH = 0 then
148         tCur = Timer - tStart
149         OutString = Date & Chr(9) & Time & Chr(9) & tCur & Chr(9) & nFaser
150         Set Fortschritt = Ausgabe.OpenAsTextStream ("ForAppending")
151         Fortschritt.Write OutString & Chr(10)
152         Fortschritt.Close
153     end if
154
155     ' Zyklisches Abspeichern zum Absichern gegen Absturz (idealerweise lokal)
156     if nFaser mod SaveH = 0 then
157         part1.Update
158         CATIA.ActiveDocument.Save
159     end if
160
161     End If
162
163 loop
164
165 part1.Update
166
167 DStrom.Close
168
169 CATIA.ActiveDocument.Save
170
171 End Sub
172
```

```

1  %*****
2
3  % MATLAB R2017a
4  % Script: WavyFiberFileGen.m
5  % Version: 1.0
6  % Zweck - Purpose:
7  %   Erzeugung einer Datei gemäß der unter Definitionen angegebenen Werte
8  %   für die Erzeugung von Liniengeometrien, die zufallsverteilte gekrümmte
9  %   Kurzfasern eines Spritzgießteiles repräsentieren. Die Datei ist für das
10 %   CATIA Skript "WavyFiberFromFile.catscript" Version 1.0 bestimmt.
11 %
12 %   Creation of a file according to the values given under definitions for
13 %   the creation of line geometries that represent randomly distributed
14 %   short fibres of a injection moulding part. The file is intended for the
15 %   CATIA Script "WavyFiberFromFile.catscript" version 1.0. Commented in
16 %   german.
17 %
18 % Output:
19 %   Datei mit dem Namen der Variable file, das für jeden generierten
20 %   Kreisbogen Anfangs-, Mitte- und Endpunkt ausgibt. Jede Zeile enthält
21 %   dabei eine Koordinate in Dezimalpunktnotation gemäß der folgenden
22 %   Ordnung:
23 %
24 %   File with the name of the variable file that contains the points of
25 %   beginning (A), middle (M) and end (E) for each arc generated. Each line
26 %   contains one coordinate with decimal point notation according to the
27 %   following order:
28 %
29 %   A_X
30 %   A_Y
31 %   A_Z
32 %   M_X
33 %   M_Y
34 %   M_Z
35 %   E_X
36 %   E_Y
37 %   E_Z
38 %
39 % Verweise - Dependencies:
40 %   MATLAB Function "GramSchmid.m"
41 %
42 % Autor: Michael Kirsch, MedTech, michael.kirsch@tum.de
43 % Datum: 04.09.2017
44
45 %*****
46
47 clear all
48 close all
49 clc
50
51 file='MATout.txt';
52
53 %***** DEFINITIONEN *****
54
55 %Wechseln zwischen Zufallverteilung und Orientierung (0) und geordneter
56 %Verteilung (1)
57 Ordered=1;
58
59 KVDim= [4 4 4]; %Dimensionen Kontrollvolumen
60 Vec_pref=[0 1 0]; %Vorzugsrichtung
61 Theta_allowed=20; %[deg] 0-90
62
63 L_Faser=[1 1.3]; %Bereich der Faserlänge
64 KR_Faser=[0.3 0.5]; %Dereich des Kräuselradius Faser
65
66 VA_Faser=0.07; %Faservolumenanteil
67 DM_Faser=0.013; %Faserdurchmesser
68
69
70
71 %***** BERECHNUNG *****
72
73 %Bestimmung der Anzahl an Fasern ausgehend von den arithmetrischen

```

