

Oberflächenoptimierung endlosfaserverstärkter Thermoplaste

von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg
genehmigte Dissertation
zur Erlangung des Grades

Doktor-Ingenieur

vorgelegt von:

Dipl.-Ing. (FH) André Lück

Fachgutachter:

Professor Dr.-Ing. Dietmar Drummer
Professor Dr.-Ing. Peter Mitschang

Für die Nutzung dieser Dissertation gelten folgende rechtliche Bestimmungen:

- Die vorliegende Dissertation darf von der Universität Erlangen-Nürnberg frei im Internet angeboten werden. Eine weitere Verbreitung oder öffentliche Wiedergabe ist nicht gestattet und kann nur mit ausdrücklicher Genehmigung des Autors (Promovierten) geschehen.
- Die Vervielfältigung ist nur im Rahmen des privaten und eigenen wissenschaftlichen Gebrauchs (§ 53 UrhG) erlaubt.
- Die Publikation darf nicht bearbeitet oder in anderer Weise verändert werden.
- Der Autor hat das Recht, sein Werk, auch auszugsweise, anderweitig verfügbar zu machen und zu verbreiten.
- Für den Inhalt des Dokuments ist allein der Autor verantwortlich.
- Diese Dissertation wird durch den Lehrstuhl für Kunststofftechnik vertrieben und kann dort käuflich erworben werden.

This publication (dissertation) is subject to the following terms of use:

- The University of Erlangen-Nuremberg is entitled to give open access to this publication. Further publication or public broadcasting needs explicit authorisation of the copyright owner (doctor).
- Copying is permitted only for private or the own scientific purposes of the person who performs copying (according to § 53 of the German Copyright Act). The copyright owner grants production of complete single copies of this publication by means of a print on demand service.
- This publication may not be edited or changed otherwise.
- The copyright owner has got the right to publish or broadcast this publication as whole or parts thereof elsewhere.
- The author is exclusively responsible for the content of this publication.
- The dissertation is sold by the Institute of Polymer Technology and is available for purchase.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner wissenschaftlichen Tätigkeit als Projektingenieur im Bereich der Kunststoffverarbeitung der Neue Materialien Fürth GmbH in den Jahren 2012 bis 2019.

Dem Bereichsleiter, Herrn Prof. Dr.-Ing. Dietmar Drummer vom Lehrstuhl für Kunststofftechnik der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, gilt mein besonderer Dank für die Anregung und Betreuung dieser Arbeit sowie das entgegenbrachte Vertrauen. Seine stete Unterstützung, die zahlreichen Diskussionen und konstruktiven Hinweise haben wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen. Für die Übernahme des Koreferates danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang vom Institut für Verbundwerkstoffe GmbH der Technischen Universität Kaiserslautern. Als fachfremde Gutachterin möchte ich Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Carolin Körner für die wertvollen Tipps danken. Schließlich gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp für den Vorsitz der Prüfungskommission.

Meinem Vorgesetzten, Herrn Dr.-Ing. Leo Hoffmann, und meinen Kollegen Dipl.-Ing. Christoph Linn, Dipl.-Ing. Felix Schulte-Hubbert, M. Sc. Timm Braselmann und M. Sc. Florian Piott der Landesforschungsanstalt Neue Materialien Fürth GmbH sowie den wissenschaftlichen Mitarbeitern Dr.-Ing. Christian Gröschel, Dipl.-Ing. Wolfram Körbel und Dipl.-Ing. Tobias Kleffel vom Lehrstuhl für Kunststofftechnik möchte ich für die stete Unterstützung und Kollegialität herzlich danken. Insbesondere hervorzuheben sind die technischen Mitarbeiter Frau Pia Trawiel und die Herren Emil Schnabel und Sergej Tkatschjow, deren besonderes Engagement zum Gelingen dieser Arbeit wesentlich beigetragen hat.

Ich danke meinen Studentinnen und Studenten Jannick Eckerlein, Christian Gath, Felix Wolf, Christian Frieß, Michael Reis, Mathias Schleicher, Stephan Ziener, Markus Zwiefler, Andy Seebacher, Benjamin Munser, Robert Witzgall, Vera Bednarzig, Tobias Merkl, Sascha Meckler, Lukas Vetter, Maximilian May, Swantje Simon und Tobias Burkhardt für die zahlreichen wissenschaftlichen Basisarbeiten. Dank gilt außerdem den Firmen Borealis AG, INEOS Styrolution Europe GmbH, Omya GmbH und 3M Deutschland GmbH für die technische und werkstoffliche Unterstützung.

Mein größter Dank gilt meiner Ehefrau Dr. med. Susanne Ruthrof-Lück und meinen Kindern Feline, Malina und Benjamin Lück für Ihre liebevolle Art mir auch in schwierigen Situationen Rückhalt zu geben. Widmen möchte ich diese Arbeit meinen verstorben Großvätern Gehrhard Knoch und Maximilian Lück.

Fürth, im Juli 2019

André Lück

Oberflächenoptimierung endlosfaserverstärkter Thermoplaste

Kurzfassung

Kontinuierlich verstärkte Faserverbundkunststoffe (FVK) in Form ebener Halbzeuge weisen aufgrund ihrer guten gewichtsspezifischen Eigenschaften, der Möglichkeit zur lastpfadgerechten Auslegung und der Funktionsintegration ein hohes Leichtbaupotential auf. Thermoplastisch basierte Werkstoffsysteme (sog. Organobleche) erlauben wegen der physikalisch basierten Verarbeitung zusätzlich kurze Taktzeiten und tragen dank der Recyclierbarkeit zur Nachhaltigkeit bei. Durch die Integration optischer und/oder ästhetischer Materialeigenschaften können neue Anwendungsfelder für mittlere bis hohe Stückzahlen erschlossen werden, jedoch sind kommerzielle Produkte wegen der textilen Topographie auf der Oberfläche nur bedingt geeignet.

Die Abzeichnung der textilen Topographie (engl.: fiber print through phenomena – FPTP) tritt bei Organoblechen immer auf und bezeichnet die regelmäßige Abbildung der Verstärkungsarchitektur auf der Oberfläche. Dieser Effekt wird durch das ungleichmäßige Schwindungsverhalten der Verbundpartner im Gesamtsystem verursacht. Durch die lokal unterschiedlich vorherrschenden Volumenanteile wird das ursächliche Problem zusätzlich noch verstärkt. Als Folge der thermisch bedingten, hohen Matrixschwindung entstehen bei der Verarbeitung Einfallstellen, welche eine anmutende Oberflächengüte im Sichtbereich verhindern.

Durch Modifikation der thermoplastischen Matrix mit Füllstoffen kann das temperaturabhängige Verhalten der polymerreichen Matrixzone außerhalb der textilen Verstärkung an das Verhalten der imprägnierten Faserbündel angepasst werden. Bei geeigneter Wahl von Faser- und Partikelgröße kann ein Filtereffekt des Textils genutzt und damit das Verhalten der Matrixzone lokal angeglichen werden. Wird die Menge des Polymer-Füllstoff-Gemischs optimal abgestimmt, können im entstehenden Drei-Phasen-Verbund die Schwindungseigenschaften homogenisiert und das viskose Verhalten des Compounds reduziert werden. Im Ergebnis verbessert sich die Güte der Verbundoberfläche und das Kriechverhalten unter wechselnden Temperaturbedingungen nimmt ab.

Abstract

Continuous fibre-reinforced polymers (FRP), based on flat sheets, benefit from excellent weight-specific features. These include the possibility of load path optimised design and the option of functional integration. Consequently, FRP offer a high potential for lightweight design. Materials using thermoplastic-based polymers (so-called “organic-sheets”) allow fully automated and fast manufacturing based on their physical processing and are environmentally sustainable because of their recycling capability. Additionally, through improved optical and aesthetic characteristics, new applications can be developed for a mid to high scale production range.

However, commercial products exhibit a textile surface structure (so-called “fibre print through phenomena” – FPTP) and are therefore not very common for aesthetic applications. The FPTP always appears on the surface of organic-sheets and affects the appearance of the reinforcing architecture. The effect is determined by the non-uniform shrinkage behaviour of both composite partners inside the total system, which is further impacted by the different local volume fraction of the agents. As a result of the high thermal shrinkage behaviour of the matrix, sink marks are generated in high polymer regions while processing which hamper a glossy appearance of the surface.

The dependent temperature performance of the polymer matrix zone outside of the textile reinforcement can be adjusted to the properties of the impregnated fibres by adding fillers into the polymer resin before manufacturing. To adjust the polymer matrix zone locally, a filter effect of the fabric structure can be achieved by using suitable fibre and particle sizes. If the amount of polymer-filler-compound is calibrated optimally, the overall shrinkage behaviour of the resulting three-phase-composite can be homogenised and the viscous behaviour of the compound can be reduced. As a result, the surface quality of the FRP will be improved and its creep behaviour under changing temperatures will be reduced.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Grundlagen	3
2.1	Thermoplastische Faserverbundkunststoffe	4
2.1.1	Thermoplastische Matrixwerkstoffe	4
2.1.2	Verstärkungsfasern und textile Halbzeuge	6
2.1.3	Herstellungs- und Weiterverarbeitungsverfahren	8
2.2	Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich	11
2.2.1	Duroplastische Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich	12
2.2.2	Thermoplastische Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich	14
2.2.3	Berechnungsgrundlagen für Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich	16
2.2.4	Eigenschaftsveränderung durch Matrixmodifikation über Füllstoffe	21
2.3	Oberflächeneigenschaften von Faserverbundkunststoffen	26
2.3.1	Oberflächeneigenschaften von Kunststoffen	26
2.3.2	Oberflächeneigenschaften von Faserverbundkunststoffen	27
2.3.3	Messverfahren zur Oberflächenanalyse	29
2.4	Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste	30
2.4.1	Mechanisches Verhalten der thermoplastischen Matrix	31
2.4.2	Verformungsverhalten der thermoplastischen Matrix	33
2.4.3	Matrixverhalten in Abhängigkeit der Zeit	33
2.4.4	Matrixverhalten in Abhängigkeit der Temperatur	35
2.4.5	Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste	36
2.5	Zusammenfassende Bewertung des Kenntnisstands	38
3	Werkstoffe, Probekörper und Anlagentechnik	41
3.1	Untersuchte Werkstoffe	42
3.1.1	Thermoplastische Matrixwerkstoffe	42
3.1.2	Textile Verstärkungsstoffe	43
3.1.3	Füllstoffe	45
3.2	Probekörper	46
3.2.1	Compoundproben	46
3.2.2	Zugstab-Probekörper	47
3.2.3	Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung	47
3.2.4	Konsolidierte Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung	48
3.2.5	Nachkonsolidierte Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung	49
3.3	Anlagentechnik	50
3.3.1	Doppelschneckenextruder	50
3.3.2	Spritzgießmaschine	51
3.3.3	Intervall-Heißpresse	51
3.3.4	Umformpresse	52

4	Versuchsdurchführung	53
4.1	Werkstoffcharakterisierung	53
4.1.1	Faser- und Partikelanalyse	53
4.1.2	Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)	54
4.1.3	Rotationsviskositätsmessungen (Rotvis)	55
4.1.4	pVT-Messung (pVT).....	55
4.1.5	Thermomechanische Analyse (TMA).....	55
4.1.6	Dynamisch - Mechanische Analyse (DMA).....	56
4.2	Versuche zur Oberflächenmodifikation	56
4.2.1	Matrixmodifikation	57
4.2.2	Mechanisches Verhalten der modifizierten Matrix	58
4.2.3	Textile Filterwirkung	59
4.2.4	Herstellung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde	60
4.2.5	Nachkonsolidierung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde.....	65
4.3	Bewertung der Oberflächeneigenschaften.....	66
4.3.1	Bewertung textiler Halbzeuge	67
4.3.2	Bewertung konsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde	68
4.3.3	Bewertung nachkonsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde	69
4.4	Modellbildung und Simulation.....	70
4.4.1	Entwicklung eines mehrphasigen Werkstoffmodells	70
4.4.2	Aufbau einer Einheitszelle.....	71
4.4.3	Implementierung der Materialeigenschaften	72
4.4.4	Berechnung und Simulation der Oberflächengüte	73
5	Untersuchungsergebnisse	75
5.1	Werkstoffcharakterisierung	75
5.1.1	Faser- und Partikelanalyse	75
5.1.2	DSC.....	76
5.1.3	Viskositätsmessungen	77
5.1.4	pVT-Messung.....	78
5.1.5	Thermomechanische Analyse (TMA).....	79
5.1.6	Dynamisch - Mechanische Analyse (DMA).....	82
5.2	Oberflächenmodifikation.....	84
5.2.1	Matrixmodifikation	84
5.2.2	Mechanisches Verhalten der modifizierten Matrix	84
5.2.3	Textiler Filtereffekt.....	88
5.2.4	Imprägnierter Drei-Phasen-Verbund	92
5.2.5	Nachkonsolidierter Drei-Phasen-Verbund.....	96
5.3	Oberflächeneigenschaften	97
5.3.1	Textile Halbzeug-Oberflächen.....	98
5.3.2	Konsolidierte Zwei- und Drei-Phasen-Verbundoberflächen	101
5.3.3	Nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasen-Verbundoberflächen	103
5.4	Simulationsergebnisse.....	107
5.4.1	FVK-Einheitszelle	107
5.4.2	Implementierte Materialeigenschaften	108
5.4.3	Berechnungs- und Simulationsergebnisse.....	112

6	Bewertung der Ergebnisse	115
6.1	Textile Filterwirkung.....	115
6.2	Erzielbare Oberflächenverbesserung	117
6.3	Vorhersage der Oberflächenoptimierung.....	119
7	Zusammenfassung.....	121
8	Literaturverzeichnis	123
9	Liste der Formelzeichen und Abkürzungen	135
10	Anhang	139

1 Einleitung und Zielsetzung

Im Jahr 2013 wurde auf Initiative der Nationalen Plattform Elektromobilität das BMBF-Leuchtturmprojekt FOREL zur Entwicklung von Hightech-Leichtbausystemlösungen in Multi-Material-Design für E-Fahrzeuge der Zukunft eingerichtet. In einer 2015 durchgeführten Studie haben zwei Drittel der Befragten angegeben, dass die Anwendung von Werkstoffkombinationen zunehmen wird. Klar erkennbar sei es, dass es aus Sicht der Befragten nicht „den“ Werkstoff der Zukunft gäbe, sondern vielmehr eine Kombination unterschiedlicher Werkstoffe zum Einsatz kommen wird. Nach Einschätzung der Befragten steigt der Werkstoffeinsatz für strukturelevante Leichtbauteile am deutlichsten bei faserverstärkten Thermoplasten [1].

Die VDI Gesellschaft Materials Engineering des Vereins Deutscher Ingenieure e.V. hat 2014 in einer Studie zu Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und Energieversorgung unter den wichtigsten 10 Statements zur Werkstofftechnologie den Multimaterialansatz als eine zentrale Rolle für den Leichtbau im Fahrzeug- und Flugzeugbau genannt. Weiter heißt es, dass vor allem Entwicklungen in der Verbindungstechnik zwischen den unterschiedlichen Materialklassen und bei der gezielten Ausnutzung von Effekten an den Grenzflächen erforderlich sind. Die Materialkombination von endlosglasfaserverstärkten Halbzeugen mit thermoplastischer Matrix und glasfaserverstärkten Kunststoffen verspricht großes Potential [2].

Im AVK-Marktbericht der glasfaserverstärkten Kunststoffe (GFK) 2016 bleiben GFK in der Composites-Industrie weiterhin die mit Abstand größte Marktgruppe. Im Ausblick des Berichts sind der Trend zur Schaffung und Weiterentwicklung von Multimaterialsystemen und der Einsatz von Hybridbauteilen eine zentrale Herausforderung, bilden aber die Zukunft des Leichtbaus [3]. Faserverbundbauteile als endlosfaserverstärkte thermoplastische Hybridbauteile sind heute bereits als Interieurkomponenten zu finden, zumeist aber im Nicht-Sichtbereich [4, 5, 6]. Automotive-Anwendungen im direkten Sichtbereich bestehen derzeit nur bei Nutzfahrzeugen, wo für Verkleidungsteile oftmals Kurz- oder Langglasfasern verwendet werden, beispielsweise als Sheet-Moulding-Compound [7]. Endlosfaserverstärkte Bauteile kommen nur im geringem Maße zum Einsatz, und wenn besteht der Leichtbauansatz in der Regel aus einer dünnen Verstärkungslage, die auf einen anderen Werkstoff aufgebracht wird. Zudem hemmt der sehr hohe Preis von endlosglasfaserverstärkten Halbzeugen den flächendeckenden Einsatz dieser Materialspezies [8].

Ein realistischer Vergleich der Herstellkosten sollte direkt an einer konkreten Anwendung ermittelt werden. Am Beispiel einer Busladeklappe konnte bereits 1997 für ein Fahrzeug-Außenbauteil eine Reduktion des Gewichts bei preiswerterer Herstellung errechnet werden, wenn sich die Produktionszahlen größer 2600 Einheiten pro Jahr bewegen [9]. Neuere Entwicklungen zeigen, dass thermoplastische Composites mit hochwertiger Oberfläche in extremer Dünnwandtechnik im Bereich von Elektronik-Anwendungen Einzug finden. Der Schlüssel zum Erfolg liegt neben geringerem Gewicht und höherer Steifigkeit im Einsatz innovativer Composite-Materialien, welche vollautomatisiert in hoher Stückzahl die Fertigungseffizienz steigern können [10, 11].

Die Tatsache, dass viele Bauteile im direkten Sichtbereich zum Einsatz kommen, hemmt trotz des hohen Leichtbaupotentials oft den Serieneinsatz endlosfaserverstärkter Thermoplaste. Ein Grund hierfür liegt in den unterschiedlichen Eigenschaften der Verbundpartner. Exemplarisch sei erwähnt, dass die Wärmeausdehnungskoeffizienten von Polymermatrix und Verstärkungsstoff sich um mehrere Größenordnungen unterscheiden [12]. Zur Verbesserung der Oberflächengüte ist deshalb eine Angleichung des Ausdehnungsverhaltens beider Werkstoffe essentiell, muss aber aufgrund des Kostendrucks bezahlbar bleiben. Vor allem das viskoelastische Verhalten der Polymermatrix, also die temperatur- und zeitabhängige Veränderung von Eigenschaften, führt in der Regel bei thermoplastisch basierten Systemen zu einer deutlichen Beeinflussung der Oberflächengüte im Lebenslauf der Anwendung.

Das Wissen um die Veränderung einer FVK-Oberfläche unter komplexen thermo-mechanischen Gegebenheiten und die Beeinflussung dieses Verhaltens durch Modifikationen ist für Auslegung, Güte und Dauergebrauch eine unabdingbare Grundlage dieser Werkstoffkombination. Aktuelle

Forschungs- und Entwicklungsarbeiten beschäftigen sich zwar mit den Material- und Prozesseinflüssen auf Oberflächeneigenschaften über der gesamten Prozesskette [15, 16], jedoch meist auf Basis unmodifizierter Systeme. Das grundlegende Problem des ungleichmäßigen Schwindungsverhaltens beider Werkstoffpartner ist hingegen ungelöst.

Ziel der Arbeit ist die systematische Entwicklung und Evaluierung eines Prozessmodells zur gezielten Angleichung des Ausdehnungsverhaltens der vorherrschenden Werkstoffphasen in endlosglasfaserverstärkten thermoplastisch basierten Halbzeugen, sogenannten Organoblechen. Aus Kostengründen liegt das Hauptaugenmerk der Untersuchungen auf der Modifizierung der thermoplastischen Matrix durch Füllstoffe. Textile Einflussgrößen sind nachweislich vorhanden [13, 14, 15], sollen aber nur am Rande bewertet werden. Um auch bei wechselnden Umgebungsbedingungen die Güte der FVK-Oberfläche sicherzustellen, müssen die thermomechanischen und viskoelastischen Matrixeinflüsse bewertet und die Veränderung des Oberflächenverhaltens in Abhängigkeit der Modifikationen untersucht werden. Die Auswirkungen auf Auslegung, Herstellung, Weiterverarbeitung und Dauergebrauch stellen grundlegende Kenntnisse modifizierter Organobleche dar und müssen ganzheitlich charakterisiert werden. Schlussendlich ist die Vorhersage der Oberflächengüte in Abhängigkeit von Art, Größe und Menge der Modifikation sowie des gewählten Laminataufbaus wichtige Voraussetzung, um nachhaltig bezahlbaren Leichtbau voranzutreiben.

Zunächst soll die Frage geklärt werden, welchen Einfluss eine Modifikation auf das Verhalten der Polymermatrix hat. Zu diesem Zweck werden unterschiedliche Modifikationsarten und -mengen in Polypropylen eincompoundiert und anschließend der Werkstoffverbund charakterisiert. In einer experimentellen Untersuchung soll geklärt werden, unter welchen Voraussetzungen eine textile Filterwirkung und damit die lokale Anhäufung der Füllstoffpartikel außerhalb der imprägnierten Faserbündel gelingen kann. Ziel ist es, ausgehend von den Einzelwerkstoffen Aussagen zu generieren, welche Füllstoffpartikel die theoretisch berechneten Idealwerte im Verbund in welchen Größenordnungen erreichen und welche Einschränkungen bzw. Grenzen es bei der Halbzeug-Herstellung gibt. Da die entstehende Verbundoberfläche an mehreren Stellen entlang der Prozesskette beeinflusst wird, sollen die Oberflächeneigenschaften ausgehend von der textilen Verstärkung über die konsolidierten Halbzeuge bis zum nachkonsolidierten Bauteil bewertet werden. Um Vorhersagen der Oberflächengüte für den späteren Dauereinsatz zu verifizieren, muss die Kopplung thermischer und mechanischer Eigenschaften der modifizierten Polymermatrix ermittelt und in zeitliche Relation zum modifizierten Drei-Phasen-Verbund gebracht werden.

Die Erkenntnisse aus Modifikationsart und -menge sowie das Verhalten aus thermoanalytischen Untersuchungen münden schließlich in ein Simulationsmodell zur Vorhersage der zu erwartenden FVK-Oberflächengüte. Anhand analytischer Berechnungen und numerischer Simulationen sollen die wesentlichen Einflussgrößen auf das Oberflächenverhalten des modifizierten Drei-Phasen-Verbundes identifiziert und der Füllstoffeinfluss abgeschätzt werden. Ein Abgleich zu realen Messergebnissen der Oberflächengüte von Halbzeugen und Bauteilen rundet die Arbeit ab. Aufgrund der komplexen molekularen Struktur von teilkristallinen Thermoplasten soll anhand des typischen Vertreters Polypropylen die zeitliche Veränderung der Substratoberfläche durch Modifikation über das Simulationsmodell validiert werden. Auf Grundlage dieser Erkenntnisse soll eine Empfehlung zum Schwindungsausgleich endlosfaserverstärkter thermoplastischer Faserverbundkunststoffe unabhängig der Materialkombination gegeben werden, um dekorative FVK-Anwendungen oder lackierte FVK-Bauteile im Sichtbereich zu optimieren.

2 Grundlagen

Verbundwerkstoffe sind Werkstoffe, die aus zwei oder mehreren Komponenten (Phasen) bestehen, welche nicht ineinander löslich sind. Die Eigenschaften der einzelnen Phasen sind deutlich unterschiedlich, jedoch ist der Verbund makroskopisch gesehen quasihomogen. Per Definition ist bei einem Verbundkonzept der Anteil einer Phase größer 10 Masseprozent und die Eigenschaften der Phasen um den Faktor > 3 unterschiedlich [16].

Der Grundgedanke von Faserverbundkunststoffen (FVK), unterschiedliche Materialarten zu einem Werkstoffverbund zu kombinieren, um so optimierte Eigenschaften zu erreichen, stammt aus der Natur [17]. Als Beispiele können in der Flora der Bambus oder in der Fauna die Muskelfaser genannt werden. Durch die gerichtete Anordnung der Fasern entstehen höhere Festigkeiten. Wie in der Natur kann auch bei polymeren Werkstoffen eine Verstärkung durch Synthetik- oder Naturfasern stattfinden, die den Verbund auf ein höheres mechanisches Niveau anheben. Dabei ist der Verbund leistungsfähiger als die Einzelkomponenten selbst. Reine Fasern können zwar hohe Zugkräfte aufnehmen, sind aber kaum auf Biegung oder Druck belastbar. Der Kunststoff alleine hat eine niedrige Dichte und kann bei hohen Freiheitsgraden bzgl. der Formgebung zu einem Bauteil geformt werden, seine mechanischen Eigenschaften sind aber vergleichsweise gering. Die Kombination von beiden Werkstoffen ermöglicht den Einsatz als hochbelastbare Bauteile beispielsweise im Automobilbereich oder in der Luft- und Raumfahrt [18].

Um das Leichtbaupotential thermoplastischer FVK weiter zu erhöhen besteht die grundlegende Aufgabe darin den konstruktiven und werkstofflichen Leichtbau voranzutreiben. Dies gelingt vielfach durch funktionsintegrativen Systemleichtbau in Form geschickter Material- und Prozesskombination. Beispielsweise sind in der VDI-Richtlinie 2014 Empfehlungen für das Entwickeln von Bauteilen aus Faserverbundkunststoffen enthalten, die aus einzelnen faserverstärkten Schichten bestehen, bei denen Fasern in einer Kunststoff-Matrix eingebettet sind [19]. Die Einbindung mechanischer, elektrischer, optischer oder ästhetischer Eigenschaften kann den Integrationsgrad weiter erhöhen und bietet dadurch zusätzliches Potential zur Gewichtsreduktion (Bild 2.1) [20]. Bei ästhetischen Oberflächen stößt die Gruppe der Endlosfaserverbunde jedoch aufgrund der unterschiedlichen thermischen Eigenschaften der Verbundpartner derzeit auf Grenzen, so dass die äußere Gestalt vom Idealzustand „Hochglanz“ deutlich abweichen kann. Der Fokus der vorliegenden Arbeit ist es diese Grenzen auszuloten und aufzubrechen, um weitere Anwendungsgebiete zu erschließen.

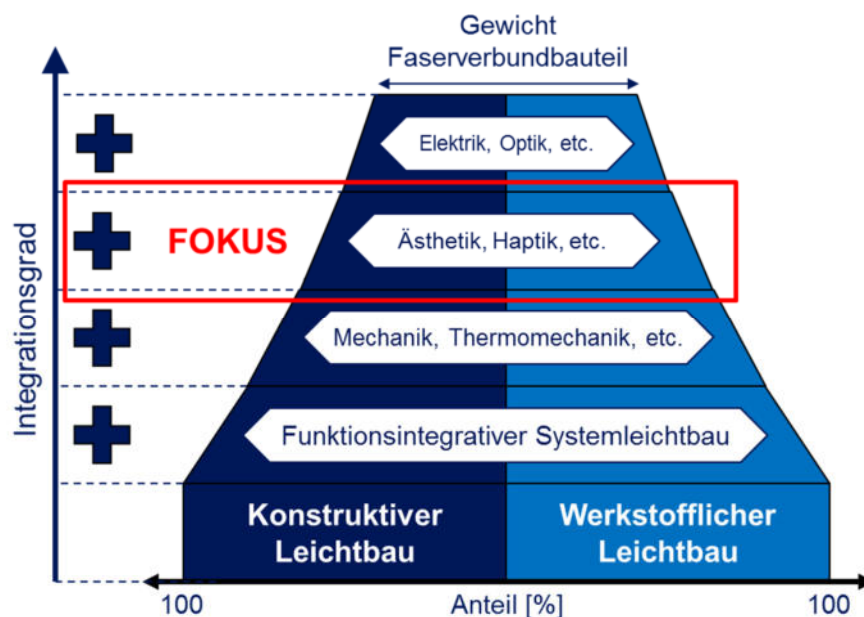


Bild 2.1: Schematische Darstellung zur Erhöhung des Leichtbaupotentials durch Steigerung des Integrationsgrades in Abhängigkeit der Faserverbundeigenschaften [20]

2.1 Thermoplastische Faserverbundkunststoffe

Werden als Matrixkomponente Thermoplaste verwendet und besteht die Verstärkung aus kontinuierlich gerichteten Fasern, so wird der Werkstoff als endlosfaserverstärkter thermoplastischer Faserverbundkunststoff bezeichnet. Die am Markt verfügbaren Halbzeuge unterscheiden sich neben ihrer Matrix- und Faserart vor allem durch die Faseranordnung und den Grad der Imprägnierung und Konsolidierung. Liegt Matrix- und Fasermaterial in unkonsolidierter Form vor, so handelt es sich um Hybridgarn-Prepreg und es ist noch keine Imprägnierung vollzogen. Werden die Verstärkungsfilamente nur teilweise imprägniert und damit nicht vollständig benetzt, werden die Halbzeuge als Prepreg-Systeme bezeichnet. Vollständig imprägnierte Halbzeuge hingegen, bei welchen die Verstärkungsfilamente im vollständig konsolidierten Zustand vorliegen, werden im modernen Sprachjargon als „Organobleche“ deklariert [18, 21, 22].

Aus Thermoplasten lassen sich aufgrund der Vielzahl an unterschiedlichen Werkstoffen endlosfaserverstärkte Faserverbunde mit gezielt angepassten Grundeigenschaften herstellen. Häufig werden Standard-Kunststoffe (PP, TPU, SAN) verwendet, um preislich attraktive Halbzeuge mit niedrigen Anforderungen im Temperaturbereich von 60 bis 100 °C zu erzielen. Technische Thermoplaste (PA, PBT, POM, PET, PC) kommen bei Strukturanwendungen mit mittleren bis höheren Belastungen im Temperaturdelta von 100 bis 150 °C zum Einsatz, während Hochtemperatur-Kunststoffe (PEI, PPS, PEKK, PEEK) überwiegend für höchstbelastete Ultraleichtbauteile bei Einsatztemperaturen bis zu 300 °C zu Organoblechen verarbeitet werden [23, 24, 25].

Als kontinuierlich gerichtete Verstärkung kommen neben unidirektionalen Verstärkungslagen überwiegend trockene, flächige, textile Gebilde aus Garnen verschiedener Größe zum Einsatz. Letztere verbinden komplizierte Faseranordnungen und komplexe Lastpfadgebilde bei effizienter Fertigung. Das Filamentmaterial besteht bei polymeren Faserverbunden häufig aus Glas- oder Kohlenstofffasern. Textilglasfasern werden aufgrund ihrer physikalischen Eigenschaften und ihres niedrigen Preises überwiegend bei Halbzeugen mit niedrigen bis mittleren Belastungen eingesetzt. Kohlenstofffasern bestechen hingegen durch ihre sehr hohe Festigkeit und Steifigkeit bei relativ niedrigem spezifischem Gewicht. Manche Anwendungen werden aufgrund ihrer individuellen Eigenschaften auch mit Chemiefasern aus natürlichen oder synthetischen Polymeren oder Metall- und Naturfasern ausgestattet. Textile Werkstoffe sind extrem vielseitig und bestechen je nach Fasertyp durch individuelle Eigenschaften [26, 27].

Neben der thermoplastischen Matrixkomponente und dem Vorteil der kontinuierlich gerichteten Verstärkung spielt für die Lastübertragung zwischen den genannten Werkstoffen die Grenzfläche eine signifikante Rolle. Die Lastübertragung, also das Leistungsvermögen des Verbundes, wird entscheidend durch die Haftung der Einzelkomponenten bestimmt. Die Art der Gestaltung der Oberfläche und die Grenzschicht bestimmen, wie Kräfte übertragen werden können und damit das mechanische und thermische Verhalten des Verbundwerkstoffs. Da in dieser Arbeit nicht die maximal möglichen Lastfälle betrachtet werden, sondern vielmehr das Hauptaugenmerk auf dem viskoelastischen Verhalten der Matrix und den damit verbundenen Einflüssen auf die Oberflächengüte steht, soll an dieser Stelle auf eine tiefere Betrachtung der Ausrüstung der Grundwerkstoffe verzichtet werden [17, 28].