```

74 %Mittelwerten der Länge und Kräuselradius
75 KV=KVDim(1)*KVDim(2)*KVDim(3);
76 V_Faser_einzel=pi*0.25*DM_Faser^2*norm([mean(L_Faser) 2*mean(KR_Faser)]);
77 V_Faser_ges=KV*VA_Faser;
78 n_Faser=round(V_Faser_ges/V_Faser_einzel);
79
80 %Zum Testen
81 %n_Faser=300;
82
83
84 Vec_pref=Vec_pref/norm(Vec_pref);
85 [Vec_n1,Vec_n2]=GramSchmid(Vec_pref);
86
87 %[X Y Z L KR Theta Phi Psi]
88 mulvec=[KVDim L_Faser*[-1;1] KR_Faser*[-1;1] deg2rad(Theta_allowed) 2*pi 2*pi];
89 addvec=[0 0 0 L_Faser(1) KR_Faser(1) 0 0 0];
90 Rnd_Mat=rand(n_Faser,8).*mulvec+addvec;
91
92 if(Ordered) % Erstellen der Matrix mit allen Elementen (Rnd_Mat) bei geordneter
Veteilung
93
94     X_Overlap=0.05; % relative Überlappung in X Richtung (Richtung der Bäume)
95     Y_Overlap=0.1; % relative Überlappung in Y Richtung (Hartprogrammierte
Vorzugsrichtung)
96
97
98     L_Faser=mean(L_Faser); %Länge jeder Faser
99     KR_Faser=min(KR_Faser); %Kräuselradius jeder Faser
100
101     Rnd_Mat=[]; % Löschen der zufällig erzeugten Werte
102     X_Range=[KR_Faser KVDim(1)-KR_Faser]; % Beschränkung der X Positionen, sodass
sie garantiert in dem KV liegen
103
104     Y_diff=L_Faser*(1-Y_Overlap); % Abstand zwischen Y Positionen
105     n_y=ceil(KVDim(2)/Y_diff); % Anzahl in Y-Richtung, aufgerundet, um garantiert
die Y Seitenflächen zu durchbrechen
106     n_x=floor(sqrt(n_Faser/(n_y*0.5))); % Anzahl in X-Richtung, abgerundet, da
Richtung der Bäume, effektiv nur n_y/2 pro Ebene (Überlappung findet in
unterschiedlichen Ebenen statt)
107
108     n_z=round(n_Faser/(n_x*n_y/2)); % Anzahl in Z-Richtung, normal gerundet, um
möglichst nahe an die gewünschte Anzahl an Fasern zu kommen
109
110     Z_diff=KVDim(3)/(n_z+1); % Abstand zwischen den Ebenen, n_z Positionen -> n_z-1
Abstände zw. d. Pos. -> +2 Abstände an der Z- und Z+ Fläche des KV
111     Z_Range=[Z_diff KVDim(3)-Z_diff]; % Beschränkung Z Bereich gem. Kommentar
vorheriger Zeile
112
113     Y=[0:n_y-1]*Y_diff - 0.5*Y_diff*(n_y-1) + 0.5*KVDim(2); %Y Positionen, zentriert
im KV
114
115     Slice_Rnd_1=[]; % Deklarieren der Matrizen für beide Schichten
116     Slice_Rnd_2=[];
117     X1=X_Range(1)+(X_Range*[-1;1]/(n_x-1+X_Overlap))*[0:n_x-1]; % X Positionen
Schicht 1
118     X2=X_Range(2)-(X_Range*[-1;1]/(n_x-1+X_Overlap))*[n_x-1:-1:0]; % X Positionen
Schicht 2
119     Z1=Z_Range(1)+(Z_Range*[-1;1]/(n_z-1))*[0:2:n_z-1]; %Z Positionen Schicht 1
120     Z2=Z_Range(1)+(Z_Range*[-1;1]/(n_z-1))*[1:2:n_z-1]; % Z Positionen Schicht 2
121
122     for k=1:2:n_y % Aufbau von Schicht 1 Referenzmatrix
123         temp=[0 Y(k) 0 L_Faser KR_Faser 0 0 0];
124         add=meshgrid(temp,X1);
125         add(:,1)=X1;
126         Slice_Rnd_1=[Slice_Rnd_1;add];
127     end
128     for k=2:2:n_y % Aufbau von Schicht 2 Referenzmatrix
129         temp=[0 Y(k) 0 L_Faser KR_Faser 0 0 pi];
130         add=meshgrid(temp,X2);
131         add(:,1)=X2;
132         Slice_Rnd_2=[Slice_Rnd_2;add];
133     end
134

```

```

135 % Aufbau der gesamten Matrix über die Referenzmatrizen mit Ändern der
136 % Z-Koordinate
137 for k=Z1
138     temp=Slice_Rnd_1;
139     temp(:,3)=k;
140     Rnd_Mat=[Rnd_Mat;temp];
141 end
142 for k=Z2
143     temp=Slice_Rnd_2;
144     temp(:,3)=k;
145     Rnd_Mat=[Rnd_Mat;temp];
146 end
147 end
148
149 P4=Rnd_Mat(:,1:3); %Mittelpunkt der Faser
150 dir_axis=Vec_pref.*cos(Rnd_Mat(:,6))+Vec_n1.*(sin(Rnd_Mat(:,6)).*cos(Rnd_Mat(:,7)))+
Vec_n2.*(sin(Rnd_Mat(:,6)).*sin(Rnd_Mat(:,7)));
151 %^ Achsenvektor jeder Faser entsprechend der zufälligen Variation
152
153 % Berechnen von Anfangs- und Endpunkt
154 P1=P4+0.5*dir_axis.*Rnd_Mat(:,4);
155 P3=P4-0.5*dir_axis.*Rnd_Mat(:,4);
156
157 % Normalenvektoren zum Achsenvektor (bilden dann ONB)
158 [axis_n2,axis_n1]=GramSchmid(dir_axis);
159
160 P2_dir=axis_n1.*cos(Rnd_Mat(:,8))+axis_n2.*sin(Rnd_Mat(:,8)); %Richtung des Bauches
jeder Faser gemäß zufälliger Variation
161 P2=P4+P2_dir.*Rnd_Mat(:,5); % Scheitelpunkt jeder Faser
162
163 P_ges=[P1 P2 P3]'; % Matrix aller Fasern
164 Ps=P_ges(:); %Alle Koordinaten untereinander, entsprechend CATIA Skript
165
166 dlmwrite(file,Ps,'precision',9); %Schreiben der Datei mit den Daten des
Koordinatenvektors

```

```

1 function [ vec1,vec2 ] = GramSchmid( normal,dir1 )
2 %GramSchmid Gram Schmid Verfahren zur Bildung einer ONB
3 % Gram Schmid Verfahren zur Bildung einer ONB mit optionalem Argument dir1,
4 % das die erste Richtung angibt. Ausgelegt für nx3 Eingangsmatrizen.
5 % Wird benötigt von dem Skript "WavyFiberFileGen.m"
6 %
7 % Autor: Michael Kirsch, MedTech, michael.kirsch@tum.de
8 % Datum: 04.09.2017
9
10
11 % Falls kein zweites Argument übergeben wurde, Generierung einer
12 % nicht-parallelen Richtung
13 if(nargin ==1)
14     dir1=normal;
15     dir1(:,1)=dir1(:,1)+1;
16     if(cross(normal,dir1,2)==0)
17         dir1=normal;
18         dir1(2)=dir1(2)+1;
19     end
20 end
21
22 % Bilden der Orthogonale
23 vec1=dir1-dot(normal,dir1,2);
24
25 % Normalisieren
26 vec1=vec1./sqrt(sum(vec1.^2,2));
27
28 %Zweite Richtung durch Kreuzprodukt
29 vec2=cross(normal,vec1,2);
30
31 end

```

Anhang C - C# und MATLAB Skripte zur Auswertung von Zugversuchen

```
1  using System;
2  using System.Collections.Generic;
3  using System.Linq;
4  using System.Text;
5  using System.Threading.Tasks;
6  using System.IO;
7  using csmatio.common;
8  using csmatio.io;
9  using csmatio.types;
10
11  /*
12   * Visual Studio 2017 Express Edition, C# Console Application
13   * Zwick_Auswertung_MAT
14   * Version: 1.0
15   *
16   * Zweck - Purpose:
17   *
18   * Erzeugen einer Datei, damit alle Daten aus den Zugversuchen in Matlab
19   * verfügbar sind (.mat)
20   *
21   * Creation of a matlab readable file, that contains all data from the tests
22   *
23   * Verweise - Dependancies:
24   * csmatio.dll
25   *
26   * Autor: Michael Kirsch, MedTech, michael.kirsch@tum.de
27   * Datum: 20.12.2017
28   */
29  namespace Zwick_Auswertung_MAT
30  {
31      class Program
32      {
33          //double aus string, muss nicht auf Nummern getrimmt sein
34          static double ExtractNumber(string line)
35          {
36              int start = 0;
37              while (!Char.IsNumber(line, start)) { start++; }
38              int end = line.Length - 1;
39              while (!Char.IsNumber(line, end)) { end--; }
40              return (Convert.ToDouble(line.Substring(start, end - start + 1)));
41          }
42
43          static void Main(string[] args)
44          {
45              // Konfiguration
46
47              //Pfad zu den Original TRAs
48              string path = Environment.GetFolderPath(Environment.SpecialFolder.
49                  MyDocuments) + @"\Medtech\Joe\Zugversuche\Original\";
50
51              //Ausgabepfad (Matlab Arbeitsordner)
52              string pathMAT = Environment.GetFolderPath(Environment.SpecialFolder.
53                  MyDocuments) + @"\MATLAB\HiWi\Zwick_Auswertung\";
54
55              //Bis zu welcher Serie soll umgewandelt werden? (1 bis inklusive lmax)
56              int lmax = 7;
57
58              //Deklarationen für Schleifen
59              string[] Files; //Array mit den TRA Dateinamen
60              int n, n2, j; // Laufvariablen
61              StreamReader sr; //Liest aus den TRAs
```