2.1.1 Thermoplastische Matrixwerkstoffe

Thermoplastische Kunststoffe sind bis zur Zersetzungstemperatur nicht vernetzte polymere Werkstoffe und deshalb mehrfach thermisch formbar. Diese grundlegende Eigenschaft macht diesen Werkstofftypus für Serienanwendungen in der Massenproduktion für viele Verfahren (Urformen, Umformen, Blasformen, Tiefziehen etc.) äußerst interessant, so auch für Faserverbundbauteile. In einfacher Form sind Thermoplaste kettenförmig aneinandergereihte Moleküle (Monomere), welche nach der Herstellung lineare Makromoleküle (Polymere) bilden. Physikalische Sekundärbindungen sowie Verschlaufungen und/oder Verhakungen einzelner Polymerketten halten die Makromoleküle untereinander im Verbund zusammen. Aufgrund ihrer molekularen Anordnung werden Thermoplaste in amorphe und teilkristalline Polymere unterteilt, was sich in ihrem Verhalten widerspiegelt [16, 29]. Im Vergleich zu anderen Materialgruppen sind die

meisten Werkstoffkennwerte durch diesen besonderen molekularen Aufbau im Anwendungsbereich stark temperaturabhängig. Bild 2.2 verdeutlicht die Temperaturabhängigkeit von teilkristallinen Polymeren am Beispiel des linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten α . Im Verbund mit Fasern bedeutet dies ein grundsätzlich anisotropes Verhalten.

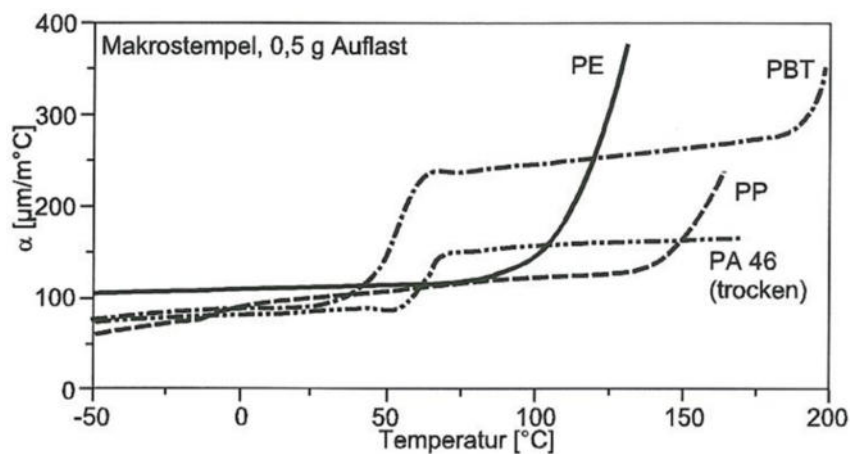


Bild 2.2 Verhalten der Wärmeausdehnungskoeffizienten α unterschiedlicher teilkristalliner Polymere in Abhängigkeit der Temperatur nach [30]

Bei Polymer-Werkstoffen werden drei Zustandsbereiche unterschieden: Der energieelastische oder feste Zustand (Glaszustand), bei dem Verformungen weitgehend auf Änderungen der intermolekularen Abstände oder der Valenzwinkel beruhen. Der entropieelastische Zustand, wo sich Kunststoffe gummiähnlich oder zäh verhalten und der Fließ- oder Schmelze-Zustand. Zwischen den Zustandsbereichen erstrecken sich zwei Übergangsbereiche: Der Glasübergangsbereich und der Schmelzbereich. Im entropieelastischen Zustand muss bei Thermoplasten zwischen dem Verhalten von amorphen und kristallinen Phasen unterschieden werden. Bei den amorphen Phasen wird die gehinderte Bewegung der Makromoleküle aufgehoben (Mikrobrownsche Bewegung). Die Entropieelastizität der amorphen Phase sorgt dafür, dass bei äußerer Beanspruchung jede Änderung der idealen Knäuelform der Moleküle eine rücktreibende Kraft entstehen lässt, welche die Makromoleküle in Ihre ursprüngliche, statistisch wahrscheinlichste Form zurückführt. Da die kristallinen Strukturen nicht erweichen, sondern schmelzen, stellt sich ein Nebeneinander der Phasen ein. Der Übergang vom energie- in den gummielastischen Zustand wird durch die Kristallisation sowie Verschlaufungen und starken physikalischen Bindekräfte bestimmt und endet erst bei entsprechender Energiezufuhr, wenn die Zusammenhaltmechanismen der kristallinen Phase überwunden sind. Als Folge dieser Entropieelastizität relaxieren eingefrorene Eigenspannungen über der Zeit, was bei Faserverbundkunststoffen zu Oberflächenveränderungen führt [30].

Das Verformungsverhalten von thermoplastischen Kunststoffen bei äußerer Krafteinwirkung kann in drei sich meist überlagernde Anteile gegliedert werden: Die spontane vollständig reversible, elastische Verformung, die zeitabhängig vollständig reversible, viskoelastische oder relaxierende Verformung und die zeitabhängig nicht reversible, viskose Verformung. Die rein elastische Verformung erfolgt nur bei sehr geringen Belastungen und ist deshalb weniger interessant. Im Gegensatz dazu stellt sich die irreversible viskose Verformung zeitabhängig ein und bleibt bei Entlastung vollständig bestehen. Die Kombination aus elastischer und viskoser Verformung wird als viskoelastische Verformung bezeichnet. Viskoelastische Stoffe vereinigen also Merkmale von Flüssigkeiten und Festkörpern in sich. Bei polymeren Werkstoffen treten alle drei Verformungsverhalten überlagert auf, jedoch wird im Gesamtzusammenhang oft der Begriff viskoelastisches Verhalten als Oberbegriff für alle drei Formen verwendet. Der Betrag der einzelnen Verformungsanteile bzw. der Viskoelastizität ist von Temperatur, Höhe, Dauer und Geschwindigkeit der Belastung und vom strukturellen Aufbau des Werkstoffs abhängig. Besonders bei Thermoplasten überlagert sich der Entropieelastizität ein zeit-, temperatur- und belastungsabhängiges viskoses Fließen. Diese Eigenschaft führt bei Organoblechen unter Last und wechselnden Umgebungsbedingungen dazu, dass sich die Oberfläche verändert [31].

2.1.2 Verstärkungsfasern und textile Halbzeuge

Mit der Verstärkung eines Faserverbundkunststoffs durch Einbettung von Verstärkungsfasern in eine Matrix wird die Steigerung von Festigkeit und Steifigkeit erzeugt. Dies ergibt sich vor allem dann, wenn die Bruchdehnung der Verstärkungsfasern deutlich kleiner ist als die der Matrix. In Kombination mit thermoplastischen Kunststoffen lassen sich so bezogen auf die Dichte vor allem gewichtsspezifische Vorteile erzielen. Für kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) führt dies im Vergleich zu anderen Werkstoffen wie beispielsweise Metallen zu einem deutlich besseren Leistungsbild. Glasfaserverstärkte Kunststoffe (GFK) schneiden gegenüber Metallen hingegen nur in puncto Festigkeit besser ab. Allerdings sind Glasfasern deutlich preiswerter als Kohlenstofffasern, was diese für den Massenmarkt von thermoplastischen FVK im mittleren Eigenschaftssegment überaus interessant macht [27].

Im Gegensatz zu den aus langen Molekülketten zusammengesetzten Thermoplasten sind Glasfasern dreidimensional vernetzt und verhalten sich deshalb isotrop. Die hohe Festigkeit ist auf die kovalenten Bindungen zwischen dem Silizium und dem Sauerstoff zurückzuführen. Je nach Netzwerkbildner ergeben sich unterschiedliche Glasfaserarten mit unterschiedlichen Eigenschaften: E-, M-, R-, S-Glasfasern usw. Im Vergleich zur thermoplastischen Kunststoffmatrix weisen Glasfasern ebenso Temperaturabhängigkeiten verschiedener Werkstoffkennwerte auf, diese beginnen jedoch erst bei Temperaturen $> 200^\circ\text{C}$ und sind weniger stark ausgeprägt [32]. In Bild 2.3 ist beispielhaft die Zugsteifigkeit von Glasfaserfilamenten als Funktion der Temperatur aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass im Temperaturbereich zwischen 0 und 200°C keine signifikanten Änderungen der Steifigkeitswerte vorhanden sind [33, 34].

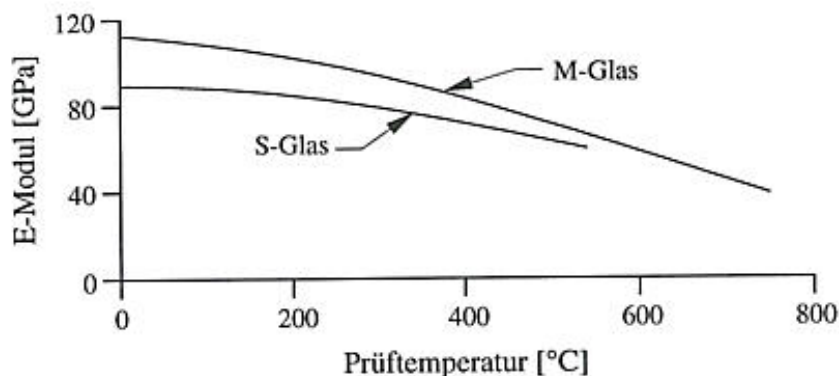


Bild 2.3 Zugsteifigkeit von Glasfilamenten als Funktion der Temperatur nach [33].

Die Herstellung von zweidimensionalen, textilen Glasfaserhalbzeugen basiert auf der Verarbeitung von Garnen. Garne bestehen entweder vollständig aus Glasfilamenten oder aus einer Mischung von Verstärkungs- und Matrixfasern. Die mechanischen und verarbeitungsbezogenen Eigenschaften werden durch die Lage der Filamente im Garn und die Faserorientierung beeinflusst. Um bei der Faserverbundherstellung mit Thermoplasten aufgrund der hohen Viskosität der Matrix die Einzelfasern gut imprägnieren zu können, werden meist Garne aus Filamenten ohne Drehung verwendet. Kontinuierlich gerichtete Fasern mit einem sehr hohen Verhältnis von Länge zu Durchmesser verhalten sich stark anisotrop. In Längsrichtung können Lasten sehr gut übertragen werden. Quer zur Faserrichtung hingegen kaum, was für die Imprägnierung essentielle Voraussetzung ist, um diese zu tränken. Um das optimale Potenzial zu erreichen, sollte die Faserausrichtung möglichst lastpfadgerecht und parallel zur jeweiligen Lastrichtung sein [26, 27].

Für die Benetzung mit Thermoplastmatrix ist das Erscheinungsbild von Garnen und daraus folglich deren Geometrie und Struktur von großer Bedeutung. Allgemein wird zwischen innerer und äußerer Garnstruktur unterschieden, welche meist im unbelasteten Zustand beschrieben wird. Die innere Garnstruktur beschreibt den im Garnvolumen vorhandenen Anteil an Hohlräumen A_{Pore} , der durch die Packungsdichte der Filamente ρ_{Garn} festgelegt ist und damit die Porosität des Garns bestimmt. Nach Cherif lässt sich der minimale Hohlraumanteil bei idealer, hexagonaler Anordnung kreisrunder Fasern unabhängig vom Filamentdurchmesser im Garn zu 9,3% bestimmen [26].

Der reale Anteil an Hohlräumen ist aber im unbelasteten Zustand höher und hängt zudem von der Garnkonstruktion ab. Ebenso ist keine ideale Verteilung von Poren vorhanden, so dass es im Garninneren zu unterschiedlichen Porengeometrien (geschlossene und offene Porengeometrie) kommt, was wiederum die Porosität und damit die Permeabilität beeinflusst. Die äußere Garnstruktur ist als äußerer Mantel definiert und beschreibt die Randfasern des Garns. Diese bestimmen den Querschnitt, dessen Gleichmäßigkeit über der Länge, sowie die Garnoberfläche und deren mikroporöse Rauigkeit. In Verbindung mit der Schlichte wirkt letztere auf das Benetzungsverhalten der Filamente und die daraus resultierenden Adhäsionseigenschaften ein. Die schnelle und vollständige Imprägnierung und Konsolidierung von kontinuierlich gerichteten Fasern ist demnach über die innere und äußere Garnstruktur einstellbar. Für die Mikrooberflächeneigenschaften an einem Faserverbundbauteil spielt hingegen nur die äußere Garnstruktur eine Rolle, da diese in den Randschichten das Halbzeug bei fehlender Matrixrandschicht einseitig nach außen durchdringen kann [26].

Bei Organoblechen werden überwiegend Garne als Endlosfaserstränge verwendet. Garne mit einer Feinheit > 300 tex, welche ohne Drehung aus glatten Verstärkungsfilamenten direkt in einer Prozessstufe inklusive abgestimmtem Avivage (Schlichte) hergestellt werden, werden als Direktroving oder Endlosfaserstrang bezeichnet [26]. Der Querschnitt ist im Vergleich zu Garnen nicht mehr annähernd rund, sondern eher elliptisch, meist sogar auf der längeren Ellipsenachse spitz zulaufend und kann eine geringe Anzahl an Schutzdrehungen pro Meter enthalten.

Um großserientauglich mehrachsige textile Flächengebilde wirtschaftlich herstellen und weiterverarbeiten zu können, werden aus Garnen und/oder Rovings Gewebe, Gestricke, Gewirke, Geflechte und Vliesstoffe in unterschiedlichen Arten und Formen hergestellt. Die Auslegung und Herstellung der ineinander verwebten, verschlungenen und mechanisch, thermisch oder chemisch verbundenen Fasern beeinflusst nicht nur die späteren mono-, bi- oder multiaxialen mechanischen Eigenschaften des Halbzeugs bzw. Bauteils, vielmehr werden auch die Struktur und Eigenschaften des verarbeiteten Garns oder Rovings verändert, was wiederum auf deren Verarbeitbarkeit Einfluss nimmt. Je nach gewählter Methode und Materialart stellen sich individuelle Makro- und Mikroigenschaften von Porosität, Permeabilität, Imprägnierung, Konsolidierung und Verbundoberfläche des Halbzeugs ein. Bild 2.4 zeigt beispielhaft eine schematische Darstellung der Geometrie einer Einheitszelle eines Leinwandgewebes durch die gegenseitige Umschlingung der Garne oder Rovings [35] sowie den Wirkeinfluss gängiger Bindungsarten von Verstärkungsgeweben auf die textile Oberfläche [17].

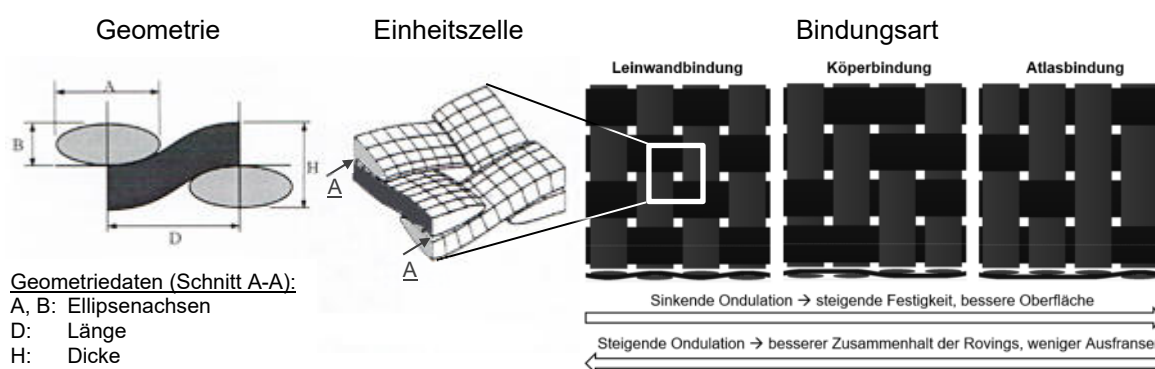


Bild 2.4 Schematische Darstellung von Geometrie, Einheitszelle und Bindungsarten sowie der Ondulationseinfluss auf die textile Oberfläche nach [35, 17]

Es ist also demnach möglich, die Oberflächengestalt textiler Flächengebilde durch Wahl eines geeigneten Garns bzw. Rovings, der Webart und des Flächengewichts zu beeinflussen. Verallgemeinert nimmt mit feinerem Garn, sinkender Ondulation und geringerem Flächengewicht die Textur ab und die Oberflächengüte im Phasenverbund wird besser. Feinere Flächengebilde wirken sich jedoch aufgrund des Mehraufwandes bei der Herstellung meist deutlich auf den Preis aus und bestimmen demnach wirtschaftlich gesehen die Halbzeugkosten [18, 26, 27].

2.1.3 Herstellungs- und Weiterverarbeitungsverfahren

Endlosfaserverstärkte Thermoplaste durchlaufen von Ihren Edukten bis zum dreidimensionalen Endprodukt eine Reihe von Prozessschritten. Die Prozesskette lässt sich grob in die Fertigung der Vorprodukte, die Halbzeugherstellung und in die Weiterverarbeitung oft mit Funktionalisieren durch Spritzgießen unterteilen. Bei der Halbzeugherstellung kommen statische, quasi-kontinuierliche und kontinuierliche Pressverfahren zum Einsatz, während die Weiterverarbeitung überwiegend von diskontinuierlichen Verfahrensabläufen geprägt ist [17, 21]. Das umgeformte Halbzeug kann entweder die überwiegende Bauteiloberfläche oder nur einen Teilbereich der späteren Anwendung einnehmen. Für den Konstrukteur ist es deshalb von entscheidender Bedeutung, bereits vor der Halbzeugherstellung den gewünschten Einsatzbereich zu kennen und dementsprechend zu berücksichtigen. Beispielsweise durch Vliesstoffe optimierte Verbundhalbzeuge können sich im Gegensatz zu Halbzeugen mit Gewebeverstärkung bei Herstellung und Weiterverarbeitung anders verhalten, weshalb jeder einzelne Prozessschritt neu bewertet werden muss.

Der Prozess der Halbzeug-Herstellung ist durch einige Forschungs- und Entwicklungsarbeiten mittlerweile gut untersucht. Mayer hat beispielsweise in seinen Arbeiten zur Prozess- und Modellbildung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge die Phasen der Imprägnierung, Konsolidierung und Solidifikation detailliert beschrieben und erstmalig die Übertragbarkeit der Hauptprozessparameter zu einer dimensionslosen, matrixspezifischen Prozesskonstanten – dem B-Faktor ($tP/\eta(T)$) – zusammengefasst. Mit dieser Methode kann der Verarbeitungszyklus energetisch und zeitlich bilanziert und damit für bestimmte Materialpaarungen ein Verarbeitungsbereich für die Phasen der Imprägnierung und Konsolidierung unabhängig vom gewählten Herstellprozess identifiziert werden [14].

Wöginger hat ein allgemeingültiges Prozessmodell entwickelt, was eine direkte Verknüpfung zwischen Anlagendimension, dem geforderten Prozessausstoß und der herzustellenden Materialdicke im quasi-kontinuierlichen Prozess der Intervallheißpresstechnik erlaubt. Die Erkenntnisse ermöglichen außerdem die Aussage, dass die gewählte Technologie in der Lage ist, auch Materialvarianten im Hochtemperatursegment bei mittleren Produktionsmengen mit hoher Variantenvielfalt herzustellen [36].

In Untersuchungen zur Optimierung der flächigen Fließvorgänge in der zeitintensiven Imprägnierphase hat Christmann nachgewiesen, dass durch Anpassung der Temperaturverteilung das orthogonale und planare Polymerfließen und damit die Imprägniergeschwindigkeit verbessert werden kann. Im Übergangsbereich von Heiz- zur Kühlzone findet zudem aufgrund der vergleichsweise hohen Schwindung der Thermoplastmatrix ein Druckabfall statt, welcher teilweise eine Dekonsolidierung während der Solidifikationsphase zur Folge hat. Durch die Integration der vom Verarbeitungsdruck abhängigen Sättigungspermeabilität konnte das Prozessmodell von Mayer um den inhomogenen Druckverlauf während der Herstellung erweitert werden [37].

Aus heutiger Sicht sind die grundlegenden Mechanismen zur Herstellung von thermoplastischen endlosfaserverstärkten Halbzeugen verstanden. Die Imprägnierung mit den Unterphasen der Marko- und Mikroimprägnierung stellen den zeitintensiven und wichtigsten Prozessschritt zur vollständigen Tränkung der textilen Verstärkungsstruktur dar, da viele thermoplastische Kunststoffe in der flüssigen Phase höherviskoses Verhalten zeigen. Die Konsolidierung unterdrückt die elastischen Rückstellkräfte der Verstärkung und generiert die Autohäsion des Verbundes. Die Solidifikation überführt schließlich den Verbund in den gebrauchsfähigen Zustand für zweidimensionale Anwendungen oder zur dreidimensionalen Weiterverarbeitung. Die Hauptprozessgrößen Druck (p), Temperatur (T) und Zeit (t) sind je nach Materialkombination entsprechend den Prozessphasen anzupassen, wobei es für genannte Parameter materialbedingt und wirtschaftlich gesehen unterschiedliche Abhängigkeiten gibt [38, 39].

Vergleicht man die Edukte, so wird sehr schnell klar, dass die Verstärkung maßgeblich für die hohen Steifigkeiten und Festigkeiten der Werkstoffgruppe verantwortlich ist. Die thermoplastische Matrix hingegen übernimmt eine ganze Reihe alternativer Aufgaben: Neben der geringen Dichte, der Kraftein- und -weiterleitung und dem Schutz der Fasern vor Korrosion sorgt das Polymer unter anderem für niedrige Verarbeitungstemperaturen, ermöglicht das gute Absorptionsverhalten,

bestimmt die äußeren Einsatzbedingungen wie Langzeitemperaturbelastung und Alterung, chemische Beständigkeit, Isolationseigenschaften, äußeres Erscheinungsbild wie Transparenz und/oder Farbe sowie die Flexibilität der Weiterverarbeitbarkeit durch mehrfache Formbarkeit, Funktionalisierbarkeit und Recyclingfähigkeit [16, 29, 40]. Es ist deshalb von sehr hohem Interesse, die vielfältigen Anpassungsmöglichkeiten der Polymere und die Einflussnahme auf die Materialeigenschaften endlosfaserverstärkter, thermoplastischer Faserverbundkunststoffe zu übertragen und damit deren Anwendungsportfolio zu erweitern.

Jede Modifikation von Kunststoffen geht einher mit der Veränderung von werkstoff- und verarbeitungsbedingten Eigenschaften. Beispielsweise zeigt die Viskosität der thermoplastischen Matrix im Allgemeinen eine Veränderung der Fließfähigkeit bei Veränderung der Molmassenverteilung oder bei Zugabe von Additiven [41]. Zur Herstellung von Organoblechen mit veränderten Matrixeigenschaften muss also zunächst geprüft werden, welches Fließverhalten die Modifikation unter Verarbeitungsbedingungen bewirkt. Bei nicht modifizierten Thermoplasten wird die Temperaturabhängigkeit im unteren Schergeschwindigkeitsbereich ($\dot{\gamma} < 10 \text{ s}^{-1}$) über die Arrhenius-Beziehung als quasi-newtonsches Fließverhalten beschrieben. Die newtonsche Viskosität $\eta_0(T)$ der Matrix ist bei einer absoluten Temperatur T abhängig von der Nullviskosität $\eta_0(T_0)$ bei Bezugstemperatur T_0 , der Fließaktivierungsenergie E_0 und der allgemeinen Gaskonstante R [42].

Die Imprägnierung eines Textils mit thermoplastischer Matrix ist ein komplexer, dreidimensionaler Vorgang und kann über Modellansätze nur bedingt beschrieben werden. Zur Abschätzung wird häufig auf das 1856 empirisch ermittelte Fließgesetz von D'Arcy zurückgegriffen, welches das Durchströmen eines porösen Mediums mit einer newtonschen Flüssigkeit als eindimensionale Größe beschreibt [43]. Die Permeabilität, also das Benetzungs- oder Tränkverhalten eines Textils, ist bereits wissenschaftlich untersucht und wird bei der Verarbeitung durch Erhöhung der Temperatur und des Drucks beeinflusst. Jedoch geht bei zu hoher Wahl des Pressdrucks auch ein gegenläufiger Effekt durch Kompaktierung der Faserbündel einher, was sich in einer Reduktion der Imprägniergeschwindigkeit äußert [44]. Heutzutage kann die Permeabilität von trockenen Verstärkungstextilien mit Referenzflüssigkeiten experimentell gut bewertet werden.

Der Imprägniergrad D_{imp} beschreibt allgemein den Fortschritt des komplexen Tränkvorgangs auf einfache Art und Weise und kann über das Höhenverhältnis (Gleichung 2.1) oder das Dichteverhältnis (Gleichung 2.2) berechnet werden. Ein vollständig imprägniertes und konsolidiertes Halbzeug ist demnach porenfrei mit Matrix durchtränkt, wenn jedes Einzelfilament vollständig in Matrix eingebettet ist, Höhe und Dichte nicht mehr ab- bzw. zunehmen und der Imprägniergrad $D_{imp} = 1$ beträgt.

$$D_{imp} = 1 - \varphi_L = \frac{h(t)}{h_V} = 1 - \frac{H_I - H_V}{H_V} \quad \text{Gleichung (2.1)}$$

$$D_{imp} = 1 - \varphi_L = 1 - \frac{\rho_V(t)}{\rho_{theo.V}} \quad \text{Gleichung (2.2)}$$

mit: D_{imp} = Imprägniergrad
 φ_L = Porenvolumengehalt
 h_V = Fließweglänge in Dickenrichtung für 1-Lage
 H_V = Endhöhe des Verbundes bei $D_{imp} = 1$
 H_I = Verbundhöhe bei $D_{imp} < 1$
 $\rho_V(t)$ = Verbunddichte zum Zeitpunkt t
 $\rho_{theo.V}$ = Theoretisch berechnete Verbunddichte

Die ausreichende Fließfähigkeit einer thermoplastischen Matrix sowie die vollständige Imprägnierung eines Textils sind unter qualitativen Gesichtspunkten zwingende Voraussetzung bei der Herstellung von Organoblechen mit hoher Oberflächengüte. Die quasi-kontinuierliche Halbzeugherstellung via Intervallheißpresstechnologie über Prepreg- und/oder Film-Stacking

Aufbauten stellt nach [36] ein einfaches und kosteneffizientes Anlagensystem speziell bei mittleren Produktionsmengen mit hoher Variantenvielfalt dar. Durch gezielte Veränderung der Anlagenperipherie kann zusätzlich eine Erweiterung des etablierten Prozesses erreicht werden, in dem über eine Direkt-Plastifizierung die Verarbeitung von modifizierten Thermoplasten direkt aus der Granulatform ermöglicht wird [45] (Bild 2.5). Durch diese Art der Matrixeinbringung ist es möglich die Bandbreite an verfügbaren Matrixsystemen zu erhöhen, indem Modifikationen im Vorfeld der eigentlichen Verarbeitung beispielsweise durch Compoundierung erfolgen können. Der Wegfall der teuren Folienextrusion bzw. aufwendigen Pulver-Prepreg-Herstellung erschließt zusätzlich wirtschaftliche Potentiale und verkürzt die thermische Prozesskette, was sich in einem erhöhten Durchsatz, verbessertem Wärmehaushalt, gezielten Entlüftungsverhalten und reduzierter thermischer Belastung widerspiegeln kann [45, 46].

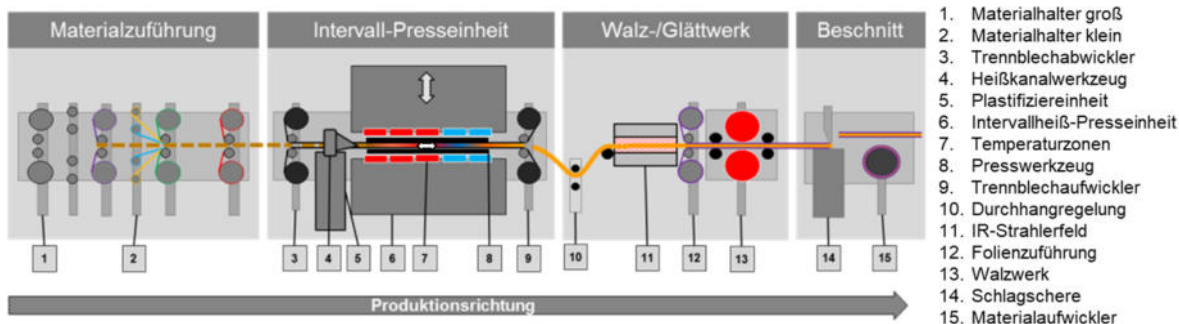


Bild 2.5 Schematische Darstellung einer Intervall-Heißpresse mit Direkt-Plastifizierung zur Verarbeitung von modifizierten Polymerwerkstoffen

Die Formgebung eines Organoblechs zu einem dreidimensionalen, endlosfaserverstärkten Thermoplast-Bauteil ist ein Umformvorgang, der sich aus mehreren Prozessschritten zusammensetzt und von der sphärischen Verformbarkeit (Drapierung) der textilen Verstärkung abhängt [18, 21]. Henninger [47] beschreibt die Umformung von thermoplastischen Faserverbundkunststoffen als Ableitung der Formgebungsverfahren der Metalle oder Duromere. Die Berücksichtigung der spezifischen Umformbedingungen von nichtfließfähigen, thermoplastischen Halbzeugen ist entscheidend für eine gelungene Übertragung. Nach Müller [48] sind folgende Prozessschritte den meisten Umformverfahren gemeinsam: Aufheizen, Positionieren, Spannen, Umformen, Abkühlen und Besäumen (Bild 2.6). Das Besäumen erfolgt entweder in einer separaten Arbeitsstation oder entfällt, wenn es sich um einen near-net-shape Ansatz handelt. Die Umformung selbst findet im fließfähigen Zustand des Polymers unter Einwirkung einer äußeren Kraft statt. Dabei wird mindestens eine Seite des Halbzeugs gegen ein formgebendes Werkzeug gepresst, um entweder dessen Oberfläche oder dessen Kontur abzuformen. Die Temperaturführung des Formwerkzeugs kann je nach Güte der abzuformenden Oberfläche oder Kontur isotherm als auch nicht-isotherm erfolgen.

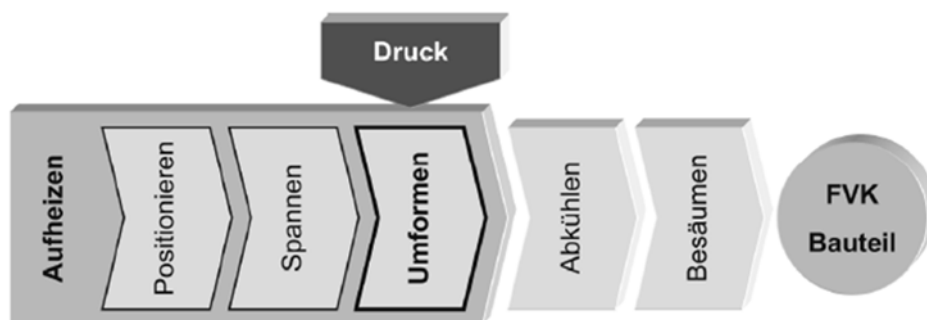


Bild 2.6 Prinzipieller Prozessablauf beim Umformen nichtfließfähiger, thermoplastischer Halbzeuge bis zum fertigen FVK-Bauteil nach [48]

In den letzten Jahren haben sich eine Reihe von Weiterverarbeitungsverfahren zur zwei- oder dreidimensionalen Umformung von nicht fließfähigen, thermoplastischen Halbzeugen am Markt etabliert [17, 18, 21, 47]. Neben den klassischen Stempel-, Diaphragma-, Elastomer- und

Silikonblock-, Falt-, Wickel- und Rollverfahren wurden mittlerweile auch Tapelege-, Gasdruck- und Sonderverfahren [49] zur Umformung entwickelt. Häufig werden werkzeugfallende FVK-Bauteile mit dem near-net-shape Ansatz in Kombination mit einem Funktionalisierungsschritt durch Spritzgießen in einem Arbeitsgang nacharbeitungsfrei hergestellt. Bild 2.7 zeigt beispielhaft den am Lehrstuhl für Kunststofftechnik entwickelten Twin-O-Sheet Prozessablauf zur Umformung von modifizierten Organoblechen via Gasgegendruck nach Gröschel.

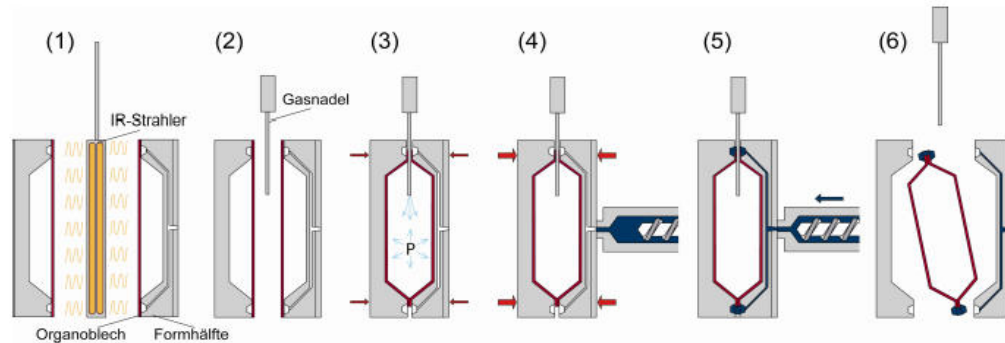


Bild 2.7 Prozessablauf zur Umformung von FVK mittels Twin-O-Sheet Verfahren nach [49]

2.2 Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich

Bis heute haben sich nur vereinzelt Anwendungen aus Organoblechen im direkten Sichtbereich durchgesetzt. Durch das ungleichmäßige Ausdehnungsverhalten von Faser und Matrix kommt es zu Abzeichnungen der textilen Struktur an der Oberfläche, der sogenannten FVK-Topographie, also der regelmäßigen Abbildung der Verstärkungsarchitektur (engl.: *fibre print through phenomenon* → FPTP). Eine Angleichung des Schwindungsverhaltens beider Werkstoffe gestaltet sich schwierig. Der Faserwerkstoff kann nur in engen Grenzen verändert werden, weshalb oft versucht wird, über die Wahl einer feineren Textilverstärkung den Einfluss zu minimieren. Eine Anpassung der Volumenschwindung über die Matrix kann durch Zugabe von Additiven erfolgen, jedoch wird dadurch das Verarbeitungsverhalten meist negativ beeinflusst.

Duroplastisch basierte Verbunde werden schon seit längerer Zeit erfolgreich durch Zugabe von Additiven modifiziert, was aber häufig zu einer Erhöhung der ohnehin schon langen Reaktionszeit führt. Bei thermoplastischen Systemen sind Modifikationen der Matrix hingegen kaum untersucht. Eine Verbesserung der Oberflächengüte findet deshalb überwiegend über textile Veränderung bzw. matrixreiche Deckschichten statt. Laut Blinzler scheitert die Verwendung feiner Textilien meist an den hohen Kosten, um die sich einstellende Gewebeabzeichnung zu kaschieren [13, 50]. Bereits im Jahr 2000 wurde in einer Studie im Auftrag der BASF AG bei Außenhautanwendungen im Bereich der automobilen Karosserie die Kostenfrage und das Leichtbaupotential gängiger Kunststoffsaustritten mit einer Stahlvariante verglichen [51]. Das Fazit von Blinzler ist, dass die mit Oberflächenfolie optimierten Organobleche im Hinblick auf Oberflächengüte, Wirtschaftlichkeit und Gewichtsersparnis durchaus konkurrenzfähig sind.

Neuere Entwicklungen im Bereich der Consumerindustrie zeigen, dass dünnwandige thermoplastische Composite-Anwendungen im Sichtbereich von Tablets oder Handys aufgrund der geforderten Stückzahlen trotz der sich einstellenden Abzeichnung immer häufiger zum Einsatz kommen [52, 53, 54]. Deckschichten können zwar das FPTP kurzfristig kaschieren, führen aber aufgrund von Relaxations- und Retardationsvorgängen auf mittlere Sicht zu steigender Welligkeit und damit zu optischem Verlust. Die Aufgabe dieser Arbeit besteht demnach darin, einen Materialverbund zu generieren, welcher einerseits geringe Kosten durch die Verwendung von Standard-Textilien ohne zusätzliche Oberflächenveredelungen, beispielsweise über Vliesschichten, beinhaltet und andererseits die Ausdehnungsunterschiede von Matrix und Verstärkung angleicht, wobei keine matrixreiche Deckschicht verwendet werden soll.

2.2.1 Duroplastische Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich

Die individuelle Anpassung der Ausdehnungskoeffizienten ist schon seit längerer Zeit aus der SMC-Verarbeitung bekannt. Unter SMC (engl. Sheet Moulding Compound) versteht man nach DIN EN 14598-1:2005 verarbeitungsfähige, fließfähige, flächige Formmassen aus vernetzungsfähigen Harzen mit Textilfasern, mineralischen Füllstoffen und Zusatzstoffen [55]. Bereits Anfang der 60er Jahre gelang es den linearen Schrumpf durch den Zusatz von Polyethylenpulver zu vermindern und so die Oberflächenqualität bei SMC zu steigern. Häufig werden thermoplastische Additive und mineralische Füllstoffe zur Schwindungsreduktion verwendet. Schemme untersuchte die Produktqualität bei der Herstellung und Verarbeitung von SMC-Werkstoffen und lokalisierte die Einmischung, die homogene Verteilung und die Feindispersierung der Additive im Matrixharz als primäre Probleme [56].

In Richtung Class-A-Formmassen mit Schnittfaserverstärkung stehen heute Harzsysteme zur Verfügung, die nahezu verzugsfrei sind, verminderte Rissbildung aufweisen und eine lackierfähige Oberfläche ermöglichen [18, 57]. Neuere Entwicklungen steigern die mechanischen Eigenschaften durch Optimierung der verwendeten Textilfaserarten und -längen [58]. SMC auf Basis von Glashohlkugeln zeigt, dass bei gleichbleibenden Oberflächeneigenschaften die Dichte weiter reduziert und die mechanischen Eigenschaften verbessert werden können [59].

Mitte der 80er Jahre untersuchte Kia an endlosglasfaserverstärkten Duroplasten die Faserdurchzeichnung an der Oberfläche [60, 61, 62]. Kia entwickelte ein 2D-Modell zur Abschätzung der Oberflächenwelligkeit von unidirektional endlosfaserverstärkten Verbunden senkrecht zur Faserrichtung in Abhängigkeit der Schwindungsvorgänge von Faser und Matrix im oberflächennahen Bereich. Das Modell zerlegt ein Laminat in n dünne Schichten und betrachtet die Deformation der Oberfläche als Verformung von Biegebalken über eine Kräfte- und Momentenbilanz. Die analytische Lösung der von Kia entwickelten Differenzialgleichung liefert eine Beschreibung des Oberflächenverlaufs in Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls des Harzes und der thermischen Ausdehnung sowie der geometrischen Dimensionen der Verbundpartner im matrixreichen Gebiet.

Chamis et al. berücksichtigen in Ihren Untersuchungen zur Oberflächentextur endlosfaserverstärkter Verbunde die textile Geometrie genauer in dem sie auf Basis der Finiten Elemente Methode eine Einheitszelle mit charakteristischen Querschnittsgebieten einer Leinwandbindung definieren [63]. Ihre Berechnungen mit Epoxidharz und Kohlenstofffasern veranschaulichen den Oberflächeneinfluss anhand der Aushärtetemperatur und des Feuchtegehaltes des Harzes sowie des Matrixgehaltes im Querschnitt der Zelle. Li et al. und Xu et al. identifizieren an ungesättigtem Polyesterharz, dass die chemische Aushärtung immer von Volumenschwindung und Temperaturänderung begleitet wird und diese Faktoren das Niveau von FFTP beeinflussen [64, 65, 66, 67].

In einem Forschungsvorhaben wurden am Lehrstuhl für Kunststofftechnik in den 90er Jahren bewitterungsfeste Oberflächen von Verbundbauteilen mit Class-A Anforderungen mit textiler Endlosverstärkung untersucht. Zu diesem Zweck wurden verschiedene Epoxidharze mit Füllstoffen modifiziert und mit Fasergeweben verschiedener Faser- und Webart zu Platten verpresst. Anschließend wurden Proben im Klimaschrank bewittert und die Oberflächengüte bestimmt. Parallel wurde ein mathematisches Berechnungsmodell zur Abschätzung der Oberflächeneffekte bei Bewitterung erstellt. Als Ergebnis zeigte sich, dass vor allem mit Glashohlkugeln gefüllte Harzproben eine vergleichsweise hohe Reduzierung der Wärmeausdehnung (Bild 2.8 links) bei gleichzeitig niedriger Verarbeitungsviskosität (Bild 2.8 rechts) ermöglichen. Zudem konnte über eine hochgefüllte Gelcoat Deckschicht unter Einsatz von Oberflächenvliesen eine deutliche Reduzierung der FVK-Oberflächentopographie auch nach 1000h Bewitterung bei 70°C und 62% relativer Feuchte erreicht werden [68].

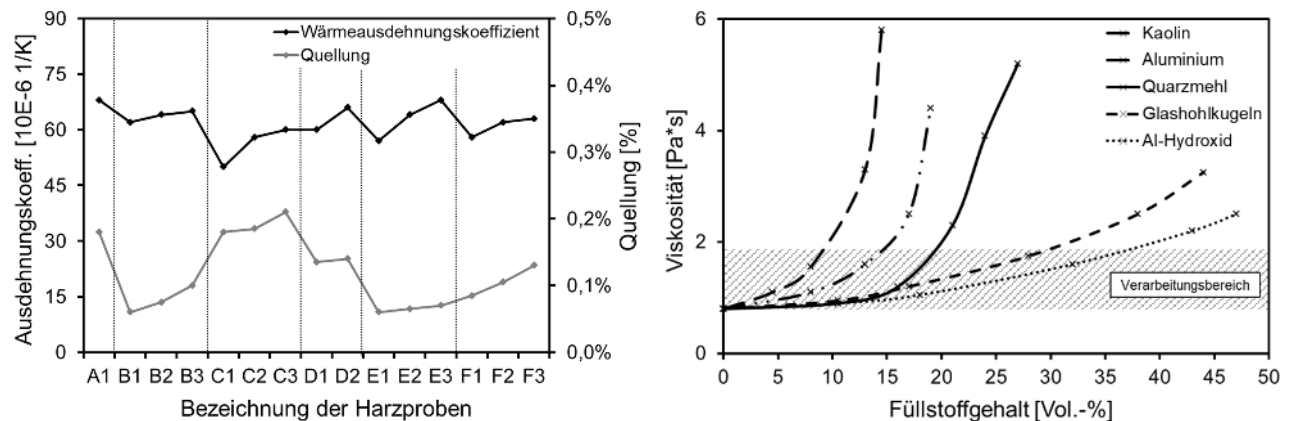


Bild 2.8 Veränderung der Eigenschaften von Epoxidharz durch Füllstoffe nach [68]
 links: Wärmeausdehnung und Quellung in Abhängigkeit der Modifikation
 rechts: Fließfähigkeit in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts verschiedener Füllstoffe

Schubel et al. vergleichen den Polymereinfluss von zwei Harzen unterschiedlicher thermischer Schwindung auf die Oberflächengüte von Verbundlaminaten [69]. Über ein Simulationsmodell wird die Kinematik der spezifischen Matrixkontraktion bei der Aushärtereaktion berücksichtigt. Kompaktierte Kohlenstofffasern unterschiedlicher Fadendichte werden optisch vermessen und als geometrisches Köpergewebe-Modell in die Einheitszelle implementiert. Die simulierten Ergebnisse stimmen gut mit experimentellen Daten überein und verdeutlichen die Verbesserungspotenziale niedriger Ausdehnungskoeffizienten der Matrix und der textilen Architektur.

Im Bereich des Resin-Transfer-Moulding (RTM) Verfahrens werden Class-A-Bauteile durch geeignete Materialauswahl und Optimierung der Prozesse vorangetrieben. Reuter zeigte bereits 2001 auf, dass homogene Verstärkungsarchitekturen und schwindungsarme Harzsysteme die Oberflächengüte deutlich verbessern [70]. Die exakte Kenntnis von Reaktionstemperaturen und Reaktionszeiten auf die chemische und thermische Schwindung der Matrix sowie darauf optimierte Prozessführung des Injektionsdrucks, des Vakuums und der Temperaturverteilung im Werkzeug können die Qualität zusätzlich verbessern. Durch die Erzeugung thermoplastischer Oberflächenschichten und Gel-Coatings lässt sich die Güte zusätzlich weiter optimieren, wo hingegen Reinharzdeckschichten die Geometrie der Unterstrukturen annehmen.

Bastian et al. entwickelten und untersuchten ein Spaltimprägnierverfahren auf RTM-Basis, welches den Vorteil der vergleichsweise schnellen, automatischen Herstellung von hochwertigen Strukturbauteilen für Außenhautanwendungen mit Class-A-Oberfläche aus duroplastischen Harzen bietet [71]. Durch die Möglichkeit einer definierten Spalterhöhung der Kavität kann während der Injektionsphase schneller gefüllt und anschließend durch die Prägebewegung flächiger Nachdruck auf das Laminat aufgebracht werden. Bei der Untersuchung der Oberflächeneigenschaften zeigte sich jedoch, dass weder schnellere Injektion noch erhöhter flächiger Nachdruck zu merklicher Verbesserung der Oberflächengüte führen. Vielmehr trägt eine bei einem Temperaturgradienten von 10°C zwischen Werkzeug Ober- und Unterseite erzeugte matrixreiche Deckschicht, die Wahl schwindungsarmer Harzsysteme sowie die Verwendung von Oberflächenvliesen zur Verbesserung der Oberflächengüte bei.

Durch die Zugabe von Low-Profile-Additiven (LPA) kann die Oberflächengüte bei RTM-Prozessen über Schwindungsreduktion der Matrixharze weiter verbessert werden. Hayaty et al. und Haider et al. haben Polyesterharze mit LPAs modifiziert und deren Einfluss auf Vernetzung, Verarbeitung und Oberflächengüte untersucht [72, 73, 74]. Die bei Haider vorgestellte Untersuchung zeigt, dass es ab einem unteren Grenzwert von 10 Vol.-% LPA zu einer deutlichen Druckerhöhung im Prozess kommt, welche ihr Maximum bei 20 Vol.-% findet. Als Folge kann die Matrixschwindung bei der Aushärtung kompensiert und dadurch die Rauigkeit signifikant verbessert werden. Jedoch findet keine weitere Verbesserung der Oberflächenrauheit bei Volumenanteilen $> 20\%$ statt, da höhere LPA-Anteile die Aushärtegeschwindigkeit des Harzes reduzieren und damit das Druckmaximum zu späteren Zeitpunkten verschoben wird.

Die Reduktion von FFTP über nanoskalige Füllstoffe stellt eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung der Oberfläche bei duroplastischen Verbunden dar. Schubel et al. vergleichen 2006 ein LPA (Polyvinylacetat) mit Kalziumcarbonat-Nanopartikeln verschiedener Mischgrade in styrolbasiertem, ungesättigten Polyesterharz zur Imprägnierung von E-Glas-Preforms via RTM [75]. Als Ergebnis konnte ein positiver Synergieeffekt zwischen den verwendeten Lehmerden und konventionellen Additiven zur Schwindungsreduktion der Matrix erarbeitet werden.

Kunze et al. untersuchten Material- und Prozessparameter von endloskohlenstofffaserverstärkten Verbunden mit Nanomodifikation ohne Deckschicht [76]. Die Zugabe von 15, 25 und 35 Gew.-% Siliziumdioxid führt zu einer annähernd linearen Reduktion des Ausdehnungsverhaltens und damit der Volumenschwindung von über 75% bei maximalem Füllstoffanteil. So trägt der geringe lineare thermische Ausdehnungskoeffizient der SiO_2 -Nanopartikel ($\alpha_{\text{SiO}_2}=0,5$ bis $0,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) dazu bei, die polymere Struktur des Harzes durch Effekte in der Interphase zu verändern und damit die Schwindung zu reduzieren. Weiter fand Kunze heraus, dass die Modifikation der duroplastischen Matrix über Zugabe von SiO_2 -Nanopartikeln zur Reduktion der chemischen und thermischen Schwindung beiträgt und damit die Oberflächenwelligkeit verbessert werden kann.

Eine weitere Option zur Angleichung der thermischen Ausdehnung von Faser und Matrix besteht durch Beigabe von makroskaligen, sphärischen Füllstoffen. Als Resultat erhält man ein dreiphasiges Faserverbundmaterial. Duc et al. haben das Ausdehnungsverhalten dieses Mehrphasensystems in Ihren Arbeiten beispielhaft an einem Epoxy-Glasfaser-Glaskugel-Verbund numerisch berechnet [77]. Der axiale und transversale thermische Ausdehnungskoeffizient des Systems wurde in Abhängigkeit von Faservolumengehalt und Partikelvolumengehalt errechnet und für einen maximalen Gesamtvolumenanteil von 60 Vol.-%, also Faser und Füllstoff zusammen, gegenübergestellt. Es zeigte sich erwartungsgemäß eine deutliche Abnahme der transversalen Ausdehnung mit zunehmendem Füllstoffgehalt, so dass das gesetzte Ziel der Hitzebeständigkeit deutlich verbessert werden kann.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass Modifikationen von duroplastischen Matrixsystemen zur Angleichung des Ausdehnungsverhaltens bereits seit vielen Jahren gängige Praxis sind. Dabei werden sowohl schwindungsarme Harzsysteme als auch nano- und makroskalige Additive in unterschiedlicher Weise erfolgreich eingesetzt.

2.2.2 Thermoplastische Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich

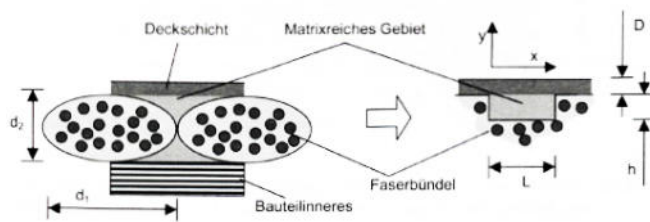
Der Gedanke endlosfaserverstärkte Verbundkunststoffe auf Basis thermoplastischer Matrixsysteme im Sichtbereich einzusetzen, ist ebenfalls nicht neu. Bereits Mitte der 90er Jahre zeigten Nowacki und Neitzel am Beispiel einer Busladeklappe auf, dass über Stempelumformverfahren hergestellte Fahrzeug-Außenteile aus Organoblechen durchaus Potentiale zur Kosten- und Gewichtsreduktion bei Stückzahlen größer 2600 Einheiten/Jahr aufweisen. Die Oberflächengüte wurde an diesem Bauteil jedoch nicht näher spezifiziert [9].

Im Vergleich zu duroplastischen Verbundmaterialien existieren bei thermoplastischen Verbunden mit Endlosfaserverstärkung weit weniger wissenschaftlich fundierte Untersuchungen. Mayer, Wöginger und Christmann untersuchten wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben in Ihren Arbeiten die Herstellung von Organoblechen via quasi-kontinuierlicher und kontinuierlicher Fertigung genauer [14, 36, 37]. So stellt der Halbzeug-Herstellungsprozess eine wichtige Voraussetzung für die spätere Oberflächengüte der Organobleche dar, da in diesem Schritt durch das Zusammenführen der Rohstoffe die grundlegenden Eigenschaften des Laminates erzeugt werden. Jedoch entsteht die finale Oberflächengüte bei vielen Anwendungen erst in der Weiterverarbeitung zu einem dreidimensionalen Bauteil oder durch nachgeschaltete Veredelungsschritte.

Kia untersuchte wie in Kapitel 2.2.1 beschrieben die Faserdurchzeichnung an der Oberfläche für glasfaserverstärkte Duroplaste [60, 61, 62]. Blinzler überprüfte das Modell nach Kia für thermoplastische Matrices genauer (Bild 2.9 links) und benennt wie u.a. Schubel et al. [69] die Differenz $\Delta\alpha$ der thermischen Ausdehnung (Bild 2.9 rechts) zwischen Faser und Matrix erwartungsgemäß als den größten Einflussfaktor. Die Erhöhung der Deckschichtdicke bzw. die Reduzierung der effektiven Dicke der faserreichen Regionen in y-Richtung reduzieren die

Oberflächendeformationen ebenfalls, jedoch auf Kosten teurer Textilien bzw. dem Verlust an mechanischen Eigenschaften [13].

Modell nach Blinzler:



Berechnung nach Blinzler:

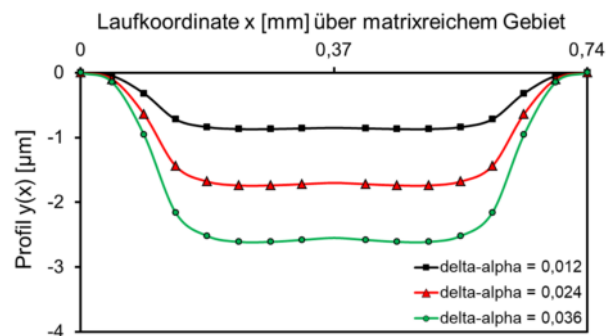


Bild 2.9 2D-Modell zur Abschätzung der Oberflächenwelligkeit nach [60, 13]
 links: Modellbildung der matrixreichen Gebiete nach [13]
 rechts: Berechnung der Oberflächenkrümmung in Abhängigkeit der normierten Differenz $\Delta\alpha$ bei 100 μm Deckschicht nach [60, 13]

Blinzler untersuchte in seinen Arbeiten außerdem unterschiedliche amorphe und teilkristalline Thermoplaste in Kombination mit unterschiedlichen, endlosfaserverstärkten Textilien und wies eine deutliche Abhängigkeit der Oberflächenwelligkeit von der Matrixart nach [13]. Niedrige Kristallisationsgrade, geringe thermische Ausdehnung und kleine Temperaturspannen zwischen Erstarren und Gebrauch der Matrices bieten Potenzial zur Verminderung der Oberflächenwelligkeit. Ein Test mit durch Kalziumkarbonat modifiziertem PA6.6 lieferte trotz des reduzierten Ausdehnungsverhaltens des Compounds im Vergleich zum unmodifizierten Polyamid aufgrund der unzureichenden Imprägnierung größere Welligkeitswerte. Blinzler simulierte verschiedene Textilstrukturen und deren Lagenversatz zueinander und identifizierte eindeutig größere Profiltiefen ohne Versatz. In diesem Zusammenhang erwiesen sich Gelege und unidirektionale Lamine als zielführend, jedoch wiederum auf Kosten des Preises.

Den Einfluss des Lagenversatzes bewertete auch Hildebrandt in seiner Untersuchung zu den Oberflächeneinflussgrößen [15]. Je nach Versatz der Verstärkungslagen zueinander erhöhen oder reduzieren sich die Volumina der matrix- bzw. faserreichen Gebiete. Dies kann bei optimaler Anordnung zu einer Reduktion der Oberflächenwelligkeit von bis zu 40 % führen, was somit eine nicht zu vernachlässigende Einflussgröße darstellt. Unter realen, großserientauglichen Fertigungsbedingungen ist jedoch die Steuerung des Lagenversatzes eine derzeit ungelöste Aufgabe, was zu dem Schluss führt, dass diese Einflussgröße weiter untersucht und verbessert werden muss. Hildebrandt bewertete anhand der schwindungsarmen, amorphen Matrix Polycarbonat den Einfluss der Gewebegrunderstruktur und die oberflächennahe Laminatzusammensetzung auf die Oberflächengüte von Organoblechen näher [15, 78]. Mit Hilfe von Stahldrahtgeweben konnte Hildebrandt nachweisen, dass zwischen Oberflächenwelligkeit und Faserdurchmesser bzw. Maschenweite eine direkte Proportionalität besteht. Faser- bzw. Garndurchmesser $\leq 50 \mu\text{m}$ haben auf die vom menschlichen Auge wahrnehmbare, maximale Welligkeit $W_{z25} \leq 0,5 \mu\text{m}$ keinen Einfluss mehr. Die Maschenweite hat zudem einen geringeren Einfluss als der Faser- bzw. Garndurchmesser.

Hochhalter, Massarello et al. [79] detektieren wie Hildebrandt bereits 2006 an duroplastischen Verbunden die Abhängigkeit des FPTP von Faserbündeln und nicht vom Faserdurchmesser. Da Glas- als auch Kohlenstofffasern deutlich geringere Filamentdurchmesser als $50 \mu\text{m}$ aufweisen, ist demnach alleine die Garn- bzw. Rovinggestalt und die Architektur für die charakteristische Abzeichnung dieser Faserarten auf der Oberfläche verantwortlich. Wie Kia und Blinzler bereits berechneten, kann eine oberflächennahe Polymerdeckschicht die maximale Welligkeit verbessern, jedoch erst ab Schichtdicken von mehreren hundert Mikrometern, so Hildebrandt weiter. Dies führt letztlich jedoch zu reduzierten Biegeeigenschaften und kann bei komplexen, dreidimensionalen Umformvorgängen auch zur Beeinflussung der Deckschichtdicke führen.

Insgesamt betrachtet zeigen die aufgeführten Untersuchungen, dass insbesondere das Schwindungsverhalten der thermoplastischen Matrix die Oberflächengüte mitbestimmt. Bisher wurden jedoch aufgrund der Viskositätszunahme kaum Polymere mit Modifikationen evaluiert. Wissenschaftliche Untersuchungen verfolgen deshalb meist die Oberflächenverbesserung von Organoblechen auf Basis textiler Optimierungsmaßnahmen.

2.2.3 Berechnungsgrundlagen für Faserverbundkunststoffe im Sichtbereich

Zur Berechnung endlosfaserverstärkter, thermoplastischer Lamine steht in der einschlägigen Fachliteratur eine ganze Reihe von Berechnungsgrundlagen zur Verfügung. Zur Bestimmung von Materialkennwerten wie Dicke, Dichte, Faservolumengehalt, Flächengewicht etc. und Prozessparametern wie Pressdruck, -zeit, -temperatur etc. müssen neben den Grundkennwerten von Textil und Matrix vor allem auch der Lagenaufbau, also die Anzahl an geschichteten Ebenen und deren individuelle Kennwerte berücksichtigt werden. Da diese Grundlagen bereits hinlänglich in [17, 21, 18, 14, 36] beschrieben sind und auf die entstehende Oberflächengüte nur bedingt Einfluss haben, soll an dieser Stelle auf eine nähere Darstellung verzichtet werden.

Um die sich einstellende FVK-Oberfläche beschreiben zu können, ist es wichtig das thermische Ausdehnungsverhalten des Verbundes näher zu bewerten. Unter der Annahme einheitlicher Spannungsverteilung kann zur groben Abschätzung des Gesamtausdehnungsverhaltens eines isotropen Laminates die einfache Mischungsregel herangezogen werden. Die Gesamtausdehnung kann damit über den jeweiligen Ausdehnungskoeffizient α und den Volumenanteil ϕ von Matrix M und Füllstoff F bestimmt werden (Gleichung 2.3).

$$\alpha_{Laminat} = \alpha_M \phi_M + \alpha_F \phi_F \quad \text{Gleichung (2.3)}$$

Zur genaueren Bestimmung müssen jedoch die mikromechanischen Eigenschaften der Einzelkomponenten im Verbund berücksichtigt werden. Bei gerichtet verstärkten Laminaten somit die Eigenschaften in den jeweiligen Raumrichtungen. Neben dem longitudinalen und transversalen Elastizitätsmodul müssen die Einflüsse der Querkontraktion ν und des Schubmoduls G im ebenen Spannungszustand näher charakterisiert werden. Hill untersuchte 1964 die universalen Zusammenhänge von unidirektional faserverstärkten Verbunden und konnte zeigen, dass die elastischen Eigenschaften über einfache Beziehungen unabhängig der Geometrie bei definierten Volumenverhältnissen richtungsabhängig abbildbar sind [80].

Schapery legte 1968 über die Energieprinzipien den Grundstein der thermoelastischen Ausdehnung von isotropen und anisotropen Verbundwerkstoffen für die heute gültigen Konstruktionsrichtlinien zur Entwicklung von Bauteilen aus kontinuierlich gerichteten Faserverbunden [12]. So bestimmte Schapery für unidirektional verstärkte Lamine als homogenes 2-Phasengemisch unter der Annahme von ideal gestreckt gerichteten, steifen Fasern die linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten in axialer und transversaler Richtung (Gleichung 2.4 und 2.5).

$$\alpha_{axial} = \frac{\bar{E}_\alpha}{\bar{E}} = \frac{E_M \alpha_M \nu_M + E_F \alpha_F \nu_F}{E_M \nu_M + E_F \nu_F} \quad \text{Gleichung (2.4)}$$

$$\alpha_{transversal} = (1 + \nu_M) \alpha_M \phi_M + (1 + \nu_F) \alpha_F \phi_F - \alpha_{axial} \bar{\nu} \quad \text{Gleichung (2.5)}$$

Die linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten α des Verbundes in axialer und transversaler Richtung können demnach für die meisten Faservolumengehalte über numerische Berechnung in Abhängigkeit von Elastizitätsmodul E , Querkontraktion ν und Faservolumengehalt ϕ von Matrix M und Faser F in der jeweiligen Raumrichtung näherungsweise ermittelt werden. Lediglich sehr große Faservolumengehalte ($\phi > 90\%$) quer zur Faserrichtung können nach Schapery aufgrund der maximalen Packungsdichte der Filamente nicht korrekt berechnet werden.

Segal und Takahashi et al. zeigten auf, dass die thermische Ausdehnung von gefüllten Polymeren deutlich vom Aspektverhältnis, dem Orientierungsgrad und dem Füllstoffvolumenanteil abhängt [81,

82]. Segal untersuchte das Verhalten von kugelförmigen, Kurz- und Langfaser-Verstärkungen an modifiziertem Nylon®6 unter- und oberhalb des Glasübergangs und konnte zeigen, dass sich ab einer kritischen Faserlänge von etwa 2 inch (~5 cm) die Änderung der temperaturabhängigen Ausdehnungskoeffizienten oberhalb T_G umkehrt und ab einem Anteil > 5 Vol.-% intensiv die Volumenzunahme behindert wird.

Berücksichtigt man die geometrischen Gegebenheiten der Filamente des Verbundes quer zur Faser, so kann die nach [26] berechnete maximale Packungsdichte der Filamente P_{Gam} in die Berechnung mit einbezogen werden. Dieser Ansatz wird heute in der VDI-Richtlinie 2014 Blatt 1 [20] empfohlen, so dass sich für den thermischen Ausdehnungskoeffizienten α in transversaler Richtung unter Einbeziehung der Moduln E und der Querkontraktionszahlen ν für isotrope Fasern der dargestellte Zusammenhang ergibt (Gleichung 2.6):

$$\alpha_{transversal} = \alpha_M - (\alpha_M - \alpha_F) \cdot \left(\frac{2(\nu_M^2 - \nu_M - 1) \cdot 1,1\varphi_F}{1,1\varphi_F \cdot (2\nu_M^2 - \nu_M - 1) - (1 + \nu_M)} - \frac{\nu_M \cdot \frac{E_F}{E_M}}{\frac{E_F}{E_M} + \frac{1 - 1,1\varphi_F}{1,1\varphi_F}} \right) \quad \text{Gleichung (2.6)}$$

Werden die Berechnungsansätze verglichen, so ist ein deutlicher Unterschied des Ausdehnungsverhaltens in transversaler Richtung des imprägnierten Laminats in Abhängigkeit der Berechnungsmethode zu erkennen. Am Beispiel eines mit Polypropylen (PP-Typ BJ100HP, Borealis Polyolefine GmbH, Linz, Österreich) imprägnierten, unidirektionalen Glasfaserbündels (Typ GW-124, Glasseide Oschatz GmbH, Oschatz, Deutschland) können die Abweichungen bei Raumtemperatur erkennbar dargestellt werden. Der Berechnung liegen die in Tabelle 2.1 aufgeführten Eigenschaften von Matrix und Faser zu Grunde.