```

62     string content; //Kompletter TRA Inhalt
63     string[] lines; //TRA Inhalt nach Zeilen
64     double[] X, F, sig, eps; //Arrays für die Zugversuchsdaten
65     double d0, l0; //Variablen für die Zugversuchsparameter
66     string[] tempData; //Arbeitsstring
67     int idx_Fmax; //gibt den aktuellen Index zur maximalen Kraft an
68     double Fmax; //aktuelle maximale Kraft
69
70     int global_n = Directory.GetFiles(path, "*.TRA").Length; //Gesamtanzahl der
    TRAs
71     MLCell mlCell = new MLCell("Data", new int[] { lmax, 1 }); // Initialisieren
    des Cells mit der Anzahl der Serien
72     MLStructure mlStruct; //= new MLStructure("Hmm", new int[] { 2, 1 });
73     MLDouble mlSummary = new MLDouble("Summary", new int[] { global_n, 4 }); //
    Initialisieren der Übersichtstabelle als Double-Matrix
    global_n = 0; //wird um funktioniert zum laufenden Index für Übersichtsmatrix
74
75     for (int l = 0; l < lmax; l++) // Schleife über alle Serien
76     {
77         Files = Directory.GetFiles(path, (l + 1).ToString() + "*.TRA");
78         //Dateinamen für die Serien laden
79         n = Files.Length; // Anzahl der Dateien in der Serie
80         mlStruct = new MLStructure("Data", new int[] { n, 1 }); // Initialisieren
    des Struct Elements für die Serie
81         for (int i = 0; i < n; i++) // Schleife über alle Dateien in der Serie
82         {
83             sr = new StreamReader(Files[i]); // Datei öffnen
84             content = sr.ReadToEnd(); // alles in string schreiben
85             sr.Close(); // Dateistream schließen
86
87             //Inhalt vereinheitlichen
88             content = content.Replace(" ", "");
89             content = content.Replace("\t", "");
90             while (content.Contains("\r\n\r\n"))
91             {
92                 content = content.Replace("\r\n\r\n", "\r\n");
93             }
94             content = content.Replace("\r\n", "\n");
95             content = content.Replace(", ", ".");
96             content = content.TrimEnd(new char[] { '\n' });
97
98             // zeilenweise splitten
99             lines = content.Split('\n');
100
101             j = 0; // Laufvariable für Zeilenindex zurücksetzen
102
103             while (!lines[j].Contains("d0")) { j++; } // Zeilenindex auf
    Durchmesserzeile setzen
104             d0 = ExtractNumber(lines[j].Split(';')[1]); //Durchmesser auslesen
105             mlStruct["D0", i] = new MLDouble("", new double[] { d0 }, 1);
    //Durchmesser in struct schreiben
106
107             while (!lines[j].Contains("Mess")) { j++; } // Zeilenindex auf
    Messlänge
108             l0 = ExtractNumber(lines[j].Split(';')[1]); //Messlänge auslesen
109             mlStruct["L0", i] = new MLDouble("", new double[] { l0 }, 1);
    //Messlänge in struct schreiben
110             //while (!lines[j].Contains("$")) { j++; }
111
112             while (!lines[j].Contains("Dehn")) { j++; } //Zeilenindex auf
    Spaltenheader
113             j += 2; //Zeilenindex auf erste Datenzeile (überspringt Einheitenzeile)
114             n2 = lines.Length - j; //Anzahl der Datenelemente (Rest der Zeilen,
    da getrimmt)
115
116             //Arraygrößen initialisieren
117             X = new double[n2];
118             F = new double[n2];
119             sig = new double[n2];
120             eps = new double[n2];
121
122             //Variablen zur Kraftmaximumbestimmung zurücksetzen
123             idx_Fmax = 0;

```