Eigenschaft	Einheit	PP-Matrix	Glasfaser
Ausdehnungskoeffizient	[10 ⁻⁶ 1/K]	128	5
E-Modul	[GPa]	1,3	74
Querkontraktionszahl	[-]	0,42	0,22

Tabelle 2.1 *Eigenschaften von Matrix und Faser zur Berechnung der axialen und transversalen linearen Ausdehnungskoeffizienten nach [12, 20]*

Beide Ansätze haben in axialer Richtung (Bild 2.10 links) aufgrund der gleichen Rechenformel analogen Verlauf. In transversaler Richtung zeigt sich im Vergleich zur einfachen Mischungsregel bereits bei Faservolumengehalten $\varphi > 20$ Vol.-% aufgrund der Faserdominanz eine deutliche Reduktion des linearen Längenausdehnungskoeffizienten α_{axial} des Bündels, so dass in diesem Beispiel mit einer Längenänderung kleiner $20 \cdot 10^{-6} \mu\text{m/m K}$ in Faserlängsachse zu rechnen ist. Vergleicht man die berechneten Koeffizienten in transversaler Raumrichtung (Bild 2.10 rechts), also senkrecht zum Faserverlauf in Richtung der Oberflächenausprägung, so ist eine deutliche Abweichung der Berechnungsmethoden erkennbar. Der Ansatz nach Schapery äußert in Bezug zur einfachen Mischungsregel einen höheren Verlauf, während die Berechnung nach VDI-Richtlinie 2014 einen niedrigeren Verlauf aufweist und bei ca. 91% den Wert der Faser erreicht. Bezogen auf einen typischen Faservolumengehalt von $\varphi = 50$ Vol.-% ist damit eine um den Faktor 2 halbierte Längenänderung erkennbar. In Zahlen reduziert sich die transversale Ausdehnung bei PP mit 50 Vol.-% Glasfasern von $91,0 \mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ nach Schapery auf $44,9 \mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ nach VDI 2014.

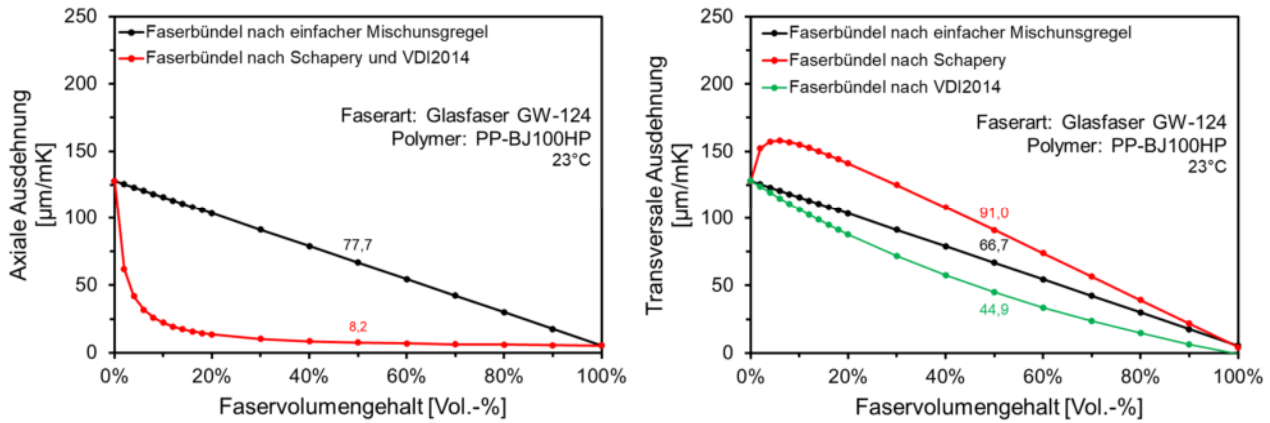


Bild 2.10 Berechnung der Längenausdehnungskoeffizienten eines mit Polypropylen imprägnierten Glasfaserbündels mit unterschiedlichen Methoden nach [12, 20]
links: Axialer Längenausdehnungskoeffizient des Verbundes
rechts: Transversaler Längenausdehnungskoeffizient des Verbundes

Die Grundelastizitäten eines Laminats beeinflussen nach Kaw [83] dessen thermische Eigenschaften. Unter der Voraussetzung, dass Fasern und Matrix nach dem hookeschen Gesetz linear elastisches Verhalten zeigen, die gerichteten Fasern isotrope Festigkeit besitzen und das Laminat eine perfekte Autohäsion sowie keine Fehlstellen aufweist, kann die axiale Verbundelastizität nach der linearen Mischungsregel von Raumtemperatur bis zur Glas- bzw. Schmelztemperatur über den E-Modul E von Matrix M und Faser F sowie dem Faservolumengehalt φ bestimmt werden zu (Gleichung 2.7):

$$E_{axial} = \varphi \cdot E_F + (1 - \varphi) \cdot E_M \quad \text{Gleichung (2.7)}$$

Die transversale Verbundelastizität kann ebenso nach der linearen Mischungsregel bestimmt werden, jedoch zeigen Untersuchungen, dass experimentell gemessene Werte deutlich abweichen (Gleichung 2.8). Halpin und Tsai entwickelten ein numerisches Model auf Basis der Grundelastizitäten von Faser und Matrix und fügten einen sogenannten Verstärkungsfaktor ζ ein, welcher die Fasergeometrie, die Packungsdichte und den Lastfall berücksichtigt [84]. Für eine ovale Querschnittsform eines Rovings kann damit unter Berücksichtigung von ζ die transversale Verbundelastizität berechnet werden (Gleichung 2.9 und 2.10).

$$E_{transversal} = \frac{1}{\frac{\varphi}{E_F} + \frac{(1 - \varphi)}{E_M}} \quad \text{Gleichung (2.8)}$$

$$E_{transversal} = E_M \cdot \frac{1 + \zeta \eta \varphi_F}{1 - \eta \varphi_F} \quad \text{mit } \eta = \frac{\left(\frac{E_F}{E_M}\right) - 1}{\left(\frac{E_F}{E_M}\right) + \zeta} \quad \text{Gleichung (2.9)}$$

$$E_{transversal(oval)} = \frac{E_M}{1 - v_M^2} \frac{1 + 0,85 \cdot \varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \cdot \frac{E_M}{(1 - v_M^2) \cdot E_{yF}}} \quad \text{Gleichung (2.10)}$$

Die richtungsabhängige Querkontraktion des Laminats kann ebenfalls über Kaws [83] mikromechanischem Ansatz nach der linearen Mischungsregel aus den Querkontraktionszahlen von Matrix M und Faser F und dem Faservolumengehalt φ bestimmt werden. Die Kontraktion v_{xy} entlang der Faserachse (xy-Richtung) ergibt sich nach Gleichung 2.11 und die Kontraktion v_{xz} senkrecht dazu (xz-Richtung) nach Gleichung 2.12.

$$v_{xy} = \varphi \cdot v_{xyF} + (1 - \varphi) \cdot v_M \quad \text{Gleichung (2.11)}$$

$$v_{xz} = v_{xy} \frac{E_y}{E_x} \quad \text{Gleichung (2.12)}$$

Auf Basis der Halpin-Tsai Gleichung kann ebenso der Schubmodul in der Bezugsebene über den Verstärkungsfaktor ζ bestimmt werden (Gleichung 2.13):

$$G_{xz} = G_M \cdot \frac{1 + \zeta \eta \varphi_F}{1 - \eta \varphi_F} \text{ mit } \eta = \frac{\left(\frac{G_F}{G_M}\right) - 1}{\left(\frac{G_F}{G_M}\right) + \zeta} \quad \text{Gleichung (2.13)}$$

Unter Berücksichtigung der ovalen Gegebenheiten des imprägnierten Rovings wie folgt (Gleichung 2.14):

$$G_{xz} = G_M \cdot \frac{1 + 0,6\varphi^{0,5}}{(1 - \varphi)^{1,25} + \varphi \cdot \frac{G_M}{G_{xyF}}} \quad \text{Gleichung (2.14)}$$

Allen Verarbeitungsschritten ist die Tatsache gemein, dass das zu formende Halbzeug eine werkstoffspezifische Temperatur benötigt. Die notwendige Wärmemenge kann dabei auf unterschiedliche Arten eingebracht werden und erfolgt über Wärmeleitung, Konvektion und Strahlung [85, 86, 87], wobei sich die Wärmeübertragungsarten oftmals kombinieren, was aber strenggenommen gemäß [86] nicht korrekt ist. Bei ruhenden Stoffen hängt die Wärmeübertragung nur vom Temperaturgradienten und den Stoffeigenschaften ab, woraus sich über eine einfache Proportionalität zwischen der Wärmestromdichte $\vec{q}$ und dem Temperaturgradienten $grad\vartheta$ eine quantitative Beschreibung ergibt (Gleichung 2.15).

$$\vec{q} = -\lambda \cdot grad\vartheta \quad \text{Gleichung (2.15)}$$

Im Halbzeug selbst entsteht aufgrund des vorhandenen Temperaturgradienten Wärmeleitung, wobei das Minuszeichen die Richtung abnehmender Temperatur berücksichtigt. Die Wärmeleitfähigkeit λ definiert die Wärmemenge die ein Körper bezogen auf seine Fläche und den Temperaturgradienten übertragen kann [85]. Bei Flüssigkeiten hängt die Wärmeleitfähigkeit deutlich von der Temperatur und vom Druck ab, in Gemischen ist sie zusätzlich von deren Zusammensetzung abhängig. Bei endlosfaserverstärkten Kunststoffen liegt wegen der planaren Richtung der Verstärkungsfasern eine ausgeprägte, anisotrope Wärmeleitfähigkeit vor, was unter Annahme einer einfachen Erweiterung des Fourier'schen Ansatzes zu einer Linearkombination aller Komponenten des Temperaturgradientenfeldes führt [87]. Für die in dieser Arbeit betrachtete z-Richtung ergibt sich demnach folgender Wärmestromvektor (Gleichung 2.16):

$$\vec{q}_z = \lambda_{11} \frac{\partial \vartheta}{\partial x} + \lambda_{12} \frac{\partial \vartheta}{\partial y} + \lambda_{13} \frac{\partial \vartheta}{\partial z} \quad \text{Gleichung (2.16)}$$

Die Ausbreitung des Temperaturfeldes erfolgt in Abhängigkeit der Zeit und muss damit als instationärer Zustand betrachtet werden. Aus dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik (Ableitung der Energieerhaltung) und dem Fourier'schen Ansatz erhält man die Wärmeleitungsgleichung in Abhängigkeit der Raumrichtung als eindimensionale Gleichung [88]. Die bei Umformvorgängen für die Oberflächengüte von Halbzeugen entscheidende Ausbreitung des Temperaturfeldes beim Abkühlen erfolgt in Dickenrichtung. Bei ruhenden Stoffen kann deshalb die Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{\perp}$ in z-Richtung des Laminates somit als Funktion der Zeit verstanden werden [89] (Gleichung 2.17).

$$\frac{\partial \vartheta}{\partial t} = \frac{\lambda_{\perp}}{\varrho \cdot c_p} \cdot \frac{\partial^2 \vartheta}{\partial z^2} \quad \text{Gleichung (2.17)}$$

Die Wärmeleitfähigkeit $\lambda_{\perp}$ von Zwei-Phasen-Verbunden in Dickenrichtung kann im stationären Zustand vereinfacht nach dem Ansatz von Nielsen berechnet werden. In Bereichen hoher Faser- bzw. Füllstoffvolumenanteile φ_F wird $\lambda_{\perp}$ aufgrund des größeren Wärmeflusses über die leitfähigere Komponente stark beeinflusst, so dass über den Einsteins-Koeffizienten k_e die Form und Richtung der Zusatzstoffe einbezogen werden kann. Für das Gesamtsystem ergibt sich demnach die Wärmeleitfähigkeit λ_{Ges} nach Gleichung 2.18 und 2.19 aus den Leitfähigkeiten λ_M und λ_F sowie den Volumenanteilen φ_M und $\varphi_{Fü}$ der Matrix M und des Zusatzstoffs $Fü$ und den Koeffizienten A , B und ψ .

$$\lambda_{Ges} = \lambda_M \cdot \left(\frac{1 + AB \cdot \varphi_F}{1 - B \cdot \psi \cdot \varphi_F} \right) \quad \text{Gleichung (2.18)}$$

mit

$$A = k_e - 1; \quad B = \frac{\lambda_F / \lambda_M - 1}{\lambda_F / \lambda_M + A}; \quad \psi = 1 + \left(\frac{1 - \varphi_{F,max}}{\varphi_{F,max}^2} \right) \cdot \varphi_F \quad \text{Gleichung (2.19)}$$

Als Temperaturleitfähigkeit α kann das Verhältnis von Wärmeleitfähigkeit λ zum Produkt aus Dichte ρ und spezifischer Wärmekapazität c_p gebildet werden. Da es sich bei Organoblechen meist um mehrschichtige Aufbauten handelt, muss der Aufbau in mehrere Schichten zerlegt und jede Einzelschicht in sich berechnet werden. Wöginger [36] hat dies über einen numerischen Ansatz mittels Differenzenverfahren gelöst. Für die Abformung der Oberfläche ist jedoch näherungsweise nur die äußerste Schicht interessant, weshalb in diesem Zusammenhang nur die Temperaturleitfähigkeit der Randschicht α_{Rand} berechnet werden muss (Gleichung 2.20).

$$\alpha_{Rand} = \frac{\lambda_{\perp}}{\varrho \cdot c_p} \quad \text{Gleichung (2.20)}$$

Wenn zwei Materialien in Kontakt treten, tritt ein Wärmeübergang in Richtung des Temperaturgefälles ein, und zwar stets in Richtung abnehmender Temperatur [85]. Geht man bei den erwähnten Umformverfahren von schnellen Pressvorgängen aus, kann der Wärmeübergang zumindest zu Beginn der Formgebung vereinfacht als stationär betrachtet werden. Zum Kontaktzeitpunkt stellt sich dabei die sogenannte Kontakttemperatur ϑ_K ein, welche von den jeweiligen Wärmeeindringkoeffizienten ξ sowie den Oberflächentemperaturen ϑ beider Kontaktpartner abhängt [86]. Die Wärmeeindringkoeffizienten wiederum sind materialabhängig und beschreiben die Geschwindigkeit, mit welcher ein Wärmestrom in das jeweilige Material eindringt. Verändert sich die Zusammensetzung eines Polymers in endlosfaserverstärkten Faserverbundkunststoffen, so ändert sich der Wärmeeindringkoeffizient und die Wärmeleitfähigkeit kann grob abgeschätzt werden.

Neben der Art der Herstellung und Umformung und den daraus abzuleitenden thermodynamischen Vorgängen im Halbzeug gilt es vor allem bei dreidimensionalen Umformvorgängen auch den Einfluss durch die Bewegungen von Fasern bzw. Faserbündel und Matrix zu bewerten. Die Interaktion zwischen Textil und Matrix muss jedoch immer im Zusammenhang betrachtet werden, da die Verformbarkeit der Faserbündel stets durch die Fließfähigkeit der Matrix beeinflusst wird [21, 90, 47, 48, 15]. Neben dem gewählten Textil und dessen Fasermaterial, -architektur sowie Bindungsart beeinflussen die gewählten Verarbeitungsbedingungen das Umformergebnis. Final führen Veränderungen der Matrix durch Modifikationen zu sich ändernden Verarbeitungseigenschaften, welche wiederum mutante Umformergebnisse bedingen. In dieser Arbeit soll aufgrund der Komplexität lediglich die zweidimensionale Nachkonsolidierung und deren temperaturbedingte Veränderung überprüft werden, weshalb die Veränderungen durch dreidimensionale Umformung nicht näher bewertet wird. Nichtsdestotrotz sind die

thermodynamischen Vorgänge und deren mathematische Beschreibung zwingende Voraussetzung zur simulativen Vorhersage einer FVK-Oberfläche und deshalb Inhalt dieser Arbeit.

2.2.4 Eigenschaftsveränderung durch Matrixmodifikation über Füllstoffe

Es bestehen verschiedene Definitionen des Begriffs Füllstoff, die aus Normen, Handbüchern und Enzyklopädien stammen. Nach DIN 18451-1 ist ein Füllstoff als eine im Matrixsystem unlösliche, feinteilige Substanz in körniger oder Pulverform definiert [91]. Wypych fasst die unterschiedlichen Definitionen zu einer zusammen: „Als Füllstoffe werden Festkörper bezeichnet, durch die die physikalischen und chemischen Eigenschaften des Materials durch Oberflächeninteraktion oder dem Fehlen derselben und durch ihre eigenen physikalischen Eigenschaften verändert werden“ [41]. Verstärkungsfasern hingegen grenzen sich hierzu durch ein L/D-Verhältnis (Länge zu Durchmesser) von größer 5:1 ab [18].

Füllstoffe werden meist zur Verbesserung der Verarbeitbarkeit, zur Optimierung von Eigenschaften und zur Senkung von Materialkosten eingesetzt. Die Funktionen können sehr vielseitig sein und reichen von der Beeinflussung der mechanischen Kennwerte bis hin zur Veränderung von chemischen, optischen, thermischen und/oder elektrischen Kennwerten. Bei faserverstärkten Werkstoffen führt die Modifikation zusätzlich zu Veränderungen der Verarbeitbarkeit und der Nachbehandlung [18].

Die gezielte Veränderung des Ausdehnungsverhaltens durch Modifikation von Kunststoffen über Füllstoffe hat Philip Turner bereits 1946 untersucht [92]. Turner fand heraus, dass die mechanischen Eigenschaften der Grundsubstanzen eines Gemisches das thermische Ausdehnungsverhalten des Verbundes mitbestimmen. Untersuchungen an Messing-Einlegern in Gemischen aus Polystyrol und Aluminiumoxid mussten nach Berechnung mit der Mischungsregel deutliche Rissbildung zeigen, hatten aber keinerlei Fehlstellen. Die Berücksichtigung der mechanischen Eigenschaften zur Berechnung der thermischen Ausdehnung konnte das Ergebnis hingegen erklären. Die thermische Gesamtausdehnung des Verbunds berechnete Turner nach der linearen Mischungsregel in Abhängigkeit der jeweiligen Wärmeausdehnung α , dem Kompressionsmodul K , dem Gewichtsanteil m und der Dichte ρ der verwendeten Einzelkomponenten.

Kerner arbeitete 1956 heraus, dass Verbunde unter Variation der Temperatur sich nicht vollständig elastisch verhalten, sondern dass es sich um eine Kombination von elastischen und thermoelastischen Eigenschaften handeln muss [93]. Deshalb kann die einfache Mischungsregel nur dann Anwendung finden, wenn deren Einzelkomponenten gleichen Betrag des Kompressionsmoduls K aufweisen. Ist dies nicht der Fall, müssen die jeweiligen Betragsgrößen der Wärmeausdehnung α , dem Volumenanteil φ , dem Schubmodul G und Kompressionsmodul K berücksichtigt werden.

Durch experimentelle Versuche fand Thomas 1960 heraus, dass einige Materialien Turners Berechnungsformel nicht exakt folgten und diese durch eine logarithmische Abbildung besser vorgesagt werden können [94]. Dazu setzte er die jeweilige Wärmeausdehnung α mit dem Volumenanteil φ in Beziehung.

Wie in Kapitel 2.2.3 bereits für Lamine erwähnt hat Schapery 1968 für isotrope Verbunde eine realistische Abschätzung des Ausdehnungsverhaltens gegeben, in dem er die hergerufenen Spannungen über den Zustand der minimalen freien Energie bestimmte [12]. Für einen Verbund aus einer Matrixkomponente M und einer Füllstoffkomponente F ergibt sich damit die Ausdehnung des Verbundes in Abhängigkeit deren Wärmeausdehnung α , der Elastizitätsmodulen E und der Volumenanteile φ . Übernimmt man die von Hashin und Shtrikman [95] abgeschätzten Kompressionsmodule K_C für Materialverbunde unter Berücksichtigung der oberen und unteren Grenzen von Schapery's Ansatz, ergibt sich die Verbundausdehnung für $K_M < K_F$ in Abhängigkeit der Kompressionsmodule K von Matrix M und Füllstoff F .

Nielsen untersuchte 1966 die Eigenschaften von gefüllten Polymeren und entwickelte eine einfache Beziehung zwischen Spannung und Dehnung beider Werkstoffe in Abhängigkeit des Adhäsionsvermögens [96, 97]. Fahmy und Ragal untersuchten die thermische Ausdehnung

unterschiedlich beschichteter Füllstoffe und fanden schließlich für die thermische Ausdehnung eine Beziehung der jeweiligen Fraktionen über Wärmeausdehnung α , Volumenanteil φ , Querkontraktion ν und Elastizitätsmodul E heraus [98].

Duc et. al haben 2008 in ihren Arbeiten die Ausdehnungskoeffizienten eines Drei-Phasen-Systems rechnerisch bestimmt [77]. Für sphärische Partikel konnte für das Zwei-Phasen-Gemisch folgenden Zusammenhang zwischen Wärmeausdehnung α , Volumenanteil φ , Schubmodul G und Kompressionsmodul K von Matrix M und Füllstoff F hergeleitet werden (Gleichung 2.21):

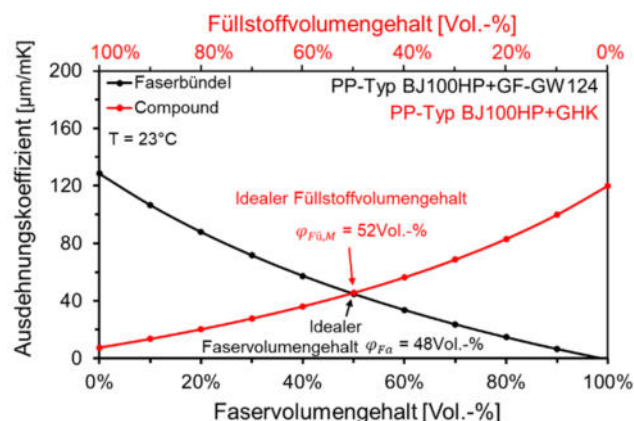
$$\alpha_{\text{Verbund}} = \alpha_M + (\alpha_F - \alpha_M) \cdot \frac{K_F(3K_M + 4G_M)\varphi_F}{K_M(3K_F + 4G_M) + 4(K_F - K_M)G_M\varphi_F} \quad \text{Gleichung (2.21)}$$

Das sich einstellende Ausdehnungsverhalten eines Zwei-Phasen-Gemischs kann damit in Abhängigkeit der Ausdehnungskoeffizienten und der mechanischen Eigenschaften der Verbundpartner berechnet werden. Am Beispiel eines mit Glashohlkugeln gefüllten Polypropylens kann die Gesamtausdehnung veranschaulicht werden (Bild 2.11 links, roter Kurvenverlauf). Der Berechnung liegen die in Tabelle 2.2 aufgeführten Eigenschaften von Matrix und Füllstoff zu Grunde.

Eigenschaft	Einheit	PP-Matrix	Glashohlkugel
Ausdehnungskoeffizient	[10 ⁻⁶ 1/K]	128	1,6
E-Modul	[GPa]	1,3	86,9
Querkontraktionszahl	[-]	0,42	0,46

Tabelle 2.2 Eigenschaften von Matrix und Füllstoff zur Berechnung der Gesamtausdehnung im Verbund nach [77]

Stellt man die beiden Berechnungsansätze zur Vorhersage des Ausdehnungsverhaltens des PP-imprägnierten Faserbündels nach Gleichung 2.6 und des Ausdehnungsverhaltens eines mit Glashohlkugeln modifizierten Polypropylens gleicher Type nach Gleichung 2.21 gegenüber, so kann das ideale Volumenverhältnis beider Werkstoffe aufgezeigt werden. In Bild 2.11 links ist der Ausdehnungskoeffizient in Abhängigkeit von Faser- (schwarze Kurve, untere Abszissenachse) bzw. Füllstoffvolumengehalt (rote Kurve, obere Abszissenachse) bei 23 °C dargestellt. Eine ideale Angleichung von Faserbündel zu modifizierter Matrix ergibt sich in diesem Fall bei einem Volumenverhältnis von 48 zu 52 Vol.-% (Bild 2.11 rechts). Jedoch nehmen in einem Organoblech die imprägnierten Filamente der Faserbündel nur einen Teil des Matrixgesamtvolumens auf, so dass der reale Füllstoffvolumengehalt zur Angleichung höher sein muss.



Werkstoff	Volumengehalt
	ϕ [Vol.-%]
PP-Typ BJ100HP + GF-GW124	48
PP-Typ BJ100HP + GHK	52

Bild 2.11 Berechnung des idealen Volumenverhältnisses von Faserbündel und modifizierter Matrix zur Angleichung des Ausdehnungskoeffizienten quer zur Faserrichtung

Füllstoffe können in unterschiedlichsten Formen, wie beispielsweise Plättchen, Pulver, Nadeln, Kugeln oder als Bruch vorliegen [41]. Allein die Form hat bereits Einfluss auf die mechanischen und thermischen Eigenschaften. Nadeln und Plättchen verhalten sich abhängig von deren Orientierung anisotrop, sodass eine größere, richtungsabhängige Verstärkungswirkung als bei isotropen Füllstoffen (Kugeln) besteht [99]. Sphärische Füllstoffe haben dagegen den Vorteil, dass sie sich durch ihre Form bei der Verarbeitung gleichmäßiger verteilen und aufgrund des geringeren Oberflächen-Volumen-Verhältnisses höhere Füllgrade ermöglichen [100]. Zudem kann sich die Schmelzeviskosität reduzieren und sich eine gleichmäßigere Spannungsverteilung einstellen [41].

Die mechanischen Eigenschaften des Füllstoff-Kunststoff-Verbundes sind nach [41] maßgeblich von folgenden Einflussfaktoren abhängig:

- Füllstoffgröße und Größenverteilung
- Füllstoffform
- Füllstoffanteil
- Füllstoff-Kunststoff-Haftung (Haftvermittler)
- Werkstoffauswahl (Füllstoff-Kunststoff-Kompatibilität)

Die Füllstoffverteilung und Dispergierung hängt von der Korngrößenverteilung ab [101]. Große Füllstoffpartikel führen nach Karger-Kocsis bei Polypropylen zu einer rauerer Oberfläche [99]. Mit wachsendem Partikeldurchmesser nehmen Abrasion und Spannungsüberhöhungen zu, die Füllstoff-Matrix-Haftung nimmt ab. Kleinere Partikel dagegen können zu lokaler Anhäufung der Füllstoffe führen, was in Inhomogenitäten und Materialschwächung resultieren kann. Im Allgemeinen besteht aber die Tendenz, dass sich mit niedrigerem Partikeldurchmesser die Festigkeit, Steifigkeit und Verformbarkeit erhöht. Der Füllstoffanteil hat starken Einfluss auf die Eigenschaften. Neben der direkten Beeinflussung von Festigkeit und Steifigkeit verändert sich mit der Füllstoffmenge durch den thermischen Einfluss (Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität) auch der Verarbeitungsprozess. Durch den Einsatz von Beschichtungen kann die Verbundfestigkeit erhöht werden, die Verteilung der Füllstoffe im Kunststoff ist aber tendenziell schlechter. Auch auf die thermische Ausdehnung von teilkristallinen Polymeren haben Füllstoffe deutlichen Einfluss. So liegt im Allgemeinen ein höherer Kristallisationsgrad bei steigendem Füllstoffgehalt vor, was sich in Form höherer Schwindung äußert. Andererseits führen Füllstoffe aufgrund ihrer niedrigen thermischen Ausdehnungskoeffizienten im Vergleich zu Thermoplasten zu geringerer Schwindung des Verbundes, wobei eine Abhängigkeit von der Füllstoffmenge besteht.

Zur Gruppe der Füllstoffe zählen zum Beispiel Ruß, Kalziumkarbonat, Silizium oder Metalloxide. Dagegen werden als Verstärkungsstoffe Materialien in Form von Fasern, Rovings, Matten oder Geweben bezeichnet, die in einer Matrix eingebettet sind und die mechanischen Eigenschaften dieser deutlich verbessern. Additive wiederum sind chemische Zusätze, die verschiedene Eigenschaften von Polymeren, wie Brennbarkeit, UV-Stabilität, Schlagzähigkeit, Farbe, Festigkeit oder Verarbeitbarkeit verändern können. Dazu zählen z.B. Stabilisatoren, Gleitmittel, Haftvermittler oder Farbpigmente. Füllstoffe, Verstärkungsstoffe und Additive werden unter dem Begriff Zusatzstoffe zusammengefasst [102].

Es existieren mittlerweile zahlreiche Veröffentlichungen zu gefüllten Polymeren unterschiedlicher Modifizierung, wobei die Bestimmung der thermischen Ausdehnungskoeffizienten der untersuchten Compounds meist durch experimentelle Messung erfolgt. Aktuelle Forschungsarbeiten beschäftigen sich mit der gezielten Anpassung der Verbundausdehnung in Polymeren durch Zugabe von Füllstoffen mit negativen Wärmeausdehnungskoeffizient [103, 104, 105]. Die negative Wärmeausdehnung (negative thermal expansion = NTE) der meisten Materialien beruht auf dem Effekt der Eckteilung von Sauerstoffatomen in einer tetra- oder oktaedrischen Kristallstruktur, die bei Zunahme der transversalen Schwingung abkippen. Deshalb sind die untersuchten Füllstoffe meist spezielle Werkstoffe der Zirkonium-, Skandium-, Vanadium-Familie und deshalb sehr teuer. Zudem kommt die Tatsache, dass der NTE-Mechanismus dieser Stoffe sehr drucksensibel reagiert und für Pressprozesse in der vorliegenden Form nicht geeignet ist [106]. Aus den genannten Gründen soll deshalb auf eine Bewertung dieser Füllstoffspezies für die Anwendung in Organoblechen verzichtet werden.

In dieser Arbeit wird der Fokus auf Füllstoffe gelegt, die folgende Eigenschaften aufweisen:

- Niedriger, thermischer Ausdehnungskoeffizient ($< 10 \times 10^{-6} \text{ 1/K}$)
- Mittlerer Partikeldurchmesser im Bereich von Glas- bzw. Kohlenstofffasern ($\sim 5\text{-}30 \text{ }\mu\text{m}$)
- Schmale Korngrößenverteilung (oberer und unterer Schnitt $\pm 20 \text{ }\mu\text{m}$ Spannweite)
- Sphärische Form (Aspektverhältnis $0,5 < 1 < 1,5$)
- Geringe Dichte ($< 3 \text{ g/cm}^3$)
- Geringer Preis ($< 10 \text{ €/l}$)

Kalziumkarbonat (CaCO_3) ist der am häufigsten verwendete Füllstoff. Das Mineral liegt in Form von Kalk, Dolomit-Gestein, Marmor und weiteren Gesteinsarten natürlich vor und wird häufig in Beschichtungen, Farben, Pasten, Kunststoffen und zahlreichen weiteren Applikationen verwendet. CaCO_3 zeichnet sich vor allem durch seinen niedrigen Preis, die Variantenvielfalt und die gute Verarbeitbarkeit aus. Abhängig vom Thermoplast sind meist nichtreaktive Schichten für eine bessere Füllstoff-Matrix-Interaktion notwendig. Die Korngrößenverteilung ist aufgrund der Förderarten jedoch meist weit gefächert, Feinanteile sind schwer bzw. nur in gewissen Grenzen entfernbar. Eine 100 % sphärische Form ist aufgrund des Bruchs faktisch nicht vorhanden [100, 41, 18, 107].

Quarz (SiO_2) kann in unterschiedlichen Ausbildungsformen vorkommen (Bergkristall, Gangquarz, Quarzit, Sandstein etc.) und wird häufig bei der Gießharztechnologie als Füllstoff verwendet, wirkt jedoch beim Spritzgießen sehr abrasiv. Brockenförmiger Quarz ist in unterschiedlichen Korngrößen erhältlich und dient bei thermoplastischen Polymeren als Füllstoff zur Schwindungsreduktion. Aufgrund seiner elektrischen Isolationswirkung wird Quarz oft in der Elektroindustrie eingesetzt [18, 108].