```

124         Fmax = -1;
125
126     for (int k = 0; k < n2; k++) // Schleife über alle Datenzeilen
127     {
128         tempData = lines[j + k].Split(';'); // Daten der Zeile nach
            Spalten trennen
129         X[k] = Convert.ToDouble(tempData[0]); //absolute Dehnung
130         F[k] = Convert.ToDouble(tempData[1]); //Kraft
131         if (F[k] > Fmax) { Fmax = F[k]; idx_Fmax = k; } //neues
            Kraftmaximum?
132         sig[k] = 4 * F[k] / (Math.PI * d0 * d0); //Spannung
133         eps[k] = 100 * X[k] / l0; //Dehnung in %
134     }
135
136     //Arrays bei Fmax kappen, Index ist 0-basiert
137     Array.Resize(ref X, idx_Fmax + 1);
138     Array.Resize(ref F, idx_Fmax + 1);
139     Array.Resize(ref sig, idx_Fmax + 1);
140     Array.Resize(ref eps, idx_Fmax + 1);
141
142     //Datenarrays + Fmax in struct schreiben
143     mlStruct["X", i] = new MLDouble("", X, idx_Fmax + 1);
144     mlStruct["F", i] = new MLDouble("", F, idx_Fmax + 1);
145     mlStruct["eps", i] = new MLDouble("", eps, idx_Fmax + 1);
146     mlStruct["sig", i] = new MLDouble("", sig, idx_Fmax + 1);
147     mlStruct["Fmax", i] = new MLDouble("", new double[] { Fmax }, 1);
148
149     //Werte inSummary eintragen, Syntax ist (Wert, Zeile, Spalte)
150     mlSummary.Set(i + 1, global_n, 0);
151     mlSummary.Set(i + 1, global_n, 1);
152     mlSummary.Set(i + 1, global_n, 2);
153     mlSummary.Set(i + 1, global_n, 3);
154
155     global_n++; //Zeilenindex für Summary erhöhen
156
157     //nächste Datei wird über die for Schleife ausgewählt
158 }
159
160 // Gesamter Struct in Cell schreiben, Name des Struct wird dadurch
    irrelevant
161 mlCell.Cells[1] = mlStruct;
162 }
163
164 //Liste für MATLAB Datei
165 List<MLArray> mlList = new List<MLArray>(2);
166
167 mlList.Add(mlCell);
168
169 new MatFileWriter(pathMAT + "C_sharp_out.mat", mlList, false); // Schreiben
    der .mat Datei
170
171 mlList.Add(mlSummary);
172
173 new MatFileWriter(pathMAT + "C_sharp_out2.mat", mlList, false); // Wird
    benötigt zum erneuten Durchlaufen der Bestimmung der Onset Punkte
174
175
176     }
177
178 }
179 }
180

```