Glaskugeln (GK) werden aufgrund ihrer sphärischen Form als Füllstoffe verwendet, wo abriebfeste Oberflächen und gute mechanische Eigenschaften gefordert sind. Im Gegensatz zu faserförmigen oder unregelmäßigen Füllstoffpartikeln erzeugen GK eine gleichmäßige Spannungsverteilung, was sich auf das Bauteildesign vorteilhaft auswirken kann. GK lassen sich gut verarbeiten, der Maschinenverschleiß ist gering. Mit Zunahme des Füllstoffgehalts nimmt die Viskosität der Schmelze aufgrund der Kugelform ab, was die Verarbeitung zusätzlich erleichtert. Die thermische Schwindung der Matrix wird verringert und dadurch der Verzug reduziert. Bei Polypropylen können Füllstoffgehalte von 20 bis 50 Vol.-% erzielt werden. GK sind in unzähligen Durchmessern verfügbar, preislich aber deutlich teurer als Mineralien [108, 109, 41, 100].

Glashohlkugeln (GHK) verhalten sich aufgrund der analogen äußeren Form und Zusammensetzung ähnlich wie Glaskugeln. Der größte Vorteil gegenüber den Massivkörpern ist die reduzierte Dichte. Diese kann in abhängig der Wandstärke von $0,12$ bis $1,10 \text{ g/cm}^3$ variieren, was zusätzlich für den Einsatz bei Leichtbau-Formteilen spricht. Die Dichtereduktion bedingt jedoch aufgrund der Abnahme der Wandstärke geringere mechanische Festigkeit. Deshalb muss in Abhängigkeit des Verarbeitungsverfahrens ein geeigneter Kompromiss zwischen Festigkeit und Dichte gefunden werden. Aufgrund der geringen Pressdrücke bei der Organoblech-Herstellung und Weiterverarbeitung stellt dieser Punkt aber kaum eine Einschränkung dar [41, 14].

Generell vorteilhaft ist bei synthetischen Füllstoffen die in engen Grenzen einstellbare Größenverteilung, was sich auf die Imprägnierung von Fasern positiv auswirken kann. Bei natürlichen Füllstoffen sind die mittleren Teilchendurchmesser ebenso in einem weiten Bereich verfügbar, jedoch kann der untere Schnitt der Feinanteile technisch nur in gewissen Grenzen selektiert werden, so dass die Korngrößenverteilung breiter und damit die Imprägnierung von Fasern negativ beeinflusst werden kann [41, 101, 40, 100].

Tabelle 2.3 stellt wichtige Eigenschaften der hier beschriebenen Füllstoffe im Vergleich dar. CaCO_3 , SiO_2 und Glaskugeln wirken sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften von Kunststoffen aus und führen zu niedrigeren Materialkosten, haben jedoch eine im Vergleich zum Thermoplast höhere Dichte, was sich nachteilig auf die entstehende Gesamtverbunddicke und damit auf das

Leichtbaupotential auswirkt. Glashohlkugeln hingegen zeichnen sich durch sehr niedrige Dichten aus, sind aber deutlich teurer und mechanisch weniger belastbar.

Eigenschaft	Füllstoff			
	CaCO ₃	SiO ₂	GK	GHK
E-Modul	+	+	+	o
Druckfestigkeit	+	+	+	o
Dichte	-	-	-	++
Wärmebeständigkeit	+	+	+	+
Thermische Ausdehnung	+	+	+	+
Korngrößenverteilung	-	--	++	++
Fließfähigkeit	-	-	+	+
Abrasion	o	-	o	o
Preis	++	++	-	--

Nomenklatur:

- ++ deutlich positive Wirkung
- + leicht positive Wirkung
- o keine Wirkung
- leicht negative Wirkung
- deutlich negative Wirkung

Tabelle 2.3: Eigenschaften der Füllstoffe Kalziumkarbonat (CaCO₃), Quarz (SiO₂), Glaskugeln (GK) und Glashohlkugeln (GHK) im Vergleich nach [40]

In der Literatur findet sich eine Vielzahl an Untersuchungen für gefüllte Polypropylene [110, 111]. Für Modifikationen mit CaCO₃ und SiO₂ werden häufig die mechanischen Abhängigkeiten von Füllstoffmenge, Partikelgeometrie, Korngrößenverteilung und Beschichtungsart untersucht. Argon et al., Zuiderduin et al. u.a. zeigten in Ihren Arbeiten eine deutliche Verbesserung der Steifigkeit und Schlagzähigkeit in Abhängigkeit der Karbonatform und -menge auf [112, 113, 114]. Entscheidende Bedeutung für ein Verbesserungspotential hat die Dispergierung des CaCO₃ im PP. Geeignete Oberflächenbeschichtungen erhöhen dieses und ermöglichen Füllstoffgehalte bis 40 Gew.-% [115, 116, 117]. Einige Untersuchungen beschäftigen sich mit der Veränderung des thermischen Verhaltens durch CaCO₃-Modifikationen. Avella et al. und Wang et al. untersuchten das Kristallisations- und Schmelzverhalten und wiesen eine Verbesserung der thermischen und thermo-oxidativen Stabilität nach [118, 119]. Nurdina et al. und Chafidz et al. detektieren Potentiale zur deutlichen Reduktion der thermischen Ausdehnung sowie zur Erhöhung der Relaxationszeiten im Vergleich zum unmodifizierten Polymer [120, 121].

GK und GHK als Füllstoff in PP sind ebenso untersucht worden [122, 123]. Wegen der jüngeren Entwicklungsgeschichte existieren jedoch weit weniger Veröffentlichungen. Liang hat in seinen Arbeiten den Einfluss unterschiedlicher GHK auf die mechanischen Eigenschaften von Polypropylen genauer bewertet [124, 125]. Bereits durch eine Zugabe von 5 Vol.-% GHK ist eine signifikante Zunahme der Zugfestigkeit festzustellen. Auch steigt die Schlagzähigkeit bis zu einem Volumenanteil von 15 % deutlich an. Untersuchungen der Dispergierung, des Kristallisations- und Schmelzverhaltens oder des thermischen Verhaltens existieren für GHK in PP nicht. Hingegen finden sich für GHK-gefüllte Epoxidharze einige Arbeiten. Yung et al. haben die Reduktion der thermischen Ausdehnung am Glasübergangspunkt in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes nachgewiesen [126]. Zhu et al. und Qiao et al. haben eine Abnahme der Wärmeleitfähigkeit unter Zunahme des GHK-Volumenanteils bis 60 % aufgezeigt [127, 128].

Der Einfluss von sphärischen Füllstoffen auf Dreiphasensysteme bestehend aus Polymer, Füllstoff und Endlosfaserverstärkung wurde von Duc et al. theoretisch betrachtet und das Potential zur Angleichung des axialen und transversalen thermischen Ausdehnungsverhaltens unter Erhöhung des Füllstoffvolumenanteils beispielhaft an einem glaskugelgefüllten Epoxidharz mit Glasfaserverstärkung berechnet [77]. Theoretische oder experimentelle Untersuchungen für thermoplastisch basierte Dreiphasensysteme bestehen allerdings nicht, so dass das Verbesserungspotential von mikro- und nanoskalig sphärischen Füllstoffen auf die Oberflächengüte von Organoblechen bisher nicht nachgewiesen ist.

2.3 Oberflächeneigenschaften von Faserverbundkunststoffen

Bei der Fertigung von Kunststoffformteilen gewinnt das Oberflächenerscheinungsbild zunehmend an Bedeutung. Ein Produkt muss also nicht nur mechanisch funktionieren, es bestehen demnach auch hohe Anforderungen an Gestalt, Oberfläche und Haptik. So empfindet der Mensch Oberflächeneigenschaften, die aus unterschiedlichen Gütegraden bestehen, als qualitativ minderwertig [129]. Um diesem Empfinden entgegenzuwirken, gibt es in der Kunststofftechnik für minderwertige Bauteile zahlreiche Oberflächenbehandlungsmethoden. Das präzise Abformen einer Hochglanzoberfläche über nicht-isotherme Temperiertechniken wie der induktiven Kavitätserwärmung, das Bedampfen, beispielsweise die physikalische Gasphasenabscheidung (PVD), und das Lackieren, beispielsweise über Tauch-, Sprüh- oder Spritzverfahren, sind weit verbreitete Methoden zur Oberflächenveredlung. Das Hinterspritzen von Einlegern und Folien, die Übertragung von Lackschichten über Transferträger oder das Überfluten von Bauteilen findet zunehmend Einsatz in verschiedenen Segmenten der Automobil- und Consumerindustrie [51].

Besonders in der Automobilbranche fällt in Bezug auf Oberflächeneigenschaften häufig der Begriff „Class A Oberfläche“. Oft beruht die Einstufung in diese Qualitätsklasse auf subjektiven Methoden und variiert von Hersteller zu Hersteller sowie in den Automobilklassen. In der Luxusklasse werden beispielsweise andere Anforderungen an ein Class A Oberflächenfinish gestellt als bei Kleinwagen. Typischerweise wird die Oberflächenqualität visuell durch Beobachtung der Reflexionen auf der Materialoberfläche gemessen. So soll bei Class A die Krümmung der Oberfläche in jede Richtung kontinuierlich verlaufen. Bei Unsicherheiten des Prüfers wird mit einem Referenzteil verglichen, welches die Anforderungen gerade noch erfüllt. Diese subjektive Herangehensweise wird damit begründet, dass keine Messverfahren existieren, welche alle Aspekte der Oberflächenerscheinung vollständig abbilden können. Eine konsistente und reproduzierbare Bewertung der Oberflächeneigenschaften wird dadurch jedoch nicht erzielt. Durch den verstärkten Einsatz von Composites und durch zunehmende Automatisierung gewinnen objektive Messverfahren aber an Bedeutung. So werden vollautomatisierte Inspektionssysteme entwickelt, die möglichst viele Aspekte einer Oberfläche aufnehmen. Die Verfahren Wave-Scan und Deflektometrie zeigen großes Potential. Die Wave-Scan Technologie dient zur Erfassung der Kurz- und Langwelligkeit und gibt dimensionslose Messwerte der Linientopographie als Funktion der Wellenlänge aus. Mit der Deflektometrie wird die Verzerrung der Oberflächenreflexion bewertet. Als Referenz für Oberflächeneigenschaften von Composites wird immer das substituierte Bauteil stehen. Je besser der Faserverbund dem Bauteil entspricht, desto besser die Qualität und damit die Substitution.

Wie in den Kapiteln 2.1 und 2.2 beschrieben besteht ein Faserverbund im Gegensatz zu Kunststoffformteilen aus zwei oder mehreren Komponenten, so dass das sich einstellende Oberflächenerscheinungsbild von mindestens zwei Wirkmechanismen gegeben wird. Durch die Verwendung mehrschichtig textiler Flächengebilde in unterschiedlichen Formen muss die Bewertung des Erscheinungsbildes von Organoblechen zudem noch die flächige Topographie in x- und y-Richtung abbilden, was dazu führt, dass klassische Tastschnittverfahren über Linienmessungen nur bedingt ausreichend genaue Informationen liefern können. In den folgenden Kapiteln werden deshalb einige Grundlagen zur Einteilung, Klassifizierung und Messtechnik sowie die Wirkmechanismen von thermoplastischen Faserverbundoberflächen vorgestellt.

2.3.1 Oberflächeneigenschaften von Kunststoffen

Bei Kunststoffbauteilen gibt es nachfolgende Oberflächeneigenschaften, welche den Gütegrad der Oberfläche beeinflussen und die deshalb zur Bewertung häufig herangezogen werden [129]:

- Glanz oder Glanzgrad
- Farbwahrnehmung
- Rauheit und Topographie
- Kratzbeständigkeit und Abrieb
- Witterungsbeständigkeit
- Haftung

Der **Glanz bzw. Glanzgrad** oder umgekehrt die Mattigkeit beschreibt das Vermögen Licht gerichtet zu reflektieren und kann mithilfe eines Reflektometers gemessen werden. Bei der amerikanischen Norm ASTM D 2457:2013 wird eine Folienprobe unter einem definierten Winkel angestrahlt und das reflektierte Licht bestimmt [130]. Abhängig davon, ob gestreutes oder gerichtetes Licht reflektiert wird, wird der Glanz bewertet. Die **Farbwahrnehmung** ist die Fähigkeit des menschlichen Sehens, Licht in Abhängigkeit von dessen Spektrum unterschiedlich wahrzunehmen. Zur Messung wird unter einheitlichen Lichtbedingungen die Strahlungsverteilung über der Wellenlänge mittels Photosensoren bestimmt. Über Normfarbwerte lässt sich anhand der Verteilung die Farbe eines Kunststoffs bestimmen. Die britische Norm BS 2782-5 Method 520A definiert Prüfmethode der Farbeigenschaften für Kunststoffe [131]. Die **Rauheit und Topographie** beschreibt die geometrische Gestalt einer Oberfläche nach DIN 4760:1982. Oft werden taktile oder berührungslose Messverfahren eingesetzt, um die Gestaltabweichung einer Oberfläche nach DIN 4287:2010 zu messen und mit der idealen Form der CAD-Sollobерfläche zu vergleichen [132, 133]. Die **Kratzbeständigkeit** beschreibt nach DIN EN ISO 1518 die Widerstandsfähigkeit einer Oberflächenschicht gegen Eindringen eines spitzen Gegenstandes unter konstanter Last [134]. Diese wird z.B. über die Erichsen-Härteprüfung ermittelt, bei der ein Gravierstift über eine Kunststoffoberfläche mit einstellbarer Federspannung und konstanter Geschwindigkeit gezogen wird. Die Federspannung, bei der der Gravierstift eine gerade noch erkennbare Spur hinterlässt, ist der Kennwert der Messung. Die **Witterungsbeständigkeit** kann z.B. mit Hilfe der ASTM D 4364:2013 durch einen Klimawechseltest geprüft werden [135]. Hierbei werden Prüfproben einer Klimawechselbelastung mit unterschiedlichen Temperaturen und Luftfeuchtigkeiten ausgesetzt, um anschließend die Anfälligkeit gegen Rissbildung, die Haftung der Beschichtung oder eine Verformung zu untersuchen. Die **Haftung** definiert den Widerstand einer Beschichtung gegen Trennung vom Substrat und kann mithilfe der Gitterschnittprüfung nach DIN EN ISO 2409 ermittelt werden [136]. Dabei wird die Oberflächenbeschichtung eingeschnitten, sodass ein rechtwinkliges Muster entsteht. Anschließend wird mit dem definierten Ablösen eines Klebebands die Haftung der Rechtecke am Kunststoffteil geprüft. Abschließend sei noch erwähnt, dass es in Abhängigkeit der zu bewertenden Oberfläche noch weitere Merkmale gibt, die hier jedoch nicht näher beschrieben werden.

2.3.2 Oberflächeneigenschaften von Faserverbundkunststoffen

Die Charakterisierung einer Oberflächentopologie nach nur einem Kriterium von 2.3.1 ist für das Gesamterscheinungsbild nur bedingt aussagekräftig. Bei FVK mit Endlosverstärkung überwiegt jedoch aufgrund der textilen Topographie zunächst die Oberflächengeometrie, mit der sich das Halbzeug von seiner Umgebung trennt. Hildebrandt beschreibt das maximale Auflösungsvermögen des menschlichen Auges für Oberflächenstrukturen bei einem Betrachtungsabstand von 0,5 m mit einer minimalen Wellenlänge $\lambda_{min} = 0,1 \text{ mm}$ [15]. Für die notwendige Charakterisierung der Rauigkeit und Welligkeit bei naher und ferner Betrachtung kann demnach eine Klassifizierung in kurzwellige und langwellige Bereiche ($0,1 \text{ mm} < \lambda_{kurz} < 1 \text{ mm} < \lambda_{lang} < 30 \text{ mm}$) nach [137] vorgenommen werden. Eine Spiegeloberfläche müsste demnach im Kurzwellenbereich noch unter dem genannten Wert liegen und eine Amplitude im unteren Mikrometerbereich besitzen.

Reale Werkstückoberflächen (Ist-Oberfläche) weichen von ihrer idealen Form (Soll-Oberfläche) ab. Nach DIN 4760:1982 bestehen unterschiedliche Formabweichungen, die in ihrer Gestalt jeweils unterschiedliche Oberflächen erzeugen [132]. Bild 2.12 stellt links die Gestaltabweichungen schematisch dar. Bezogen auf ein Organoblech in Bild 2.12 rechts ist das gemessene Primärprofil die FVK-Oberflächentextur mit allen Abweichungen und lässt sich in folgende Untergruppen einteilen: Die Abweichung 1. Ordnung wird als Formabweichung, wie z.B. Ebenheit oder Geradheit, bezeichnet und tritt bei Organoblechen durch Faserverschiebungen häufig in Form von Verzug auf. Die Welligkeit wird als Abweichung 2. Ordnung beschrieben. Die periodisch von der Sollobерfläche auftretende Abweichung wird bei Faserverbunden wie in Kapitel 2.2 beschrieben größtenteils auf die unterschiedliche thermische Schwindung von Faserverstärkung und Matrix zurückgeführt. Die Abweichungen 3. und 4. Ordnung beziehen sich auf die Rauheit. Die Rauheit 3. Ordnung sind Rillen, die zwischen Filamenten und Kunststoff in rovingreichen Oberflächenschichten auftreten, während die Rauheit 4. Ordnung maßgeblich von der Oberfläche der Filamente und den formgebenden

Werkzeugen hervorgerufen wird. Gestaltabweichungen der 5. und 6. Ordnung beziehen sich auf molekulare Ebenen und sind bei Faserverbundanwendungen weniger relevant.

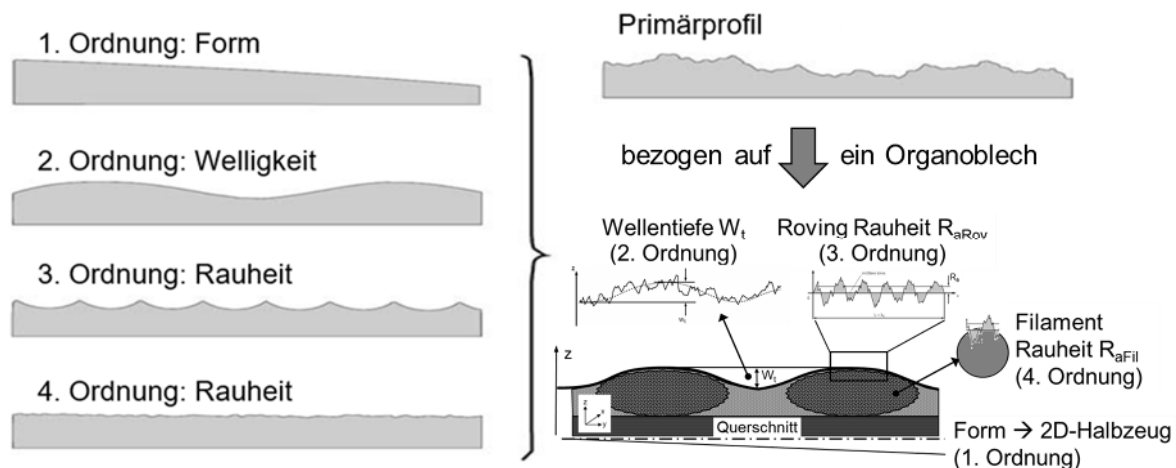


Bild 2.12 Schematische Darstellung des Ordnungssystems für Gestaltabweichungen angelehnt an DIN 4760 und [28] und Bezug auf den Anwendungsfall Organoblech

Die Ist-Oberfläche wird bei der Vermessung in Wellen unterschiedlicher Wellenlänge aufgeteilt, wobei die Wellenlänge mit der Ordnung der Gestaltabweichung abnimmt. Die Grenzwellenlänge λ_c definiert den Übergang von Welligkeit zu Rauheit und wird durch Verwendung von Filtern, die in DIN EN ISO 16610-21:2013 [138] genormt sind, festgelegt. Der gewählte Profilfilter trennt dadurch das ungefilterte Primärprofil (P-Profil) in Rauheit (R-Profil) und Welligkeit (W-Profil) auf. Das Rauheitsprofil spiegelt die Abweichung des Primärprofils von der Welligkeit ($R = P - W$) wider. Die Bezugslinie im Rauheitsprofil entspricht den langwelligen Profilanteilen, welche durch den gewählten Filter unterdrückt werden. Die Grenzwellenlänge λ_c eines Profilfilters ist die Wellenlänge, bei welcher die Amplitude einer Sinuswelle auf 50 % reduziert wird. Nach unten und oben grenzen die Grenzwellenlängen λ_s (Tiefpassfilter) und λ_f (Hochpassfilter) die Rauheit bzw. Welligkeit zu noch kürzeren bzw. längeren Wellenlängen ab [139].

Um die Welligkeit von der Rauheit zu unterscheiden, wird beim Primärprofil einer klassischen 2D-Linienmessung nach DIN EN ISO 16610-21:2013 [138] ein Lang- bzw. Kurzpassefilter angewendet. Aus dem W- und R-Profil lassen sich dann Kennwerte zur Beschreibung der Oberfläche ableiten. Die Profiltiefe P_t ist als Differenz aus höchstem und niedrigstem Punkt des P-Profiles definiert. Entsprechend bezieht sich die Wellentiefe W_t und die Rautiefe R_t auf die maximale Höhendifferenz des W- und R-Profiles. Zur Charakterisierung der Rauheit wird oft die mittlere Rautiefe R_a verwendet, da hier einzelne Rauheitsspitzen, die möglicherweise Messfehler darstellen, weniger stark ins Gewicht fallen. Häufig wird das Integral der Profilhöhe über der Messstrecke ausgewertet. Bei der Welligkeit werden einzelne Messfehler durch den λ_c -Filter ausgeblendet, weshalb der W_t -Wert als charakteristisches Oberflächenmerkmal aussagekräftig ist. Neben den hier genannten Kennwerten besteht noch eine Vielzahl von weiteren Größen (MR1, MR2, Abbott-Firestone-Kurve) zur Beschreibung von technischen Oberflächen, da Oberflächencharakteristika wie beispielsweise Anteile von Bergen und Tälern nicht berücksichtigt werden [139].

Makroskopisch betrachtet kommt es bei der Umformung von Faserverbunden oft zu komplexen dreidimensionalen Oberflächen. Mikroskopisch entstehen bereits bei der Halbzeug-Herstellung prozessbedingt lokale Abweichungen der Oberflächengeometrie an unterschiedlichen Stellen. Eine klassische 2D-Linienmessung kann die lokal entstehenden Winkelverschiebungen und geometrischen Veränderungen der Verbundoberfläche deshalb nicht eindeutig abbilden. Um die Oberflächenbeschaffenheit über neuere Messmethoden flächenhaft differenziert erfassen zu können, wurde deshalb die DIN EN ISO 25178:2013 eingeführt [140]. Analog zur Linienmessung können die Amplitudenkenngrößen der skalenbegrenzten Oberfläche in Form des arithmetischen Mittenrauwerts S_a oder der maximalen Höhe S_z die Höhenstruktur flächenhaft beschreiben und als Charakteristika herangezogen werden. Vetter und Lück haben an einem unimprägnierten, rohen

Glasfaser-Köpergewebe beispielhaft die Problematik der 2D-Linienmessung veranschaulicht [141, 142]. Über einen ausgewählten Flächenbereich werden im 45°-Winkel fünf parallele Höhenprofillinien im Abstand von je 1 mm vermessen (Bild 2.13 links). Alle Messungen der Anzahl n ergeben jeweils ein reproduzierbares Höhenprofil mit der Linienwelligkeit $W_t(n)$ als Ergebnis (Bild 2.13 rechts). Jedoch kann keine der Profillinien den maximalen Höhenunterschied der Gesamtfläche bestimmen, da dieser auf einer Messlinie mit abweichendem Winkelmaß liegt. Die Linienmessung ist demnach zur Bestimmung von Organoblech-Oberflächen nur bedingt aussagefähig, da die maximalen Höhenpunkte nicht zwingend in einer gleichwinkligen Beziehung zueinander stehen. Feinste Fadenverschiebungen tragen zudem zur Messungenauigkeit bei.

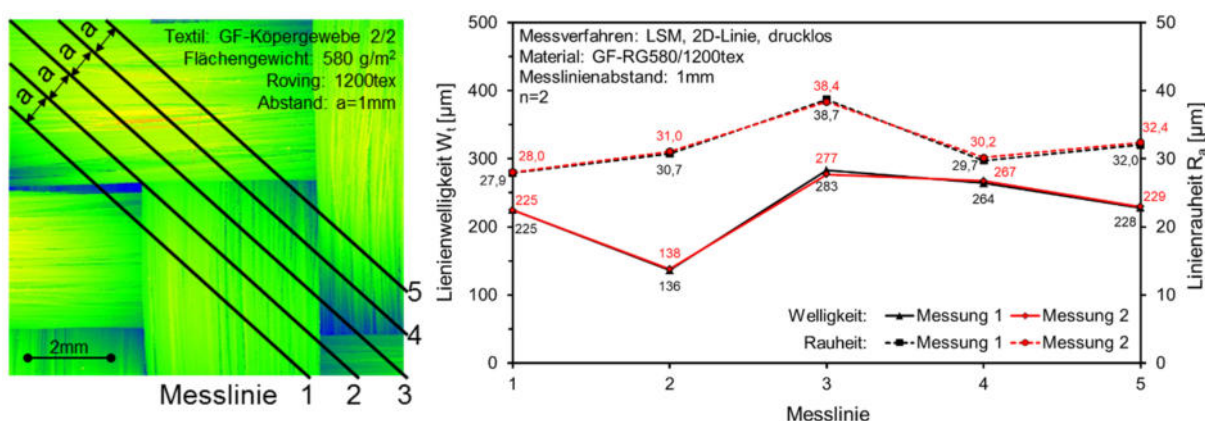


Bild 2.13 links: 2D-Höhenprofil einer Einheitszelle 9,5 x 9,5 mm mit fünf Messlinien
rechts: Linienwelligkeit W_t und Linienrauheit R_a der fünf Messlinien

2.3.3 Messverfahren zur Oberflächenanalyse

Zur Erfassung der Oberflächenbeschaffenheit stehen unterschiedliche Analysen zur Verfügung, die in berührende und berührungslose Messverfahren eingeteilt werden können [129]. Das Tastschnittverfahren zählt zu den berührenden Methoden und ist ein sehr etabliertes Verfahren, so dass in der Praxis viele Erfahrungswerte vorliegen. Beim Tastschnittverfahren wird eine feine Messnadel in einer Schnittlinie über die Oberfläche einer Probe geführt und die Höhenlage direkt erfasst, woraus das Primärprofil erstellt werden kann. Dieses Verfahren kann auch für die 3D-Messung nach DIN EN ISO 25178 eingesetzt werden, indem mehrere parallele Linien abgefahren und zu einem flächigen Profil zusammengefasst werden. Nachteilig sind jedoch bei weichen Oberflächen der mögliche Einfluss der Messnadel auf das Messergebnis und das zu messende Objekt sowie die zeitaufwendige Messung [142].

Zu den berührungslosen Messmethoden zählen überwiegend optische Messverfahren. Zur Erfassung von Konturen bzw. Topographien kann beispielsweise das Streifenprojektionsverfahren verwendet werden. Hierbei werden zwei ähnliche Gitter auf eine Probe projiziert, sodass bei Oberflächenkonturen oder Höhenunterschieden ein „Schwebungseffekt“ sichtbar wird. Es entstehen sogenannte Moiré-Streifen, welche die Höhenlinien der Oberfläche darstellen. Diese Methode benötigt zur schnellen Bewertung einer Oberfläche einen geringen apparativen Aufwand. Quantifizierende Kennwerte in geeigneter Auflösung wie die Welligkeit W_t lassen sich jedoch nur bedingt bzw. gar nicht ableiten [143].

Ein sehr genaues optisches Messinstrument zur Oberflächenbewertung stellt das konfokale Laser-Scanning-Mikroskop (LSM) dar. Es bestehen unterschiedliche Aufbauten, deren Gemeinsamkeit eine Art Scansystem ist. Während bei konventionellen Mikroskopen die Bilder von Oberflächen mit unterschiedlichem Höhenniveau häufig lokal unscharf werden, werden beim LSM durch die Anpassung der Fokusslage scharfe Bilder bei lateral hoher Auflösung ermöglicht. Bild 2.14 stellt die Funktionsweise eines LSM schematisch dar. Ein Laserstrahl wird durch Optiken geformt und über einen Strahlteiler in die Scanner-Optik geleitet. Diese dient dazu, den Strahl in X- und Y-Richtung, also in der Ebene der Oberfläche, umzulenken. Durch ein Objektiv wird der Strahl anschließend fokussiert. Die Scanner-Optik ermöglicht es den Laserpunkt in parallelen Linien rasterartig so über die Probe zu lenken, dass ein festgelegter Messbereich quasi flächig erfasst wird. Die

Lichtinformation wird durch Objektiv und Scanner reflektiert und gelangt über den Strahlteiler in den Detektor. Die konfokale Apertur (Lochblende) dient dazu, nur Strahlen durchzulassen, die aus einer bestimmten z-Ebene stammen und damit ein scharfes Bild der Fokusebene erzeugen. Durch die Bewegung des Objektivs in der z-Ebene, also nach oben und unten, wird die Fokuslage auf der Probe definiert verändert, sodass nun z.B. Bereiche, die auf einem etwas niedrigeren Höhenniveau liegen, scharf erscheinen. So wird die Oberfläche schichtweise erfasst und zu einem tiefscharfen 3D-Oberflächenprofil numerisch zusammengefügt [144].

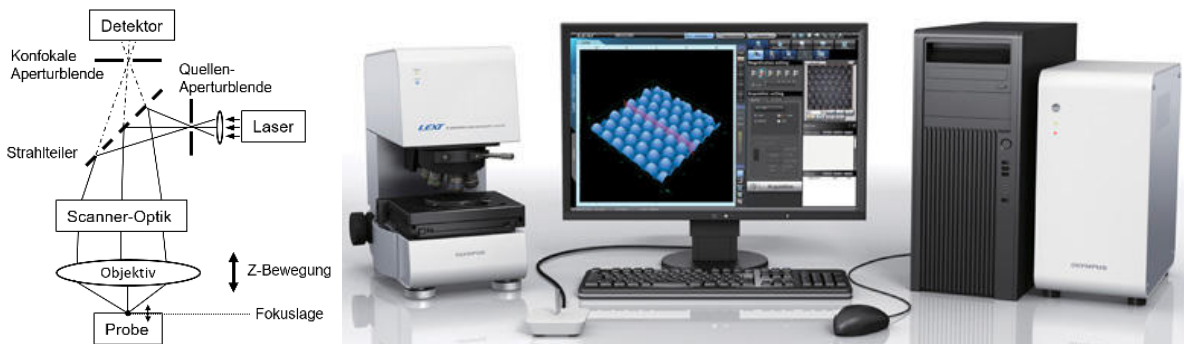


Bild 2.14: Schematisches Messprinzip nach [144] (links) und konfokales Laser-Scanning-Mikroskop vom Typ LEXT OLS 4100 der Firma Olympus(rechts) [145]

Ein weiteres Verfahren zur berührungslosen Analyse von Oberflächen ist die Weißlicht-Entfernungsmessung. Der Vorteil dieses Verfahrens gegenüber dem LSM ist, dass keine Teile in z-Richtung mechanisch bewegt werden müssen, was die Messzeit reduziert. Limitierend ist jedoch der Messbereich in der Oberflächenebene, sodass sich nur sehr kleine Bereiche untersuchen lassen. Ein Weißlichtbündel wird über eine Lichtquelle erzeugt und über ein Objektiv mit hoher chromatischer Aberration auf die Oberfläche geleitet. Durch die Aberration haben die unterschiedlichen Wellenlängen unterschiedliche Brechungsindizes und dadurch unterschiedliche Fokussagen. Das Spektrometer erfasst die reflektierte Strahlung der Wellenlänge, die aus der Fokussage stammt, woraus ein 3D-Oberflächenprofil erstellt werden kann [129]. Es existieren noch eine Reihe weiterer Messverfahren zur Erfassung der Oberfläche, wie z.B. die optische Scandisc-Mikroskopie, die 3D-Profilmessung, die Holographie, Ultraschallmethoden oder kapazitive Verfahren, welche hier jedoch nicht näher beschrieben werden [146].