```

1  %*****
2
3  % MATLAB R2017a
4  % Script: Auswertung.m
5  % Version: 1.0
6  % Zweck - Purpose:
7  %   Hauptprogramm zum Auswerten der Zugversuche von gekräuselten Fasern
8  %   in quasi-endlos extrudierter Matrix
9  %
10 %   Main program to process the tensile tests of crimped fiber in extruded
11 %   matrix. Commented in german.
12 %
13 % Output:
14 %   - Regression der Kurven
15 %   - Übersichtstabelle
16 %   - Übersichtstabelle für nachfolgende C# Anwendung
17 %
18 % Verweise - Dependencies:
19 %   MATLAB Script "DrawStuff.m"
20 %   MATLAB Function "GetDerivatives.m"
21 %   MATLAB Function "ProcessCurve.m"
22 %   Daten als MATLAB Workspace "C_sharp_out.mat"
23 %
24 % Autor: Michael Kirsch, MedTech, michael.kirsch@tum.de
25 % Datum: 04.09.2017
26
27 %*****
28
29 clear all;
30 close all;
31 clc
32
33 % Parameter zur Bildung der Ableitungen;
34 % Delta Epsilon, das bei der Regression verwendet wird
35 Acc_Diff=0.15;
36
37 % Sollen die Ableitungen neu berechnet werden?
38 Reprocess=1;
39
40 % Laden der Daten, die von C# in die Matlab cell / struct Form gebracht wurden
41 % Addressierung im struct erfolgt über die vergebenen Namen der Felder und
42 % im cell array über die geschweiften Klammern
43 % Für jede Serie gibt es ein struct, die über ein cell in einer Variable
44 % zusammengefasst sind und eine Indizierung erlauben
45 % Von C# wird zum einen die Daten in Data und die Metainformationen
46 % der Proben (Durchmesser und Einspannlänge) in Summary
47 % (normale Matrix mit den Spalten: Serie, Probe in Serie, l0, d0)
48 % gespeichert
49 load('C_sharp_out.mat');
50
51 if(or(isfield(Data{1},'D1')==0,Reprocess))
52 % Neuberechnung, wenn noch keine Ableitungen gespeichert
53   load('C_sharp_out2.mat'); %Laden der ursprünglichen Daten aus C#
54   IndexLine=1; %Fortlaufender Zeilenindex, der der Anzahl der abgeschlossenen Proben
55   entspricht (läuft unabhängig von der Serie)
56   Summary(1,5:10)=0; % Erweitern der Summary Matrix
57   for l=1:size(Data,1) % Schleife über alle Serien
58     for k=1:size(Data{1},1) % Schleife über alle Proben in der Serie
59       [Data{1}(k).D1,Data{1}(k).D2]=GetDerivatives(Data{1}(k).eps,Data{1}(k).
60       sig,Acc_Diff); % Berechnung der Ableitungen durch lineare Regression
61       [Data{1}(k).Proc]=ProcessCurve(Data{1}(k).eps,Data{1}(k).sig,Data{1}(k).
62       D1); % Berechnung des Onset Points anhand der Ableitungen
63       Summary(IndexLine,5:10)=Data{1}(k).Proc; % Erweitern der Summary Matrix
64       mit dem Onset Point
65       IndexLine=IndexLine+1; % Update des Zeilenindex
66     end
67   end
68   save('C_sharp_out.mat','Data','Summary'); % Abspeichern der Daten (neue
69   Ableitung und Onset Point)
70
71   nP=size(Summary,1); % Anzahl der Proben über alle Serien

```

```

69     % Schreiben des csv, das als Übersicht mit den Onsets genutzt werden
70     % kann
71     filename = 'Summary.csv';
72     temp=[[1:nP]' Summary(:, [1 2 3 4 5 7 9 10])]]; %
73     fid = fopen(filename, 'w');
74     fprintf(fid, 'ContID;ID1;ID2;l0;d0;E1;E2;epsS;sigS\n');
75     fclose(fid);
76     dlmwrite(filename, temp, '-append', 'precision', '%.4f', 'delimiter', ';');
77
78     % Schreiben des csv für die Weiterverarbeitung in C#
79     filename = 'Summary_Csharp.csv';
80     temp=[[1:nP]' Summary(:, [1 2 5 6 7 8 9 10])]];
81     fid = fopen(filename, 'w');
82     fprintf(fid, 'ContID;ID1;ID2;a1;b1;a2;b2;epsS;sigS\n');
83     fclose(fid);
84     dlmwrite(filename, temp, '-append', 'precision', '%.6f', 'delimiter', ';');
85 end
86
87
88 CM=colormap('winter');
89 Ax=[0 20 0 20];
90
91 % Auswählen, was in den Plots gezeichnet wird:
92 % D1/D2: erstes/zweites Derivat
93 % Sig: Standard Spannung-Dehnung
94 % App: Approximierte Geraden
95 Plot_D1=1;
96 Plot_D2=0;
97 Plot_Sig=1;
98 Plot_App=1;
99
100 % Initialisieren des struct:
101 % ID1: Seriennummer
102 % ID_1: Proben des ersten Bereich (gerade Faser)
103 % ID_2: zweiter Bereich (gekräuselt)
104 % ID_3: dritter Bereich (leer)
105 % color: 3x6 Matrix, Spalten 1:3: RGB Tripel sig-eps; 4:6 RGB der
106 % Geradenapprox; Zeile entsprechend dem Bereich
107 DrawingVar=struct('ID1',0,'ID_1',0,'ID_2',0,'ID_3',0,'color',[0 0 0]);
108
109 %31
110 DrawingVar.ID1=6;
111 DrawingVar.ID_1=[1:3];
112 DrawingVar.ID_2=[4:6];
113 DrawingVar.ID_3=[7 8];
114 DrawingVar.color=[0 0 0 CM(1,:);...
115                 0 0 0 CM(30,:);...
116                 0 0 0 CM(60,:)];
117 DrawStuff; %Skript, das gemäß des Structs die Plots zeichnet
118 return;
119 %39
120 DrawingVar.ID_1=[65:67];
121 DrawingVar.ID_2=[68:70];
122 DrawingVar.ID_3=[71 72];
123 figure;
124 DrawStuff;
125
126
127
128
129

```