2.4 Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste

Die sich einstellende Oberflächengüte eines endlosfaserverstärkten Thermoplasten wird neben den in den Kapiteln 2.1 bis 2.3 vorgestellten Eigenschaften und Kennwerten vor allem vom Verhalten der verwendeten Thermoplastmatrix bestimmt. Dies liegt darin begründet, dass die Reaktionen der unvernetzten Polymerketten in viel größerem Maße von der Temperatur, der Zeit, der Höhe und der Art einer Belastung abhängen, als dies bei der vernetzten Endlosverstärkung der Fall ist. Insbesondere das mechanische Verhalten der Thermoplaste, die bei Beanspruchung nicht nur spontan reagieren, sondern vielmehr durch Umlagerungen die aufgeprägten Spannungen zögerlich bis zu einem Gleichgewichtszustand abbauen, beeinflussen die sich einstellenden Oberflächeneigenschaften maßgeblich über der Lebensdauer des Verbundes [13, 30].

Die thermoplastische Matrix stellt oberhalb des Glasübergangs eine zähe Flüssigkeit dar und zeigt ein sehr ausgeprägtes temperatur- und zeitabhängiges mechanisches Werkstoffverhalten [16, 30]. Die Theorie des linearen, viskoelastischen Deformationsverhaltens beschreibt unter der einschränkenden Voraussetzung kleiner Deformationen und niedriger Spannungen das Verformungsverhalten aller Thermoplaste in allen Aggregatzuständen. Überschreiten Dehnung ε und Spannung σ gewisse Grenzwerte (Linearitätsgrenzen), ist das Verhalten des Kunststoffs neben der Temperatur noch von der Deformation abhängig und man spricht vom nicht-linear viskoelastischem Verhalten [147].

Das Erinnerungsvermögen eines Werkstoffs an thermisch-mechanische Belastungen aus der Vergangenheit ist eine weitere, wesentliche Eigenschaft der Viskoelastizität und beeinflusst damit dessen augenblickliches Erscheinungsbild. Eingefrorene Spannungen und Orientierungen, die vor allem bei der Verarbeitung durch die mechanische Dominanz der Fasern in der Matrix entstehen, sind typische Abweichungen vom thermodynamischen Gleichgewicht eines thermoplastischen Faserverbundkunststoffs und machen sich besonders bei Temperaturerhöhung an dessen Oberfläche bemerkbar [30].

Auch Gläser besitzen viskoelastisches Verhalten [149], jedoch wirkt der viskose Anteil bei deutlich höheren Temperaturen und zeitlich gesehen über eine wesentlich längere Spanne, sodass für den Lebenszyklus eines endlosfaserverstärkten Thermoplasten von mehreren Jahren oder wenigen Jahrzehnten das Verhalten der Verstärkung als annähernd reinelastisch angesehen werden kann. Die zeitliche Veränderung einer Organoblech-Oberfläche wird deshalb hauptsächlich durch die thermoplastische Matrix verursacht, weshalb im Folgenden ein besonderer Fokus auf das Verhalten dieser Werkstoffgruppe gelegt wird.

2.4.1 Mechanisches Verhalten der thermoplastischen Matrix

Thermoplastische Kunststoffe reagieren auf aufgeprägte Beanspruchungen sehr unterschiedlich. Ist die Beanspruchungsgeschwindigkeit hoch und die Temperatur tief, verhalten sich unvernetzte Polymere starr und spröde. Ist die Beanspruchungsgeschwindigkeit langsamer und damit der Belastungszeitraum länger sowie die Temperaturen höher, reagieren Kunststoffe zäh und weich. Oberflächen endlosfaserverstärkter Thermoplaste unterliegen aus mechanischer Sicht der zweiten Beanspruchungsart, so dass die Matrix auf aufgeprägte Belastungen mit einer gewissen Zeitverzögerung reagiert, gekennzeichnet durch die Relaxation. Unter Relaxation versteht man das verzögerte Abklingen einer Messgröße bis zum Eintreten eines Gleichgewichtszustandes. Da die Belastung eine Spannung oder eine Dehnung sein kann, spricht man auch von Spannungs- oder Dehnungsrelaxation und unterscheidet formal zwischen Relaxation ($\varepsilon = \text{const.}$) und Retardation ($\sigma = \text{const.}$). Die Viskoelastizität beschreibt das zeitliche Materialverhalten eines Werkstoffs, der sich zum Teil elastisch und zum anderen Teil viskos verhält [30, 148].

Bei einem reinelastischen (kurz: elastischen) Körper hängt der Momentanwert der Verformung ε_0 nur vom Momentanwert der angelegten Spannung σ_0 ab (Bild 2.15). Als Bezug für die Verformung wird der spannungsfreie Zustand des Körpers betrachtet. Die gesamte für die Verformung aufgewendete Arbeit wird in einem reinelastischen Körper gespeichert und kann bei Entlastung unabhängig vom Zeitpunkt vollständig zurückgewonnen werden. Man spricht von einem linear reinelastischen Körper, wenn sich die Änderung der Verformung linear zur Spannungsänderung verhält (auch Hookescher Körper genannt) [30, 148].

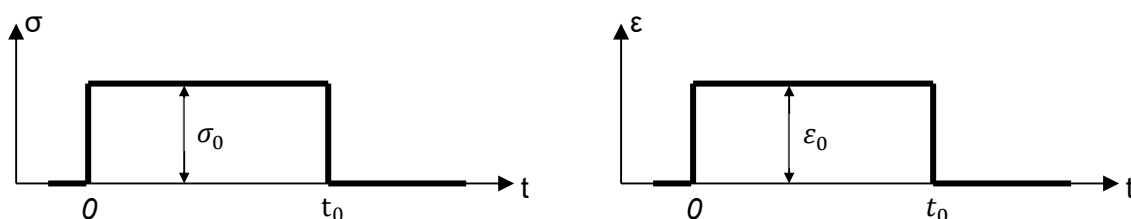


Bild 2.15: Momentanwert von Spannung und Verformung eines elastischen Werkstoffs nach [30, 148]

Ein mechanisch belasteter Stoff kann als Flüssigkeit bezeichnet werden, wenn eine beliebig kleine, von einem isotropen Druck verschiedene Spannung bei hinreichend langer Einwirkungsdauer zu einer beliebig großen Verformung $\varepsilon_{\text{vis}}(t)$ führt (Bild 2.16). Hängt der Momentanwert der Verformungsgeschwindigkeit nur vom Momentanwert der Spannung σ_0 ab, so kann die Flüssigkeit reinviskos genannt werden. Die gesamte aufgewendete Verformungsarbeit wird dabei irreversibel in Wärme umgewandelt. Man spricht von einer linear reinviskosen Flüssigkeit, wenn sich die Änderung der Verformungsgeschwindigkeit linear zur Spannungsänderung verhält (auch newtonsche Flüssigkeit genannt) [30, 148].

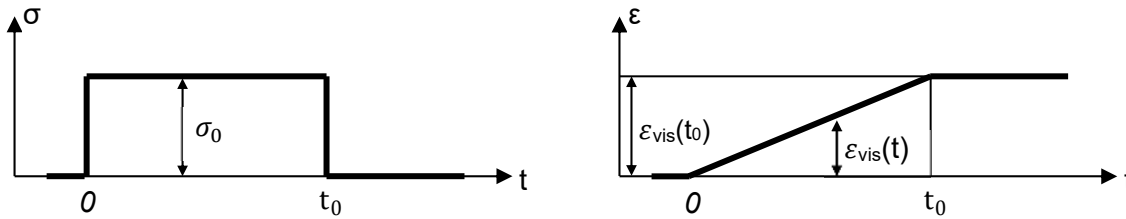


Bild 2.16: Momentanwert von Spannung und Verformung eines viskosen Werkstoffs nach [30, 148]

Bei viskoelastischen oder relaxierenden Stoffen, die sowohl elastische als auch viskose Eigenschaften aufweisen, wird die Verformungsenergie teilweise gespeichert und teilweise irreversibel in Wärme umgewandelt. Die Höhe des Kurvenzuges der Verformung ist proportional zur Höhe der angelegten Spannung, wobei der Momentanwert der Verformung $\varepsilon_{rel}(t)$ einer eigenen Funktion folgt, welche nicht mehr von der Höhe des Momentanwertes der angelegten Spannung σ_0 abhängt (Bild 2.17). Ist die Funktion eine positive, monoton wachsende Größe der Zeit spricht man von Kriechfunktion $J(t)$ oder Nachgiebigkeit. Das Gegenstück, ein monoton abnehmender Spannungsverlauf, welcher erforderlich ist, um eine plötzlich aufgebrachte aber konstante Deformation zu erzielen, heißt Relaxationsfunktion $R(t)$ [30, 148].

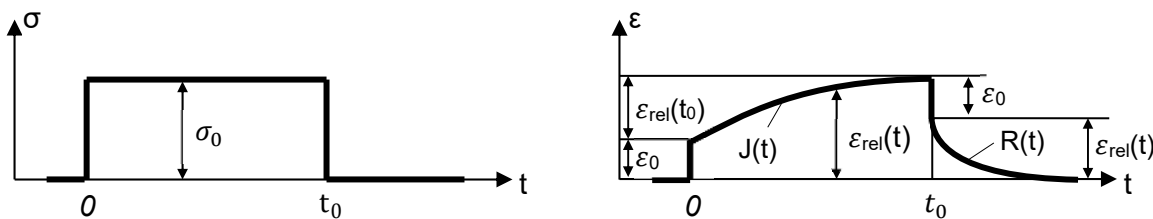


Bild 2.17: Momentanwert von Spannung und Verformung eines viskoelastischen Werkstoffs nach [30, 148]

Bei thermoplastischen Kunststoffen kann das Materialverhalten im Prinzip gut durch das sog. Burger- oder 4-Parameter-Modell beschrieben werden. Unter konstanter Belastung stellen sich eine spontane reversible (elastische), eine zeitabhängig irreversible (viskose) und zeitabhängig reversible (viskoelastische) Verformung ein, welche sich additiv überlagern. Der Momentanwert der Verformung folgt also der Summe der jeweiligen Momentanwerte des Einzelverhaltens (Bild 2.18) [30].

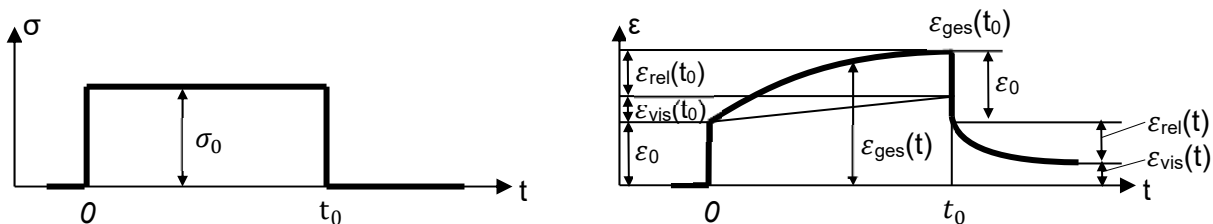


Bild 2.18: Momentanwert von Spannung und Verformung eines thermoplastischen Kunststoffes mit dem 4-Parameter-Modell nach [30]

Kriech- bzw. Relaxationsfunktionen von thermoplastischen Werkstoffen sind jedoch nicht nur auf einen einzigen viskoelastischen Vorgang reduzierbar. Vielmehr taucht über einem ausgedehnten Zeitbereich eine Reihe von molekularen Vorgängen auf, welche das zeitliche Verhalten unterschiedlich beeinflussen. Der Ausdruck einer Relaxationserscheinung, welche dem Auftauen eines molekularen Vorganges entspricht, wird als Dispersionsstufe bezeichnet. Will man also das gesamte viskoelastische Verhalten erfassen, müssen neben dem temperaturabhängigen und zeitlichen Verhalten auch die molekularen Zusammenhänge der jeweiligen Dispersionsstufen einbezogen werden [148].

2.4.2 Verformungsverhalten der thermoplastischen Matrix

Das Verformungsverhalten thermoplastischer Kunststoffe kann gut am Beispiel eines Zugstabes erklärt werden. Wirkt keine äußere Kraft auf den Stab ein und ist dieser im thermodynamischen Gleichgewicht, hängt sein Verformungsverhalten rein von der Temperatur ab und kann über den linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten α beschrieben werden. Wäre ein Thermoplast im spannungsfreien Zustand, würde demnach nur die Temperaturdifferenz bei der Verarbeitung oder im späteren Anwendungsfall die Höhe eines Temperaturwechsels die sich einstellende Oberfläche erzeugen bzw. verändern.

Wirkt hingegen eine äußere Kraft auf den im thermodynamischen Gleichgewicht befindlichen Zugstab ein und ist dieser frei beweglich, stellt sich eine Verformung ein. Die Verformung setzt sich wie in Kapitel 2.1.1 beschrieben aus drei sich überlagernden Anteilen zusammen: die spontan elastische/reversible Verformung, die zeitabhängige relaxierende/reversible Verformung und zeitabhängig viskose/irreversible Verformung. Die Verformungserscheinungen sind auf molekulare Verformungs- und Schädigungsmechanismen zurückzuführen, die hier nicht näher beschrieben werden sollen. Der Zugstab reagiert also auf die aufgebrachte Spannung mit einer zeitabhängigen Verformung, auch Retardation oder Kriechen genannt. Die Zeitverzögerung wird durch die Retardationszeit gekennzeichnet und der sich einstellende Entspannungsvorgang auch als Dehnungsrelaxation bezeichnet [30]. Übertragen auf ein Organoblech bedeutet dies, dass durch die druckbeaufschlagte Abkühlung während der Verarbeitung eine elastische Verformung auf den Verbund einwirkt, die direkt nach der Entlastung reversiert und eine relaxierende Verformung der Matrix eingefroren wird, welche die Verbundoberfläche nach der Herstellung durch die Dehnungsrelaxation zeitabhängig verändert.

Wird der im thermodynamischen Gleichgewicht befindliche Zugstab durch eine äußere Kraft deformiert, sind also seine Enden nicht frei beweglich, baut sich im Inneren eine Spannung auf, die über der Zeit durch molekulare Vorgänge immer weiter abklingt. Der Zugstab reagiert also auf die aufgebrachte Belastung mit einer zeitabhängigen Entspannung, auch Relaxation genannt. Die Dauer dieses Vorganges wird durch die Relaxationszeit gekennzeichnet und der sich einstellende Entspannungsvorgang auch als Spannungsrelaxation bezeichnet [30]. Organobleche sind über Endlosfasern verstärkt, so dass sich die thermoplastische Matrix dreidimensional gesehen nicht frei bewegen kann. Spiegelbildlich werden bei der druckbeaufschlagten Abkühlung in Faserrichtung axiale Spannungen im Verbund aufgebaut und eingefroren. Da nach der Herstellung der Entspannungsvorgang weiterhin axial behindert ist, erfolgt die Spannungsrelaxation einerseits durch molekulare Umlagerungen im Polymer, zusätzlich zur Dehnungsrelaxation aber andererseits auch senkrecht zur Verstärkungsrichtung durch orthogonale Formänderung über der Zeit.

Ist der durch eine äußere Kraft verformte oder deformierte Zugstab nicht im thermodynamischen Gleichgewicht, wird die sich einstellende Retardation bzw. Relaxation zusätzlich von der sogenannten Strukturrelaxation überlagert. Bezogen auf thermoplastische FVK bedeutet dies, dass die frei beweglichen Anteile der Molekülketten der Matrix bestrebt sind, durch Umlagerungen die aufgeprägten Eigenspannungen und Orientierungen bis zu einem Gleichgewichtszustand abzubauen. Dieser Vorgang bewirkt vor allem bei Temperaturerhöhung eine weitere Formänderung der Verbundoberfläche und sollte daher berücksichtigt werden [13, 30].

2.4.3 Matrixverhalten in Abhängigkeit der Zeit

Unter der Annahme, dass bei Faserverbunden aufgrund des spröden Werkstoffverhaltens der Verstärkung nur geringe Spannungs- und Dehnungszustände in matrixreichen Polymergebieten auftreten, kann zur Beschreibung der sich einstellenden Oberfläche ein einfacher Lastfall, wie beispielsweise ein einachsiger Spannungszustand (z.B. Zugversuch), auf Basis der linearen Viskoelastizitätstheorie zugrunde gelegt werden. Allerdings ist die additive Überlagerung einzelner Verformungsanteile nur bis zu bestimmten Beanspruchungshöhen zulässig [30]. Ogorkiewicz hat in seinen Untersuchungen zum viskoelastischen Verhalten von teilkristallinem PP die Linearitätsgrenzen unter einachsiger Zugspannung bei einer Relaxationszeit von 100s untersucht und zu $\sigma_1 = 4,9 \text{ N/mm}^2$ und $\varepsilon_1 = 0,4 \text{ \%}$ bei einer Bruchspannung $\sigma_b = 32 \text{ N/mm}^2$ bestimmt [148]. Ein

thermoplastisches Verbundsystem auf Basis von PP könnte demnach in Faserrichtung nach der linear Viskoelastizitätstheorie näherungsweise berechnet werden.

Um die Viskoelastizität in Abhängigkeit der Zeit zu erfassen, können elastische und viskose Anteile über das von Boltzmann aufgestellte Superpositionsprinzip durch partielle Integration kombiniert werden. Hat der Spannungsablauf eine endliche Anzahl Sprungstellen endlicher Größe und ist die Vorgeschichte des Deformationsablaufs bekannt, kann die Spannung zum Zeitpunkt t berechnet werden [147, 149]. Für den einachsigen Spannungszustand unter Zugrelaxation gilt für die Spannung σ in Abhängigkeit der Zeit t (Gleichung 2.22):

$$\sigma(t) = E_0 \cdot \varepsilon(t) + \int_{-\infty}^t R(t-t') \frac{d\varepsilon}{dt'} dt' \quad \text{Gleichung (2.22)}$$

Hierin ist E_0 der Elastizitätsmodul und $\varepsilon(t)$ die Dehnung des elastischen Anteils sowie $R(t-t')$ der Relaxationsmodul und $\varepsilon(t')$ die Dehnung für das Integral $-\infty < t' \leq t$ des viskosen Anteils. Das Erinnerungsvermögen des Kunststoffs wird somit über das Funktional $R(t)$ beschrieben und das Relaxationsspektrum H kann daraus weiterführend in Abhängigkeit der Relaxationszeit λ , die durch den Quotienten der werkstoffspezifischen Größen Elastizitätsmoduls E und Viskosität η zusammengefasst wird, hergeleitet werden [149] (Gleichung 2.23):

$$R(t) = \int_0^{\infty} H(\lambda) e^{-t/\lambda} d(\ln \lambda) \quad \text{Gleichung (2.23)}$$

In der Praxis ist es jedoch oft schwierig, die verzögert elastische Komponente vom zeitunabhängigen Momentanwert, und wenn vorhanden vom zeitabhängigen Fließen, zu trennen. Deshalb werden zur Beschreibung des viskoelastischen Verhaltens oft alternative mathematische Modelle verwendet. Für allgemeine Beschreibungen, wie den hier betrachteten einachsigen Spannungszustand im linear viskoelastischen Bereich, können verallgemeinerte Analogiemodelle, wie beispielsweise das Kelvin-Voigtmodell oder das Maxwellmodell, herangezogen werden. In Analogiemodellen setzen sich die Ersatzschaltbilder aus ideal elastischen Federn der Federkennzahl R_k und ideal viskosen Dämpfern mit der Viskosität η_k zusammen [147, 149]. Für den einachsigen Spannungszustand unter Zugbelastung gilt für die Spannung σ :

$$\sigma = R_k \cdot \varepsilon \quad \text{Gleichung (2.24)}$$

$$\sigma = \eta_k \cdot \dot{\varepsilon} \quad \text{Gleichung (2.25)}$$

Wobei ε die Dehnung und $\dot{\varepsilon}$ die Dehnrates ist. Tabelle 2.4 zeigt die Ersatzschaltbilder der beiden genannten Analogiemodelle in verschalteter Form und gibt die zugehörige Gleichung an. Zur analytischen Berechnung einer bekannten Beanspruchungsgeschichte eignet sich das verallgemeinerte Maxwellmodell sehr gut. Der Relaxationsmodul und das Relaxationsspektrum können über eine sogenannte Pronyreihe bei einer bestimmten Temperatur aus der Summe der Exponentialfunktionen berechnet werden (Gleichung 2.26 und 2.27):

$$R(t) = \sum_{k=1}^n R_k e^{-t/\lambda_k} \quad \text{Gleichung (2.26)}$$

$$H(\lambda) = \sum_{k=1}^n R_k \delta\left(1 - \frac{\lambda}{\lambda_k}\right) \quad \text{Gleichung (2.27)}$$

Hierdurch ergibt sich ein konkretes Relaxationsspektrum, wobei $\delta(x)$ die Deltafunktion darstellt, welche bei $x = 0$ den Wert 1 und bei $x \neq 0$ den Wert 0 liefert, damit diskontinuierlich diskrete Werte

und somit im Unendlichen eine kontinuierliche Relaxationsfunktion beschreibt. Diese einfache mathematische Beschreibung des zeitlichen Verhaltens thermoplastischer Werkstoffe dient in Berechnungsprogrammen häufig der Vorhersage des Langzeitverhaltens unter Belastung.

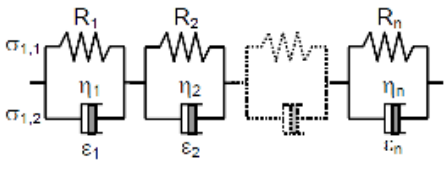
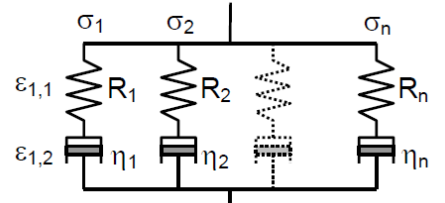
Analogiemodell	Ersatzschaltbild	Gleichung
Verallgemeinertes Kevin-Voigt Analogiemodell		$\varepsilon = \sum_{k=1}^n \varepsilon_k \quad \text{Gleichung (2.28)}$ $\sigma = \sigma_k = \sigma_{k,1} + \sigma_{k,2} \quad \text{Gleichung (2.29)}$ mit $1 \leq k \leq n$
Verallgemeinertes Maxwell Analogiemodell		$\sigma = \sum_{k=1}^n \sigma_k \quad \text{Gleichung (2.30)}$ $\varepsilon = \varepsilon_k = \varepsilon_{k,1} + \varepsilon_{k,2} \quad \text{Gleichung (2.31)}$ mit $1 \leq k \leq n$

Tabelle 2.4: Verallgemeinerte Analogiemodelle und ihre Ersatzschaltbilder und Gleichungen nach [149]

2.4.4 Matrixverhalten in Abhängigkeit der Temperatur

Wie bereits mehrfach angedeutet zeigen thermoplastische Polymere äußerst temperaturabhängige Werkstoffkennwerte. Soll die Wärmedehnung eines thermoplastisch basierenden Systems bewertet werden, muss dementsprechend die gegebene Temperaturdifferenz bei der Herstellung und Anwendung berücksichtigt werden. Wie in Kapitel 2.4.2 beschrieben ist im einfachsten Fall die Formänderung der thermoplastischen Matrix im unverstärkten, unbelasteten, spannungsfreien Zustand eine polymerspezifische Größe, deren Maß in Form der prozentualen Längenänderung Δl über den temperaturabhängigen Wärmeausdehnungskoeffizient der Matrix $\alpha_M(T)$ für eine gegebene Temperaturdifferenz ΔT nach Gleichung 2.32 berechnet werden kann [152]:

$$\alpha_M(T) = \frac{\Delta l}{l} \cdot \frac{1}{\Delta T} \quad \text{Gleichung (2.32)}$$

Im Verbund mit Endlosfasern ist die Formänderung des Gesamtsystems jedoch zusätzlich von den richtungsabhängigen mechanischen Eigenschaften der Systempartner abhängig (Kapitel 2.2.3). Besonders in Richtung der Verbundoberfläche, also senkrecht zur Faserverstärkung, kann eine teilkristalline Matrix je nach Temperaturbelastung unterschiedliches Spannungs-Dehnungs-Verhalten annehmen, sogar innerhalb eines eng begrenzten Temperaturbereichs. Unterhalb der Glasübergangs-Temperatur sind die amorphen und teilkristallinen Bereiche eingefroren und das Polymer ist spröde und fest. Umgekehrt verstreckt sich der gleiche Thermoplast duktil, wenn die Prüftemperatur nur wenige 10 °C über der Erweichungstemperatur liegt [30, 152]. Es ist also erkennbar, dass zur Verbesserung einer Organoblech-Oberfläche neben den vorherrschenden Volumen- und Wärmedehnungsverhältnissen der Systempartner auch die temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften der Matrix einbezogen werden müssen.

In endlosfaserverstärkten Thermoplasten liegt die Matrix nach der Verarbeitung in einem belasteten, nicht spannungsfreien Zustand vor. Dementsprechend muss das zeitabhängige Verformungsverhalten, also das Relaxations- und Retardationsverhalten, berücksichtigt werden. Thermoplaste relaxieren bzw. retardieren unter- und oberhalb des Glasübergangs unterschiedlich, so dass sich das viskoelastische Verhalten mit der Temperatur ändert. Das viskoelastische Verhalten ist folglich eine Funktion der Temperatur, da sich die Lagen der Dispersionsgebiete zu

kürzeren Zeiten verschieben. Die integrale Schreibweise aus Gleichung 2.22 muss demnach um die Temperatur T erweitert werden [147, 149] (Gleichung 2.33).

$$\sigma(t) = E_0(T) \cdot \varepsilon(t) + \int_{-\infty}^t R(t - t', T) \frac{d\varepsilon}{dt'} dt' \quad \text{Gleichung (2.33)}$$

Bleibt die Form der Relaxationskurve erhalten, sind die Zeit- und Temperatureffekte ohne weitere Einflüsse übertragbar und man spricht von thermorheologisch einfachem Materialverhalten. Die Umrechnung von Zeit und Temperatur kann in diesem Fall über die sogenannte reduzierte Zeit t_{red} und den Zeit-Temperatur-Verschiebungsfaktor a_T , welcher die Zeit- und Temperaturabhängigkeit miteinander verknüpft, erfolgen. Es handelt sich also um eine Parallelverschiebung in Richtung der logarithmischen Zeitachse. Dieses Prinzip wird Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip (ZTV) genannt und ist für Ingenieurszwecke im Allgemeinen mit ausreichend genauer Berechnung verbunden [147].

Kunststoffe reagieren gegenüber der Temperatur sehr viel empfindlicher als gegenüber der Zeit [16, 30]. Deshalb setzt man das logarithmische Verhalten der Referenzzeit t_0 entsprechend der Referenztemperatur T_0 zur Zeit t der tatsächlichen Temperatur T ins Verhältnis, um die entsprechende Temperaturdifferenz zu berechnen. Eine Möglichkeit zur mathematischen Beschreibung der Korrelation zwischen Zeit und Temperatur über einen größeren Temperaturbereich ist der Arrhenius-Ansatz. Mit der von Savante Arrhenius 1889 aufgestellten Gleichung lässt sich die Reaktionskinetik in Abhängigkeit einer charakteristischen Reaktionskonstante A , der Aktivierungsenergie E_A , der idealen Gaskonstante $\Re$ und der absoluten Temperatur T berechnen [150]. Dieser Ansatz kann auf die Thermorheologie der Kunststoffe unter der Annahme des thermischen Gleichgewichts durch Verwendung der allgemeinen Gaskonstante $\Re$ und der Änderung der spezifischen Enthalpie E_H übertragen werden (Gleichung 2.34).

$$\ln a_T = \frac{E_H}{\Re} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad \text{Gleichung (2.34)}$$

Eine andere Gesetzmäßigkeit erkannten Williams, Landel und Ferry und heißt deshalb WLF-Gleichung. Diese beruht auf der Annahme, dass die Viskosität in enger Beziehung zum freien Volumen steht, wobei das freie Volumen aber physikalisch gesehen keine eindeutige Größe darstellt [151]. Die Bezugstemperatur ist die Glasübergangstemperatur T_G , f_0 das freie Volumen am Glasübergang, α_f die Differenz der Wärmeausdehnungskoeffizienten am Glasübergang und B ein materialabhängiger Parameter. Der Zeit-Temperatur-Verschiebungsfaktor a_T kann dann über eine logarithmische Beziehung nach Gleichung 2.35 berechnet werden:

$$\ln a_T = \frac{B\alpha_f}{f_0} \left[\frac{(T - T_G)}{f_0 + \alpha_f(T - T_G)} \right] \quad \text{Gleichung (2.35)}$$

Polymere verhalten sich nicht immer thermorheologisch einfach, sondern zeigen in Abhängigkeit Ihrer Morphologie mehrere, unabhängige molekulare Mechanismen. Gerade bei teilkristallinen Kunststoffen wie Polypropylen muss das viskoelastische Verhalten deshalb thermorheologisch komplex betrachtet werden, was in den verschiedenen Dispersionsgebieten begründet liegt. Zur exakten Vorhersage des Relaxationsverhaltens eines thermoplastischen Verbundsystems auf Basis von PP müsste demnach quer zur Faserrichtung nach neueren Berechnungsmethoden, wie beispielsweise mit der Methode der fraktionalen Elemente, welche eine modifizierte Anpassung der Zeit-Temperatur-Verschiebung berücksichtigen [149], gerechnet werden.

2.4.5 Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste

Überträgt man die besonderen Verhaltensweisen einer thermoplastischen Matrix auf das Gesamtsystem endlosfaserverstärkter Thermoplast, so prägt während der Verarbeitung zunächst

das stark temperaturabhängige Schwindungs- und Verformungsverhalten des Polymers die charakteristischen Oberflächeneigenschaften des Verbundes. Ohne das Anliegen äußerer Kräfte tritt anschließend die Relaxation der Matrix als Verhaltensantwort auf die bei der Verarbeitung während der Abkühlphase eingefrorenen Eigenspannungen auf. Der Zustand der erhöhten Eigenspannungen der thermoplastischen Matrix liegt einerseits in der deutlich höheren Steifigkeit der Fasern begründet, andererseits wird durch die druckbeaufschlagte Abkühlung eine zeitabhängige Dehnungsrelaxation im Polymer hervorgerufen. Durch fortlaufende Retardation des Kunststoffes senkrecht zur Verstärkungsebene können Spannungen abgebaut werden und der Verbundwerkstoff reagiert mit weiterer Formänderung an der Oberfläche.

Bild 2.19 zeigt ein Modell der zeitlichen Oberflächenveränderung am Beispiel eines Einheitszellen-Querschnittes eines Organoblechs. Zum Zeitpunkt t_0 stellt sich bedingt durch das unterschiedliche Schwindungs- und Verformungsverhalten der Verbundpartner direkt bei der Verarbeitung eine definierte Oberfläche mit der Wellentiefe $W_i(t_0)$ ein. Wegen des in Faserrichtung behinderten Retardationsverhaltens der polymeren Anteile im Verbund beginnen nun einzelne Bereiche zeitlich unterschiedlich stark orthogonal zu retardieren. Es stellt sich zum Zeitpunkt t_1 eine Oberfläche mit der Wellentiefe $W_i(t_1)$ ein, zum Zeitpunkt t_2 eine Oberfläche mit der Wellentiefe $W_i(t_2)$, usw. Die Größenordnung der Retardation hängt primär von der Höhe der eingefrorenen Spannungen in der Matrix ab und kann aufgrund der textilen Architektur in zwei Bereiche unterteilt werden: Zonen mit reinem Matrixanteil (Matrixretardation) und Zonen mit Mischanteil von Matrix und Fasern (Faserbündelretardation). Zusätzlich wird die sich einstellende Spannungsrelaxation von der Strukturrelaxation überlagert, und die frei beweglichen Anteile der Molekülketten der Matrix sind bestrebt durch Umlagerungen die aufgeprägten Eigenspannungen und Orientierungen bis zu einem Gleichgewichtszustand abzubauen.

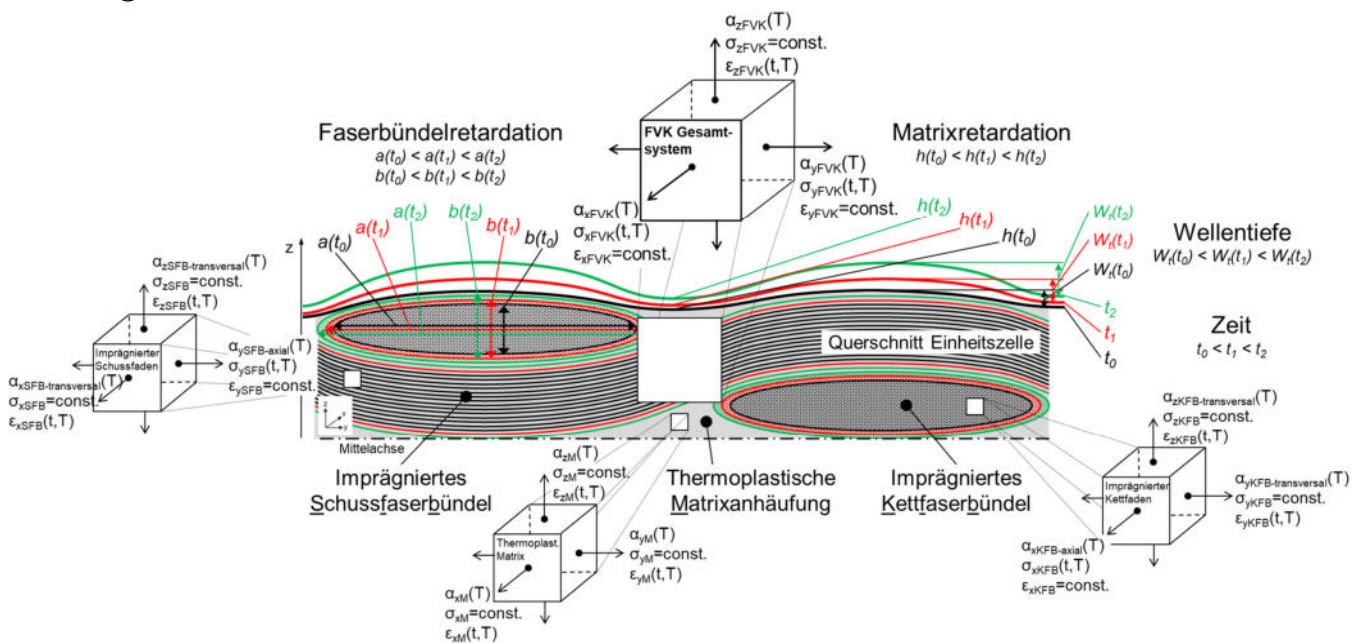


Bild 2.19 Modell der zeitlichen FVK-Oberflächenveränderung durch Retardationsvorgänge im Matrixpolymer in Abhängigkeit der lokalen Ausdehnungs-, Spannungs- und Dehnungszustände am Beispiel eines Organoblech Einheitszellen-Querschnitts

Die für die Formänderung der Organoblechoberfläche verantwortlichen Dehnungszustände der einzelnen Zonen im Einheitszellen-Querschnitt können folgendermaßen erklärt werden: Bei konstanter Zeitspanne erfährt ein Faserbündel in z-Richtung die größte Volumenänderung in Form der Faserbündelretardation. Die größere Zunahme der kleineren Faserbündelachsen $b(t)$ in Form der Dehnungen $\epsilon_{zKFB}(t, T)$ und $\epsilon_{zSFB}(t, T)$ ist auf die im Gesamtsystem behinderte Gesamtdehnung ϵ_{xFVK} und ϵ_{yFVK} aufgrund der sich überlagernden Effekte der Einzeldehnungen ϵ_{xKFB} und ϵ_{ySFB} ($\epsilon = \text{const.}$) zurückzuführen. Bei gleicher Zeitspanne erfährt auch die thermoplastische Matrixanhäufung zwischen den Faserbündeln in z-Richtung eine Volumenänderung in Form der Matrixretardation. Da sich jedoch in diesen Zonen die thermoplastische Matrix in allen Richtungen

frei bewegen kann, sozusagen lokale Dehnungen $\varepsilon_{xM}(t, T)$, $\varepsilon_{yM}(t, T)$ und $\varepsilon_{zM}(t, T)$ stattfinden können, fällt die Höhenänderung $h(t)$ in Richtung der Oberfläche geringer aus. Im Ergebnis fällt damit zum gleichen Zeitpunkt die Faserbündelretardation höher aus als die Matrixretardation und in der Addition der Dehnungseffekte beider Zonen verschlechtert sich die Wellentiefe $W_i(t)$ mit zunehmender Zeit.

Unterliegt ein Bauteil mit endlosfaserverstärkter Thermoplaststruktur im Anwendungsfall einer Temperaturwechselbelastung, treten neben der unterschiedlichen Wärmedehnung der Verbundpartner auch Änderungen der molekularen Struktur auf und das Polymer reagiert erneut mit sekundären Verformungsmechanismen. Die Folge der dreidimensionalen Strukturänderung des Polymers bewirkt wiederum Formänderungen der Oberfläche. Kriechversuche beweisen, dass Polymere sich unter konstanter Last mit steigender Temperatur zunehmend ausdehnen und damit im Einsatz ihr Volumen verändern, wobei die verschiedenen Zonen eines Faserverbundsystems wie schon erläutert unterschiedlich reagieren. Imprägnierte Faserbündel mit einem Mischverhalten von viskoelastischer Kunststoffmatrix und elastischem Verhalten der Fasern reagieren anders als matrixreiche Gebiete mit rein viskoelastischem Polymerverhalten. In Abhängigkeit des gewählten Werkstoffsystems wird also das jeweilige Verbundverhalten zu einer spezifischen Veränderung der Oberfläche führen. Um den Einfluss von Veränderungen einer modifizierten Matrixanhäufung auf das Gesamtsystem zu bewerten, werden im Rahmen dieser Arbeit mit Hilfe des veränderten Simulationsmodells verschiedene Analysen durchgeführt und durch Versuche verifiziert.

2.5 Zusammenfassende Bewertung des Kenntnisstands

Ein wissenschaftlicher Kenntnisstand zur Verbesserung der Oberflächengüte von Organoblechen ist in der Literatur in verschiedenen Arbeiten beschrieben, beschränkt sich jedoch hauptsächlich auf die Abhängigkeiten unterschiedlicher polymerer und textiler Werkstoffe. Das eigentliche Hauptproblem, nämlich die Angleichung des unterschiedlichen Ausdehnungsverhaltens beider Verbundpartner zueinander ist in den vorliegenden Arbeiten jedoch nicht hinreichend untersucht.

Blinzler zeigt in seinen Untersuchungen den Einfluss der hohen Matrixschwindung verschiedener Polymere quantitativ auf und bestätigt damit deren Bedeutung für die FVK-Oberflächengüte. Er identifiziert niedrige Kristallinitätsgrade, geringe thermische Ausdehnung und kleine Temperaturspannen zwischen Erstarrung und Gebrauch als entscheidend für eine geeignete Auswahl [13]. Hildebrandt bewertet die textilen Einflüsse genauer und stellt eine direkte Proportionalität zwischen Oberflächenwelligkeit und Faserdurchmesser bzw. Maschenweite her. Zudem arbeitet er heraus, dass identische Organobleche bei variothermer Umformung um 40 bis 50 % geringere Welligkeiten im Vergleich zu isothermer Prozessführung aufweisen [15]. Eine vollständige Kompensation des unterschiedlichen Schwindungsverhaltens erlaubt aber keine der untersuchten Methoden.

Eine Möglichkeit zur Angleichung der sich im Verbund einstellenden Ausdehnung stellt die Modifikation der thermoplastischen Matrix über Füllstoffe dar. Im Bereich der duroplastischen Verbundmaterialien wird diese Möglichkeit bereits seit vielen Jahren eingesetzt. Häufig werden thermoplastische Additive und mineralische Füllstoffe, zum Beispiel in der SMC-Verarbeitung, zur Schwindungsreduktion verwendet [18, 56, 57]. Im Bereich endlosfaserverstärkter Duroplaste werden ebenfalls Füllstoffe mikro- und nanoskaliger Größe verwendet [68, 72, 73, 75, 76]. Wenig bis kaum untersucht ist das Modifizieren von thermoplastischen Polymeren in Organoblechen. Blinzler bewertet zwar ein mit Kalziumkarbonat gefülltes PA6-Laminat, stellt aber aufgrund der unzureichenden Imprägnierung eine Verschlechterung der Oberflächengüte im Vergleich zum unmodifizierten PA6-Typ fest.

Die Frage nach geeigneten Polymermodifikationen und deren Art, Größe und Form bleibt ebenso unbeantwortet wie die notwendigen Mengenverhältnisse und die Möglichkeit der lokalen Konzentration jener auf matrixreiche Gebiete. Die gezielte Eigenschaftsveränderung ungefüllter Kunststoffe ohne Endlosfasern durch Modifikationen wurde hingegen vielfach untersucht [92, 93, 94, 97, 96], wobei Füllstoffverteilung und Dispergierung hauptsächlich von der Korngrößenverteilung abhängen [101]. Im Allgemeinen besteht die Tendenz, dass mit niedrigerem Partikeldurchmesser die Festigkeit, Steifigkeit und Verformbarkeit erhöht werden kann. Oft liegt bei gefüllten Polymeren

mit steigendem Füllstoffgehalt ein höherer Kristallisationsgrad vor, was sich meist negativ auf die Schwindung auswirkt. Andererseits können Füllstoffe mit niedrigem Ausdehnungskoeffizienten zu deutlich geringerer Schwindung des Verbundes führen, wobei eine Abhängigkeit von der Füllstoffmenge besteht [41].

Zusammenfassend kann festgehalten werden, dass das Verhalten modifizierter Polymere bei Herstellung und Weiterverarbeitung von Organoblechen sowie deren Einfluss auf das Gesamtausdehnungsverhalten eines Drei-Phasen-Gemischs bislang wissenschaftlich noch nicht detailliert untersucht worden ist. Ebenso wenig liegen Erkenntnisse vor, wie das lokale Problem des unterschiedlichen Schwindungsverhaltens von matrixreichen Gebieten außerhalb und faserdominierenden Bereichen innerhalb eines Faserbündels angeglichen werden kann. Des Weiteren liegen kaum Ergebnisse vor, die eine dauerhafte Verbesserung einer FVK-Oberfläche qualitativ und quantitativ bewerten. Zwar wurde die Oberflächengüte von Organoblechen bisher über zweidimensionale Linienmessung bewertet [13, 15, 78, 152], eine dreidimensionale Analyse unter Angabe von dimensionalen Messwerten ist aber unbekannt. Faserverbundbauteile unterliegen häufig wechselnden klimatischen Bedingungen, oftmals Temperaturschwankungen. Zudem treten bei der Verarbeitung innere Spannungen auf, so dass sich die Oberfläche aufgrund der viskoelastischen Eigenschaften der thermoplastischen Matrix mit der Zeit verändert. Alle diese Einflüsse sind bekannt und werden in der einschlägigen Fachliteratur beschrieben, jedoch liegen final keinerlei Aussagen über Größenordnung und Zeitdauer dieser Effekte vor.

Gefordert werden Leichtbauanwendungen im direkten Sichtbereich der Automobil- und Consumerindustrie, welche auch unter wechselnden klimatischen Anforderungen eine anmutende Oberflächengüte über einen längeren Zeitraum gewährleisten. Hierzu ist eine Herangehensweise erforderlich, welche zunächst die Wirkzusammenhänge zur Anpassung des holistischen Ausdehnungsverhaltens aller Verbundpartner in einen kausalen Kontext stellt und eine Methodik zur Vorhersage geeigneter Füllstoffe zur lokalen Modifikation des thermoplastischen Faserverbundes aufzeigt. Sind die Füllstoffe bekannt, müssen die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte ermittelt und die notwendigen Mengenverhältnisse bewertet werden. Schließlich sind unter geeigneten Verarbeitungsparametern wie Temperatur, Druck und Zeit modifizierte Lamine herzustellen und daraus die resultierende Verbesserung der Oberflächeneigenschaften auch unter wechselnden Belastungen nach der Weiterverarbeitung zu charakterisieren.

Daraus leitet sich folglich der Aufbau dieser Arbeit ab: Zunächst werden Standard-Organobleche nach definierten Kriterien hergestellt, die Einzelwerkstoffe charakterisiert und deren grundlegende Eigenschaften spezifiziert. Eine Bewertung möglicher Füllstoffe erfolgt anhand der Partikelgröße und Durchmesser- und -verteilung für die zu imprägnierenden Fasern. Anschließend wird eine Auswahl geeigneter Füllstoffe in eine teilkristalline thermoplastische Matrix eincompoundiert und das Werkstoffverhalten des Gemischs untersucht. Um die Entmischung und damit die lokale Anhäufung der Füllstoffe bei gleichzeitig vollständiger Imprägnierung der Endlosfasern zu bewerten, wird eine Imprägnierstudie durchgeführt und die Filterwirkung analytisch sowie mikroskopisch beleuchtet. Um die notwendige Füllstoffmenge und die sich einstellende Oberflächengüte in Abhängigkeit der textilen Geometrie vorherzusagen, wird ein Simulationsmodell erstellt, welches die drei Phasen des Verbundes eigenständig berücksichtigt. Zusätzlich soll die rechnergestützte Simulation in der Lage sein, das Langzeitverhalten des Verbundes unter Berücksichtigung des viskoelastischen Materialverhaltens der modifizierten Matrix vorherzusagen. Experimentelle Untersuchungen der Oberflächengüte vor und nach der Weiterverarbeitung sowie nach zeitlich definierter Temperaturbelastung runden die Arbeit ab.

3 Werkstoffe, Probekörper und Anlagentechnik

Wie in den Grundlagen erläutert wird die Oberflächengüte von kontinuierlich gewebeverstärkten Faserverbundkunststoffen maßgeblich durch das stark unterschiedliche Ausdehnungsverhalten der beiden Verbundphasen im Gesamtsystem verursacht. Das ursächliche Problem wird wegen der unterschiedlich vorherrschenden Volumenverhältnisse der Einzelbestandteile zusätzlich noch verstärkt. Die Primärzone außerhalb der Filamente verhält sich anders als die imprägnierten Faserbündel (Sekundärzone). Als Folge der stark temperaturabhängigen Matrixschwindung entstehen zwischen den textilen Knotenpunkten regelmäßige Einfallstellen (FPTP), welche eine anmutende Oberfläche im Sichtbereich verhindern. Der Untersuchung liegt demnach die Aufgabe zugrunde, das stark temperaturabhängige Werkstoffverhalten der Polymermatrix lokal anzupassen. Um nicht einen gegenläufigen Effekt innerhalb der imprägnierten Faserbündel zu erzielen, muss die Modifikation des Zwei-Phasen-Verbundes Ihren Fokus auf regionale Gebiete in matrixreichen Zonen außerhalb der Endlosfasern haben. Die Optimierung der Oberflächengestalt von Organoblechen für ästhetische Anwendungen ist somit hauptsächlich ein werkstoffliches Entwicklungsthema der regionalen Einzelbestandteile zueinander (Bild 3.1).

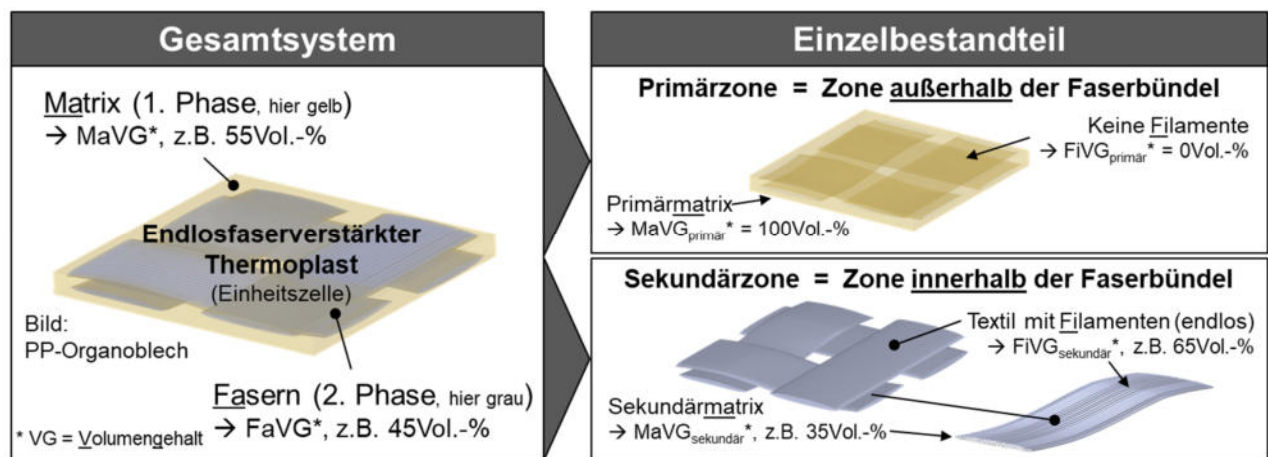


Bild 3.1 Schematische Darstellung eines Zwei-Phasen-Verbundes mit Aufteilung in Primär- und Sekundärzone sowie den zugehörigen Volumenanteilen

Bei einem Drei-Phasen-Verbund besteht das Gesamtsystem aus Fasern, Matrix und Modifikation (hier: Füllstoffe). Für die in dieser Arbeit untersuchten Halbzeuge werden in Bezug auf die lokal vorherrschenden Volumenanteile folgende Begrifflichkeiten definiert:

- Faservolumengehalt (FaVG): Gibt den Volumenanteil der Fasern im Gesamtsystem an
- Matrixvolumengehalt (MaVG): Gibt den Volumenanteil der Matrix im Gesamtsystem an
- Füllstoffvolumengehalt (FüVG): Gibt den Volumenanteil des Füllstoffs im Gesamtsystem an
- Matrixvolumengehalt in der Primärzone ($\text{MaVG}_{\text{primär}}^*$): Gibt den lokalen Volumenanteil der Matrix in der Zone außerhalb der Faserbündel an
- Matrixvolumengehalt in der Sekundärzone ($\text{MaVG}_{\text{sekundär}}^*$): Gibt den lokalen Volumenanteil der Matrix in der Zone innerhalb der Faserbündel an
- Filamentvolumengehalt in der Sekundärzone ($\text{FiVG}_{\text{sekundär}}^*$): Gibt den lokalen Volumenanteil der Fasern innerhalb eines imprägnierten Faserbündels an
- Faserbündelvolumengehalt (FbVG): Gibt den Volumenanteil des imprägnierten Faserbündels im Gesamtsystem an
- Gesamtzusatzstoffvolumengehalt (GesVG): Gibt den Volumenanteil aller Zusatzstoffe, also Fasern und Füllstoffe, im Gesamtsystem an

Der Ansatz dieser Untersuchung ist eine lokale Angleichung der Materialeigenschaften der matrixreichen Primärzone an die vorherrschenden Eigenschaften der imprägnierten Endlosfasern der Sekundärzone. Das Vorhaben ist, das verwendete Textil als eine Art Filter zu nutzen, um die Faserbündel umgebende Matrix so mit Füllstoffen anzureichern, dass das entstehende Verhalten der Primärzone äquivalent zum Verhalten der Sekundärzone ist. Um die gewünschte, lokale Erhöhung des Füllstoffgehaltes in der Primärzone zu erzielen, muss zur funktionierenden Umsetzung die gewählte Modifikation eine Kombination aus geringem Ausdehnungsverhalten, optimaler Partikelgröße und angepasster Füllstoffmenge besitzen (Bild 3.2).

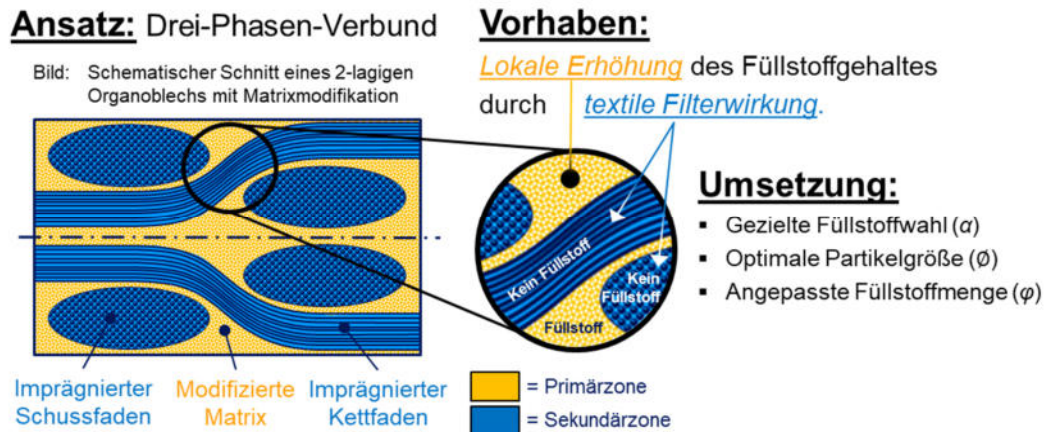


Bild 3.2 Schematische Darstellung der lokalen Erhöhung des Füllstoffgehalts in matrixreichen Gebieten durch Filterwirkung des Textils

Um das Leichtbaupotential endlosfaserverstärkter Thermoplaste in Richtung Ästhetik möglichst ohne Minderung anderer Eigenschaften auszuschöpfen, gelten einige wichtige Vorgaben für die zu untersuchenden Werkstoffe, Probekörper und die zu verwendende Anlagen- und Prozesstechnik. Im Vergleich zu unmodifizierten Zwei-Phasen-Verbunden werden folgende Vorgaben definiert:

- Werkstoffauswahl
 - Uneingeschränkte Modifikation amorpher und teilkristalliner Matrixsysteme
 - Freie Wahl der textilen Verstärkung
- Drei-Phasen-Verbund
 - Imprägniergrad (D_{imp}) $\geq 98\%$
 - Textiler Faservolumengehalt (FaVG) $\geq 40 \text{ Vol.-%}$
 - Textiles Flächengewicht (FG) $\geq 500 \text{ g/m}^2$
 - Faserfeinheit (FF) $\geq 1200 \text{ tex}$
- Anlagen- und Prozesstechnik
 - Konventionelle Anlagentechnik, keine Sondermaschinen
 - Einfache und kurze Prozesskette, keine Sonderverfahren

3.1 Untersuchte Werkstoffe

Für die Untersuchungen wurden handelsübliche Thermoplaste und Endlosfasertextilien eingesetzt. Um den Umfang dieser Arbeit überschaubar zu halten beschränken sich die gewählten Werkstoffe auf typische Vertreter der Standard-Thermoplaste und auf Glasfasergewebe. Der Fokus soll aufgrund des Kostendrucks und der kommerziell hohen Verbreitung auf diese beiden Werkstoffgruppen gelegt werden.

3.1.1 Thermoplastische Matrixwerkstoffe

Als Matrixsystem wurde ein teilkristallines Polypropylen (PP) Homopolymer vom Typ BJ100HP (Borealis Polyolefine GmbH, Linz, Österreich) verwendet. Punktuelle Untersuchungen erfolgten an amorphem Styrol-Acryl-Nitril (SAN) als modifiziertes Copolymer vom Typ Luran 358N (INEOS Styrolution Group GmbH, Frankfurt, Deutschland). Beide Thermoplaste werden in ihrer Basisform

ohne Modifikation in kommerziellen Organoblechen verwendet. Tabelle 3.1 gibt ausgewählte Eigenschaften beider Polymere an.

Bezeichnung			BJ100HP	Mod. Luran358N
Eigenschaft	Messmethode	Einheit	Wert	
Zugmodul	ISO 527-2 (1mm/min)	[GPa]	1,3	3,7
Zugfestigkeit	ISO 527-2 (50mm/min)	[MPa]	25	72
Bruchdehnung	ISO 527-2	[%]	10	3
Schmelzpunkt	ISO 3146	[°C]	165	125
Formbeständigkeitstemperatur	ISO 75-2 (0,45 MPa)	[°C]	72	99
Wärmeausdehnungskoeffizient	ISO 11359	[10 ⁻⁶ /K]	128	70
Dichte	ISO 1183	[g/cm ³]	0,904	1,080
Schmelze-Volumen-Rate	ISO 1133	[g/10Min]	90 (230°C/2,16kg)	80 (230°C/10kg)

Tabelle 3.1 Ausgewählte Eigenschaften der verwendeten Matrixsysteme gemäß Herstellerangaben [153, 154]

Wichtigstes Kriterium für die getroffene Matrixauswahl ist die molekulare Struktur des PP und das damit verbundene Schwindungs- und Retardationsverhalten. Wie in den Grundlagen erläutert zeichnen sich teilkristalline Polymere aufgrund des teilweise geordneten Zustandes (Sphärolithe) durch ein stark temperaturabhängiges Wärmeausdehnungsverhalten aus. Hingegen fehlt bei amorphen Kunststoffen diese Phase, so dass sich der Anwendungsbereich auf den energieelastischen oder festen Zustand (Glaszustand) beschränkt und damit das Wärmeausdehnungsverhalten weniger stark ausgeprägt ist. Als Folge der molekularen Strukturen zeigt PP damit ein stärker ausgeprägtes Werkstoffverhalten über der Temperatur und Zeit als SAN. Bild 3.3 verdeutlicht links die Längenänderung und rechts den resultierenden Ausdehnungskoeffizienten in z-Richtung für den PP-Typ BJ100HP im Temperaturbereich zwischen -30 °C und 130 °C.

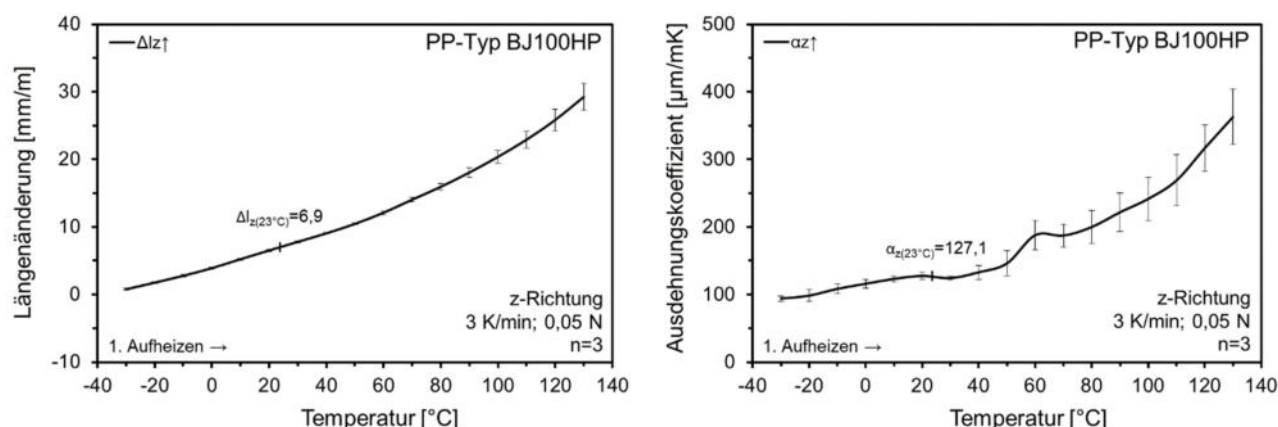


Bild 3.3 Längenänderung und Ausdehnungskoeffizient in z-Richtung von PP-Typ BJ100HP nach ISO 11359-2

links: Längenänderung im Temperaturbereich von -30 °C bis 130 °C

rechts: Ausdehnungskoeffizient im Temperaturbereich von -30 °C bis 130 °C

3.1.2 Textile Verstärkungsstoffe

Als textile Hauptverstärkung wurde ein Glasfaser-Rovinggewebe mit Körperbindung 2/2 und 580 g/m² Flächengewicht (GF-RG580) vom Typ GW124-580K2 (Glasseide Oschatz GmbH, Oschatz, Deutschland) mit angepasstem Finish verwendet. Um den textilen Einfluss auf die Oberflächengüte unmodifizierter Halbzeuge besser bewerten zu können wurde zudem ein

Glasfaser-Filamentgewebe mit Körperbindung 2/2 und 290 g/m^2 Flächengewicht (GF-FG290) vom Typ HexForce®01202 1000 TF970 (Hexcel Cooperation, Stamford, USA) als Verstärkung verwendet. In Tabelle 3.2 sind ausgewählte Eigenschaften beider Textilien angegeben.

Bezeichnung			GW124-580K2	01202 1000 TF970
Eigenschaft	Messmethode	Einheit	Wert	
Glasart	-	[-]	E-Glas	E-Glas
Bindung	-	[-]	Köper 2/2	Köper 2/2
Schlichtetyp	-	[-]	PP-Schlichte (E35) bzw. Silan-Schlichte (352)	Silan-Schlichte (TF970)
Flächengewicht	ISO 3374	g/m^2	576	290
Kettfaden	DIN EN 14020	[tex]	1200	3 x 68
Schussfaden	DIN EN 14020	[tex]	1200	3 x 68
Fadendichte Kette	ISO 4602	[Fd/10cm]	25	70
Fadendichte Schuss	ISO 4602	[Fd/10cm]	23	70

Tabelle 3.2 Ausgewählte Eigenschaften der verwendeten Textilverstärkung gemäß Herstellerangaben [155, 156]

Wichtigstes Kriterium für die getroffene Textilauswahl der verwendeten Hauptverstärkung ist einen vernünftigen Kompromiss zwischen ausreichend mechanischen Eigenschaften des Fadens und guter Drapierbarkeit des gewebten Textils bei überschaubaren Herstellkosten zu erzielen. Die Wahl des Basiswerkstoffs Glas kann einerseits gut durch die hohe Verbreitung der E-Glastype und infolge dessen des Preises, andererseits durch die homogenen Fasereigenschaften parallel und senkrecht zur Faserachse begründet werden. In Bild 3.5 sind rasterelektronische Mikroskopie-Aufnahmen der untersuchten Verstärkung dargestellt. Links eine Aufnahme eines Faserbündels bei 500-facher Vergrößerung, rechts ein Einzelfilament in 2500-facher Vergrößerung.

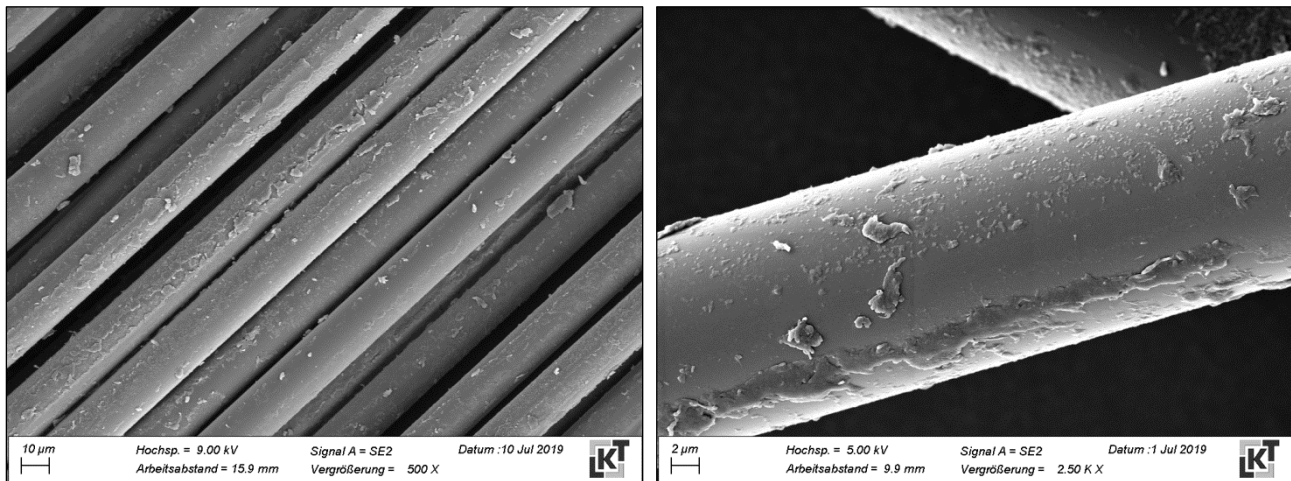


Bild 3.4 REM-Aufnahmen der untersuchten Hauptverstärkung GW124-580K2
links: Aufnahme eines Faserbündels in 500-facher Vergrößerung
rechts: Aufnahme eines Einzelfilaments in 2500-facher Vergrößerung

E-Glas zeigt das niedrigste Niveau der Wärmeausdehnung aller wichtigen Faserarten und hat damit im Vergleich zum Opponenten PP das größte, ausgleichende Schwindungsdelta quer zur Faserrichtung. Bild 3.5 verdeutlicht an einem Knotenpunkt eines PP-imprägnierten Glasfaser-Organoblechs vom Typ PP-BJ100HP+GF-RG580(2) links die Längenänderung und rechts den resultierenden Ausdehnungskoeffizienten in z-Richtung im Temperaturbereich zwischen -30°C und 130°C . Es ist deutlich das geringere Niveau beider Messkurven im Vergleich zur reinen PP-Matrix aus Kapitel 3.1.1 erkennbar.