```

1  function [D1_app, D2_app ] = GetDerivatives( X,Y,dx_cons,numP )
2  %Berechnung der ersten und zweiten Ableitung von Y=F(X) durch lineare bzw
3  %quadratische Regression, Bereich definiert durch dx_cons (X+-dx_cons) oder numP
4
5  %Berechnen des numP unter der Annahme, dass die X-Punkte einigermaßen
6  %gleichverteilt sind
7  if (nargin<4)
8      numP=ceil(dx_cons/(X(end)-X(1))*size(X(:,1)));
9  end
10
11 %es müssen mindestens 3 Punkte in der Regression sein, um diese eindeutig
12 %oder über zu bestimmen
13 if(numP<2)
14     error('Not enough data')
15 end
16
17 %Datenvektoren müssen konsistent sein, zur Sicherheit wird ein Fehler
18 %ausgegeben, da es sich um einen Eingabefehler handelt
19 if(size(X(:,1))~=size(Y(:,1)))
20     error('Data must be of same length');
21 end
22
23 n=size(X(:,1)); %Anzahl der Punkte
24 D2_app=0*X; %Initialisieren der Ausgabevektoren, um die Größe dieser nicht
25 %dynamisch zu verändern
26 D1_app=0*X;
27
28 %Schleife über alle Punkte, mit entsprechend angepassten Bereichen, die für
29 %die Regression genutzt werden (Anfang- und Endbereich)
30 %Es werden jeweils die Bereiche definiert und die Unterfunktion aufgerufen,
31 %die die Regression durchführt
32 for k=1:numP
33     id=1:(k+numP);
34     [D1_app(k),D2_app(k)]=Regressionfkt(X,Y,id);
35 end
36 for k=(numP+1):(n-numP)
37     id=(k-numP+1):(k+numP);
38     [D1_app(k),D2_app(k)]=Regressionfkt(X,Y,id);
39 end
40 for k=(n-numP+1):n
41     id=(k-numP):n;
42     [D1_app(k),D2_app(k)]=Regressionfkt(X,Y,id);
43 end
44
45 end
46
47 function [D1,D2]=Regressionfkt(X,Y,id)
48 %Unterfunktion zum Durchführen der Regression
49
50 %Extrahieren der Daten aus dem Gesamtvektor
51 X_t=X(id);
52 Y_t=Y(id);
53 n=size(X_t,1);
54
55 %Lösen des LGS a*x^2+b*x+c=y nach temp=[a b c] -> A*temp=y
56 A=[X_t.^2 X_t ones(n,1)];
57 temp=A\Y_t;
58 D2=2*temp(1); % Zweite Ableitung ist 2*a
59
60 %Analog für die erste Ableitung
61 A=[X_t ones(n,1)];
62 temp=A\Y_t;
63 D1=temp(1);
64 end
65
66

```

```

1  function [ vecout ] = ProcessCurve( X,Y,D1 )
2  %Extrahieren des Onset Punktes, durch Unterteilen der Kurve anhand der
3  %ersten Ableitung
4
5  %vecout format: a1,b1,a2,b2,xSchnitt,ySchnitt
6  vecout=zeros(6,1);
7
8  thresh1=2; %Vordefinieren
9  try %wenn Steigung nie über 10MPa steigt, wird Nullvektor zurückgegeben
10     while (D1(thresh1,1)<0.1)
11         thresh1=thresh1+1;
12     end
13 catch
14     return
15 end
16 try %Ende des ersten Bereichs bei 50MPa oder Abfallen unter 5MPa, oder Ende der Probe
17     while (and(D1(thresh1,1)<=0.5,D1(thresh1,1)>=0.05))
18         thresh1=thresh1+1;
19     end
20 catch
21     thresh1=size(X,1);
22 end
23 k1=1;
24 k2=thresh1;
25
26 %lin Regression anhand des ermittelten Bereichs
27 A=zeros(k2-k1+1,2);
28 A(:,1)=X([k1:k2]');
29 A(:,2)=1;
30 b=Y([k1:k2]');
31 temp=A\b;
32 a1=temp(1);
33 b1=temp(2);
34
35 if(D1(thresh1,1)<0.1) %leere Probe, Regression als Ursprungsgerade, und Ende der
36     Funktion
37     A=X([k1:k2]');
38     b=Y([k1:k2]');
39     vecout(1)=A\b;
40     return
41 end
42 %Definition der zweiten Ausgleichsgerade: Bereich von 60-100% des Maximums
43 D1max=max(D1);
44 iD1max=find(D1==D1max);
45 D1abb=0.6*D1max;
46
47 %Suche von Max Richtung Anfang bis Schwellwert oder Ende des ersten Reg.bereichs
48 thresh2=iD1max;
49 while (and(D1(thresh2,1)>D1abb,thresh2>thresh1+1))
50     thresh2=thresh2-1;
51 end
52 k1=thresh2;
53
54 %Suche von Max Richtung Ende bis Schwellwert oder Ende der Probe
55 thresh2=iD1max;
56 try
57     while (D1(thresh2,1)>D1abb)
58         thresh2=thresh2+1;
59     end
60 catch
61     thresh2=size(X,1);
62 end
63 k2=thresh2;
64
65 % lin Regression der zweiten Ausgleichsgeraden
66 A=zeros(k2-k1+1,2);
67 A(:,1)=X([k1:k2]');
68 A(:,2)=1;
69 b=Y([k1:k2]');
70 temp=A\b;
71 a2=temp(1);
72 b2=temp(2);

```

```

73
74 %Berechnen des Schnittpunktes (y1=y2)
75 xS=(a1-a2)\(b2-b1);
76 yS=a1*xS+b1;
77
78 %Erstellen des Ausgabevektors
79 vecout=[a1 b1 a2 b2 xS yS]';
80
81 end

1 DrID=DrawingVar.ID1;
2 DrCol=DrawingVar.color;
3 hold on;
4 axis(Ax);
5
6 if(size(DrawingVar.ID_1(:),1)>0)
7 for k=1:size(DrawingVar.ID_1(:),1)
8   DrId2=DrawingVar.ID_1(k);
9   if(Plot_Sig)
10    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.sig,'Color',DrCol(1,1:3));
11   end
12   if(Plot_D1)
13    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D1,'Color',DrCol(1,1:3));
14   end
15   if(Plot_D2)
16    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D2,'Color',DrCol(1,1:3));
17   end
18   if(Plot_App)
19    plot([0 40],[Data{DrID}{DrId2}.Proc(4) 40*Data{DrID}{DrId2}.Proc(3)+Data{DrID}
20           {DrId2}.Proc(4)],'Color',DrCol(1,4:6));
21   end
22 end
23
24 if(size(DrawingVar.ID_2(:),1)>0)
25 for k=1:size(DrawingVar.ID_2(:),1)
26   DrId2=DrawingVar.ID_2(k);
27   if(Plot_Sig)
28    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.sig,'Color',DrCol(2,1:3));
29   end
30   if(Plot_D1)
31    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D1,'Color',DrCol(2,1:3));
32   end
33   if(Plot_D2)
34    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D2,'Color',DrCol(2,1:3));
35   end
36   if(Plot_App)
37    plot([0 Data{DrID}{DrId2}.Proc(5) 40],[Data{DrID}{DrId2}.Proc(2) Data{DrID}{
38           DrId2}.Proc(6) 40*Data{DrID}{DrId2}.Proc(3)+Data{DrID}{DrId2}.Proc(4)],
39           'Color',DrCol(2,4:6));
40   end
41 end
42
43 if(size(DrawingVar.ID_3(:),1)>0)
44 for k=1:size(DrawingVar.ID_3(:),1)
45   DrId2=DrawingVar.ID_3(k);
46   if(Plot_Sig)
47    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.sig,'Color',DrCol(3,1:3));
48   end
49   if(Plot_D1)
50    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D1,'Color',DrCol(3,1:3));
51   end
52   if(Plot_D2)
53    plot(Data{DrID}{DrId2}.eps,Data{DrID}{DrId2}.D2,'Color',DrCol(3,1:3));
54   end
55   if(Plot_App)
56    plot([0 40],[Data{DrID}{DrId2}.Proc(2) 40*Data{DrID}{DrId2}.Proc(1)+Data{DrID}
57           {DrId2}.Proc(2)],'Color',DrCol(3,4:6));
58   end
59 end

```