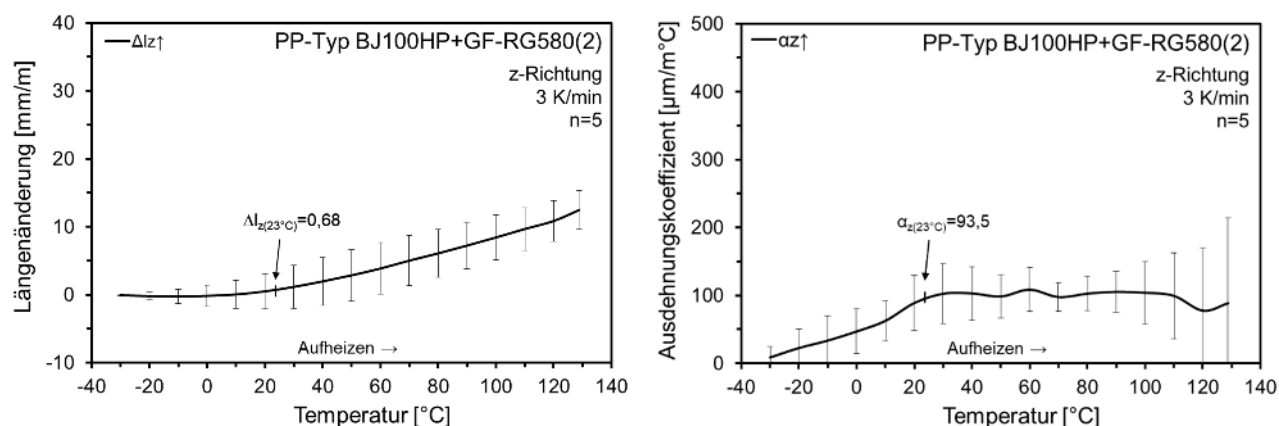


Bild 3.5 Längenänderung und Ausdehnungskoeffizient in z-Richtung (quer zur Faserachse) von PP-imprägnierten Glasfaser-Körpergewebe nach ISO 11359-2
links: Längenänderung im Temperaturbereich von -30 °C bis 130 °C
rechts: Ausdehnungskoeffizient im Temperaturbereich von -30 °C bis 130 °C

3.1.3 Füllstoffe

Als Füllstoffe wurden ungeschlichtete Glashohlkugeln (GHK) vom Typ iM16k (3M Deutschland GmbH, Neuss, Deutschland) sowie verschiedene Arten Kalziumkarbonat (CaCO_3) der Typen Omyacarb 2T - AV, Omyacarb 15 - GU und Calibrite OG (Omya GmbH, Köln, Deutschland) verwendet. In Tabelle 3.3 sind ausgewählte Eigenschaften der verwendeten Füllstoffe angegeben.

Bezeichnung			GHK iM16k	Omyacarb 2T - AV	Omyacarb 15 - GU	Calibrite OG
Eigenschaft	Messmethode	Einheit	Wert			
Linearer Längenausdehnungskoeffizient	DIN 51045	$[10^{-6}/\text{K}]$	5,6	11	11	8
Dichte	DIN EN ISO 787	$[\text{g}/\text{cm}^3]$	0,46	2,55	2,55	2,71
Aspektverhältnis	-	$[-]$	1	1-3	1-3	1-3
Partikelgröße	$[d_{10}/d_{50}/d_{98}]$	$[\mu\text{m}]$	12/20/30	0,8/2,6/7	1,5/13/110	5/22/70

Tabelle 3.3 Ausgewählte Eigenschaften der verwendeten Füllstoffe gemäß Herstellerangaben [157, 158, 159, 160]

Zur richtungsunabhängigen Angleichung des Schwindungsverhaltens der Polymere wurden einerseits Füllstoffe mit ideal sphärischer Form sowie annähernd analogem Ausdehnungs- und Größenverhältnis zum Textil bei geringem Gewicht gesucht. In diesem Fall bietet es sich an synthetische Füllstoffe vom gleichen Materialtyp des Textils als Hohlkugel zu verwenden. Glashohlkugeln kommen vor allem wegen der engen Partikelgrößenverteilung diesen Anforderungen sehr nahe. Um andererseits Aussagen zum optimalen Größenverhältnis bei der Entmischung von Füllstoff durch Fasern sowie den Einfluss des anisotropen Orientierungsverhaltens zu untersuchen wurden natürlich vorkommende Füllstoffe in Bruchform unterschiedlicher Partikelgrößen verwendet.

Bild 3.6 zeigt die Form- und Größenverhältnisse der verwendeten Füllstoffe durch Aufnahmen im Rasterelektronenmikroskop bei 500-facher Vergrößerung. Es sind deutlich die Unterschiede in Form und Größe der Partikel zu erkennen. Während GHK vom Typ iM16K ideal sphärisch in relativ enger Größenverteilung vorliegen, sind die gebrochenen CaCO_3 -Typen im Querschnitt teilweise rund bis oval, teilweise länglich mit kantig eckiger Form. Sehr schön ist die im Vergleich zu den synthetischen GHK breitere Größenverteilung der Kalziumkarbonate zu erkennen, wobei Omyacarb 2T-AV sehr hohe Feinanteile beinhaltet, diese bei Omyacarb 15-GU abnehmen und Calibrite OG schließlich einen sehr geringen Anteil der unteren Fraktionsgrößen aufweist.

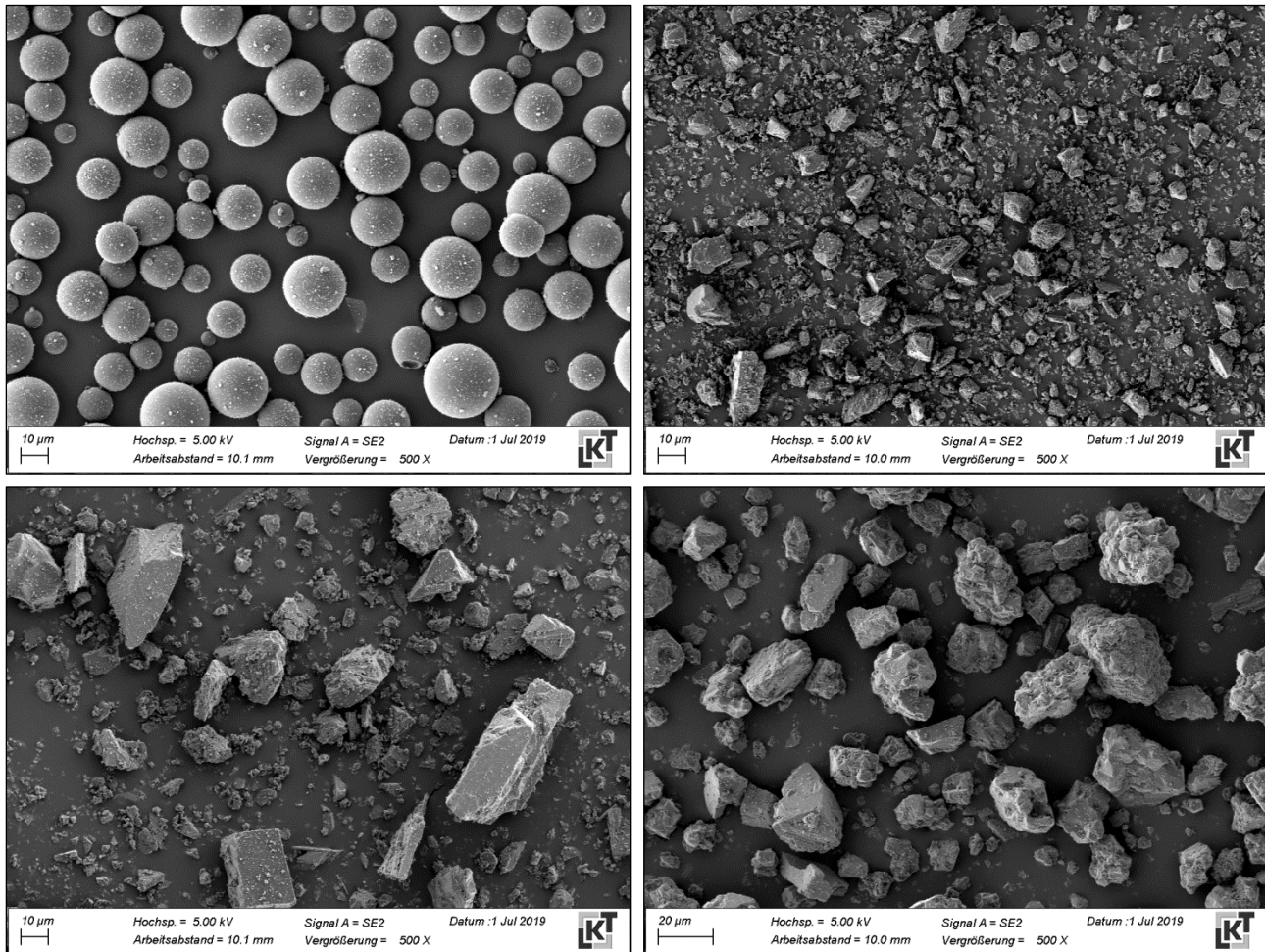


Bild 3.6 REM-Aufnahmen der untersuchten Füllstoffe bei 500-facher Vergrößerung
 Von links nach rechts und oben nach unten: GHK-iM16K, Omyacarb 2T-AV,
 Omyacarb 15-GU, Calibrite OG

3.2 Probekörper

Damit Organobleche über Füllstoffe modifiziert werden können, muss aus einem Zwei-Phasen-Verbund bestehend aus Matrix und Textil ein Drei-Phasen-Verbund bestehend aus Matrix, Textil und Füllstoff erzeugt werden. Hierfür gibt es grundsätzlich zwei Wege: Der Füllstoff kann einer der beiden Grundphasen Matrix oder Verstärkung im Vorfeld, beispielsweise einem Polymer durch Compoundieren bzw. einer Folie durch Extrudieren, beigemischt werden. Oder der Füllstoff wird beiden Grundphasen gleichzeitig, beispielsweise durch Streuen von Matrix und Füllstoff auf das Textil, zugeführt.

3.2.1 Compoundproben

Um Aussagen über die sich ändernden Eigenschaften der Grundwerkstoffe zu erzielen, ist es sinnvoll den erst genannten Weg des Compoundierens zu verfolgen. Auf diese Art und Weise ist es möglich, Veränderungen der Primärzone direkt an Granulatproben zu ermitteln und textile Einflüsse auszuschließen. Zum besseren Verständnis wird an dieser Stelle unter Compoundprobe eine mit Füllstoffen angereicherte Matrix definiert, wenn gleich es sich aus physikalischer Sicht bereits um ein Zwei-Phasen-Verbundmaterial handelt. Entsprechend werden die Volumengehalte der Einzelbestandteile als Polymervolumengehalt (PoVG) und Füllstoffvolumengehalt (FüVG) bezeichnet. Zur experimentellen Bewertung der Wärmeausdehnung, der Phasenübergänge und des rheologischen Verhaltens wurden Compoundproben mit 0 Vol.-%, 25 Vol.-%, 50 Vol.-% und 65 Vol.-% GHK-Füllstoffanteil hergestellt. Auf die Herstellung und experimentelle Bewertung von CaCO_3 -Proben mit 25 Vol.-% und 65 Vol.-% Füllstoffanteil wurde aus Zeitgründen verzichtet. Tabelle 3.4 zeigt die hergestellten Compoundproben nach Polymer, Füllstoff und Volumengehalt.

Bezeichnung	Compoundprobe		Füllstoff-Volumengehalt			
	Polymer	Füllstoff	0 Vol.-%	25 Vol.-%	50 Vol.-%	65 Vol.-%
PP+GHK	PP-Typ BJ100HP	iM16K	x	x	x	x
PP+CaCO ₃ (2T-AV)		Omyacarb 2T - AV	x		x	
PP+CaCO ₃ (15-GU)		Omyacarb 15 - GU	x		x	
PP+CaCO ₃ (OG)		Calibrite OG	x		x	

Tabelle 3.4 Hergestellte Compoundproben nach Polymer, Füllstoff und Volumengehalt

3.2.2 Zugstab-Probekörper

Das mechanische Verhalten polymerer Werkstoffe ändert sich unter Zugabe von Füllstoffen. Zur gezielten Bewertung des Füllstoffeinflusses wurden deshalb aus den PP-Compoundproben ohne und mit 25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK-Modifikation Zugstab-Probekörper vom Typ Campus Geometrie B nach DIN EN ISO 3167 ohne Textilverstärkung hergestellt. Um den Prozesseinfluss bei der Probekörperherstellung möglichst gering zu halten, wurden alle Probekörper auf einer Standard-Spritzgießmaschine unter analogen Prozessbedingungen im eingeschwungenen Zustand produziert (Tabelle 3.5).

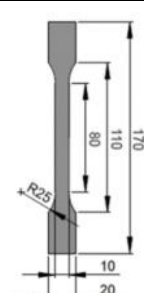
Bezeichnung		PP-Compound	Probekörper
Prozessparameter	Einheit	Wert	Zugstab-Probekörper
Schmelzetemperatur	[°C]	230	 [Maße in mm] Dicke: d=4,0 mm
Werkzeugtemperatur	[°C]	25	
Plastifizierweg	[mm]	45	
Einspritzgeschwindigkeit	[mm/s]	30	
Spezifischer Spritzdruck	[bar]	470	
Nachdruckhöhe	[bar]	250	
Nachdruckzeit	[s]	15	
Restkühlzeit	[s]	35	

Tabelle 3.5 Prozessparameter und Probekörpergeometrie der im Spritzguss-Verfahren hergestellten PP-Compound Zugstab-Probekörper

3.2.3 Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung

Das viskoelastische Werkstoffverhalten von Polymeren kann neben den verwendeten Füllstoffen auch vom Verarbeitungsverfahren verändert werden. Zur Abschätzung des Prozesseinflusses der Intervall-Heißpresstechnologie wurden deshalb aus Compoundproben ohne und mit 25 Vol.-%, 50 Vol.-% und 65 Vol.-% GHK-Modifikation Halbzeug-Probekörper der Dicke 2,0 mm im Schmelze-Direktverfahren ohne Endlosfaserverstärkung hergestellt und anschließend untersucht. Um die Vergleichbarkeit zu Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung zu gewährleisten, wurden die Proben unter analogen Prozessbedingungen produziert. Zur Charakterisierung des Wärmeausdehnungsverhaltens via thermomechanischer Analyse (TMA) wurden Proben der Abmaße 5 x 5 x 2 mm und zur Bewertung des dynamisch-mechanischen Verhaltens (DMA) Proben der Abmaße 50 x 6 x 2 mm mit Hilfe einer Präzisionstrennmaschine vom Typ Secotom 50 (Struers GmbH, Willich, Deutschland) zugeschnitten. Um den textilen Einfluss der in der Verstärkungsebene behinderten Matrixdehnung auf das Wärmeausdehnungsverhalten in Oberflächenrichtung zu berücksichtigen, wurden zusätzlich Proben vom Durchmesser D = 6 mm und der Dicke d = 2 mm mit einem Loch Eisen ausgestanzt, randbündig in Zylinder aus Borosilicatglas [164] eingebettet und

via TMA vermessen. Tabelle 3.6 verdeutlicht die verwendeten Prozessparameter bei der PP-Compound Halbzeugherstellung und die Probekörpergeometrien nach Prüfverfahren.

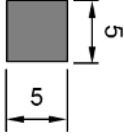
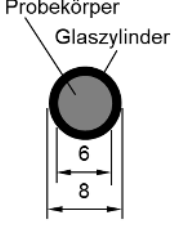
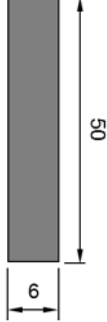
Bezeichnung		PP-Compound	Probekörper		
Prozessparameter	Einheit	Wert	Standard TMA-Probekörper	Modifizierter TMA-Probekörper	DMA-Probekörper
Temperatur Zone 1	[°C]	160			
Temperatur Zone 2	[°C]	230			
Temperatur Zone 3	[°C]	230			
Temperatur Zone 4	[°C]	80			
Temperatur Zone 5	[°C]	40			
Pressdruck	[bar]	20	[Maße in mm] Fläche: A=25 mm ² Dicke: d=2,0 mm	[Maße in mm] Fläche: A~28 mm ² Dicke: d=2,0 mm	[Maße in mm] Dicke: d=2,0 mm
Pressdicke	[mm]	2,0			
Intervallpresszeit	[s]	20			
Intervallvorschub	[mm]	50			

Tabelle 3.6 Prozessparameter und Probekörpergeometrien im Schmelze-Direktverfahren hergestellten PP-Compound Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung

3.2.4 Konsolidierte Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung

Um Grundkenntnisse des Entmischungsvorgangs und die damit verbundene Veränderung der Oberflächengüte unter Berücksichtigung der gesamtmechanischen Eigenschaften zu generieren, wurden voll konsolidierte Halbzeuge mit Endlosfaserverstärkung hergestellt. Hierzu wurden die Compoundproben ohne und mit steigendem Füllstoffgehalt sowie der textilen Hauptverstärkung zu einem zweilagigen Drei-Phasen-Verbundhalbzeug analog Tabelle 3.7 verpresst.

Bezeichnung	Verstärkung	Polymer	Füllstoffart	Füllstoffvolumengehalt
PP+GHK(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%	Glasfaser- Rovinggewebe Körperbindung 2/2 mit 580 g/m ²	PP-Typ BJ100HP	iM16K	0, 10, 20, 25, 30, 40, 50 Vol.-%
PP+2T-AV(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%			Omyacarb 2T - AV	0, 25, 50 Vol.-%
PP+15-GU(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%			Omyacarb 15 - GU	0, 25, 50 Vol.-%
PP+OG(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%			Calibrite OG	0, 25, 50 Vol.-%

Tabelle 3.7 Konsolidierte PP-Compound Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung nach Verstärkung, Polymer, Füllstoffart und Volumengehalt

Zur besseren Übersicht wurde eine spezifische Halbzeug Nomenklatur eingeführt. So wurde beispielsweise ein mit 25 Vol.-% Glashohlkugeln konsolidiertes PP-Organoblech mit Glasfaser-Körpergewebe über die Schreibweise „PP+GHK(25Vol.%) + GF-RG580(2)/41%“ abgekürzt. In der Kurzbezeichnung steht der Klammerzusatz beim Füllstoff für den Füllstoffvolumengehalt (FüVG) in der Ausgangsmatrix vor der Verarbeitung und beim Gewebe für die verwendete Lagenanzahl. Aus nomineller Dicke und Anzahl der Verstärkungslagen sowie deren Flächengewicht resultiert schließlich der Faservolumengehalt (FaVG) des Gesamtverbundsystems, welcher am Ende der Nomenklatur durch einen Schrägstrich abgegrenzt ist. Da es bei geeigneter Partikelgröße während der Herstellung zu einer vollständigen Entmischung kommen soll, müssen die lokal entstehenden Werkstoffphasen neu bezeichnet werden. In Bild 3.1 wurden die betreffenden Raumzonen bereits als Primär- und Sekundärzone definiert, so dass dementsprechend die sich einstellenden Volumenanteile als Füllstoffvolumengehalt (FüVG) in der Primär- und als Filamentvolumengehalt (FiVG) in der Sekundärzone bezeichnet wurden. Aus FaVG und FüVG kann schließlich der Gesamtzusatzstoffvolumengehalt (GeVG) für den Drei-Phasen-Verbund errechnet werden, welcher die Anteile der textilen Phase und der Füllstoffphase addiert.

Von jedem Halbzeug wurden je zirka 5 lfm Mustermaterial im Vollautomatikbetrieb hergestellt und daraus verschiedene Probekörper präpariert. Zur Bewertung des Imprägniergrades wurden Musterplatten der Größe 60 x 60 mm für eine Dichteprüfung zugeschnitten. Um die Konsolidierung zu prüfen wurden Mikroskopie Proben der Abmaße 30 x 20 mm ausgesägt. Die Oberflächengüte wurde an Musterplatten der Größe 190 x 155 mm bestimmt. Für das mechanische Verhalten wurden Proben der Außenmaße 250 x 25 mm und 80 x 25 mm ausgefräst. Tabelle 3.8 verdeutlicht die wesentlichen Prozessparameter zur Halbzeugherstellung und gibt einen Gesamtüberblick aller entnommenen PP-Compound Probekörper und deren Größenverhältnisse.

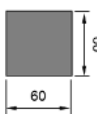
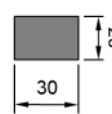
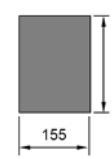
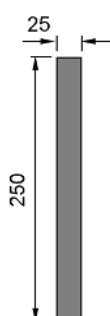
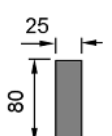
Bezeichnung		PP-Compound	Probekörper				
Prozessparameter	Einheit	Wert	Dichte Probe	Mikroskopie Probe	Oberflächen-Probekörper	Zugstab-Probekörper	Biege-Probekörper
Temperatur Zone 1	[°C]	160					
Temperatur Zone 2	[°C]	230					
Temperatur Zone 3	[°C]	230					
Temperatur Zone 4	[°C]	80					
Temperatur Zone 5	[°C]	40					
Pressdruck	[bar]	20					
Pressdicke	[mm]	2,0					
Intervallpresszeit	[s]	20 bzw. 40	[Maße in mm]				
Intervallvorschub	[mm]	50	Dicke: d=1,1 mm				

Tabelle 3.8 Prozessparameter und Probekörpergeometrien der im Intervall-Heißpressverfahren hergestellten PP-Compound Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung

3.2.5 Nachkonsolidierte Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung

Hildebrandt [15] hat in seinen Untersuchungen den Einfluss der Weiterverarbeitung auf die Oberflächengüte bei optimalen Abformbedingungen mit einem Verbesserungspotenzial von bis zu 50 % nachgewiesen. Um den Einfluss der Formgebung in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts zu evaluieren, wurden ausgewählte Halbzeuge einem Stempel-Umformprozess nach Müller [48] unterzogen. Zur Charakterisierung des Temperatureinflusses auf die Oberflächeneigenschaften wurden voll konsolidierte PP-Compound Halbzeugplatten der Abmaßen 400 x 300 mm sowohl unter isothermer, als auch unter variothermer Werkzeugumgebung verpresst.

Da eine dreidimensionale Umformung durch die winkelabhängige Faserscherung die Topographie der Oberfläche beeinflussen kann, wurde der Umformvorgang auf eine zweidimensionale Platte mit unterschiedlichen Strukturbereichen und einem zentralen Hochglanzbereich beschränkt. Zusätzlich wurde der Randbereich der Platte entfernt, um Einflüsse durch Temperaturabfall sowie Handlingsystem auszublenden. Tabelle 3.9 verdeutlicht die nachkonsolidierten Halbzeugproben nach Verstärkung, Matrix, Füllstoffart und Volumengehalt. In Tabelle 3.10 sind die Prozessbedingungen des isothermen und des variothermen Stempelumformens sowie die abgeformte Probekörpergeometrie dargestellt.

Bezeichnung	Verstärkung	Matrix	Füllstoffart	Volumengehalt
PP+GHK(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%/ Isotherm	Glasfaser-Rovinggewebe Körperbindung 2/2 mit 580 g/m ²	PP	GHK-Typ iM16K	0, 25, 50 Vol.-%
PP+GHK(xVol.%) + GF-RG580(2)/41%/ Variotherm	Glasfaser-Rovinggewebe Körperbindung 2/2 mit 580 g/m ²	PP	GHK-Typ iM16K	0, 25, 50 Vol.-%

Tabelle 3.9 Nachkonsolidierte Halbzeugproben nach Füllstoffart und Volumengehalt

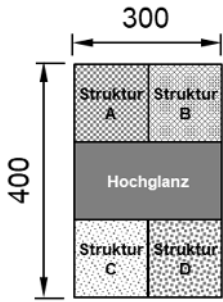
Bezeichnung		PP-Compound isotherm	PP-Compound variotherm	Probekörper
Prozessparameter	Einheit	Wert	Wert	Oberflächen-Probekörper
Temperatur WKZ-Umformen	[°C]	40	185	 [Maße in mm] Dicke: d=1,1 mm
Temperatur WKZ Entformen	[°C]	40	85	
IR-Temperatur	[°C]	220	220	
IR-Heizleistung	[%]	100	100	
IR-Durchwärmzeit	[s]	10	10	
Presskraft	[kN]	1500	1500	
Kühlzeit	[s]	30	180	
Zykluszeit	[s]	75	330	

Tabelle 3.10 Prozessparameter und Probekörpergeometrie der im Stempel-Umformverfahren nachkonsolidierten PP-Compound Halbzeugproben mit Endlosfaserverstärkung

3.3 Anlagentechnik

Wie zu Beginn gefordert kommt zur Herstellung und Weiterverarbeitung der untersuchten Werkstoffe und Probekörper ausschließlich CE-konforme Anlagentechnik in produktionsnahem Maßstab zum Einsatz. Auch wenn zur Oberflächenbewertung aufgrund der Messgenauigkeit nur sehr kleine Messflächen gewählt werden, erreichen die hergestellten Halbzeuge und Bauteile anwendungsnahe Dimensionen, so dass eine einfache, industrielle Skalierung der untersuchten Werkstoffe ermöglicht werden kann.

3.3.1 Doppelschneckenextruder

Zur Modifikation der Matrix wurde ein gleichlaufender Doppelschneckenextruder vom Typ ZSE HP27/GL-40 D (Leistritz AG, Nürnberg, Deutschland) verwendet (Bild 3.7 links). Der Extruder mit einem Schneekendurchmesser von 27 mm verfügt bei einer Schneckenlänge von 40 D über 9 Raster. Gravimetrische Dosierwagen ermöglichen die genaue Zuführung der Füllstoffe bei voreingestellter Drehzahl. Über eine Doppelstrangdüse wird das homogenisierte Compound auf zwei Stränge aufgeteilt, über ein 2 m langes Wasserbad abgekühlt und mittels eines Kaltstranggranulators granuliert (Bild 3.7 rechts).

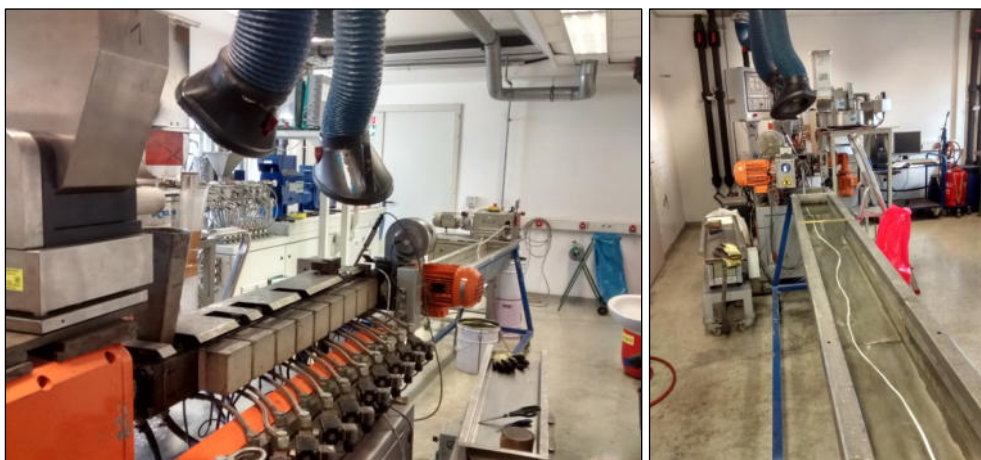


*Bild 3.7 Doppelschneckenextruder zur Modifikation der Matrixmaterialien
links: Doppelschneckenextruder vom Typ ZSE HP27/GL-40 D
rechts: Extrudierter Doppelstrang mit 2 m langer Wasserbadkühlung*

3.3.2 Spritzgießmaschine

Die Zugstab-Probekörper wurden auf einer Standard-Spritzgießmaschine vom Typ 125-390-60 CZ (KraussMaffei Technologies GmbH, München, Deutschland) hergestellt (Bild 3.8 links). Über eine hydraulische Zwei-Platten Schließereinheit kann die Maschine bis zu 1250 kN Schließkraft aufbauen. Das horizontale Spritzaggregat hat bei einem Schneckendurchmesser von 40 mm ein maximales Spritzvolumen von 200 cm³ bei 1800 bar spezifischem Einspritzdruck. Als Formwerkzeug diente ein Kaltkanalwerkzeug mit Stangenanguss und runder Verteilerscheibe. Das Werkzeug bietet generell die Möglichkeit in einem Schuss 9 Prüfkörper unterschiedlicher Geometrien gleichzeitig herzustellen (Bild 3.8 rechts). Der Zugstab-Probekörper (rot eingerahmt) ist über einen weiteren, 5 x 4 mm breiten Kaltkanalverteiler in unteren Bereich der Trennebene an die Verteilerscheibe angebunden. Auf diese Weise erfährt das zu verspritzende Compound bei der Umlenkung wenig Scherung, so dass eine Schädigung der Füllstoffe, speziell der GHK, vermieden wurde.



Bild 3.8 *Spritzgießmaschine zur Herstellung der Zugstab-Probekörper
links: Standard-Spritzgießmaschine vom Typ 125-390-60 CZ
rechts: Gespritzter Zugstab-Probekörper mit Stangenanguss und runder
Verteilerscheibe*

3.3.3 Intervall-Heißpresse

Alle untersuchten Halbzeuge wurden auf einer Intervall-Heißpresse vom Typ HP007 (Teubert Maschinenbau GmbH, Blumberg, Deutschland) hergestellt (Bild 3.9 links). Hauptvorteil der Anlage ist, dass die Matrixkomponente aus der Granulatform über eine adaptierte Plastifiziereinheit mit angeschlossenem Heißkanalverteiler-Werkzeug direkt auf das zu imprägnierende Textil aufgetragen werden kann. Dadurch ist es möglich modifizierte Werkstoffe auf materialschonende Art und Weise im Vorfeld des eigentlichen Halbzeug-Herstellungsprozesses aufzuschmelzen und in entsprechender Menge zu dosieren. Das aufplastifizierte Polymergemisch wird über sechszehn Nadelverschlussdüsen in Form von extrudierten Schmelzesträngen in die Mittellage des textilen Aufbaus während der Transportphase ausgetragen (Bild 3.9 rechts). Auf diese Weise können Materialwechsel direkt im laufenden Prozess unter analogen Prozessbedingungen durchgeführt werden. So wurden in einem einzigen Pressendurchlauf online die unterschiedlichen Füllstoffvolumenanteile in Form eines Polymer-Compound-Gemisches variiert und deren Einfluss auf Entmischung und Verteilung bewertet. Über eine Einlaufschräge am Eingang des eigentlichen Pressenwerkzeugs werden die Schmelzestränge zunächst zu einem flächig homogenen Polymerfilm verpresst. Anschließend erfolgen die Phasen der Makro- und Mikroimprägnierung, gefolgt von der Konsolidierungs- und schließlich der Solidifikationsphase. Dieses Verfahrensprinzip hat gegenüber konventionellen Methoden wie der Film-Stacking- oder PrePreg-Fertigung den Vorteil, dass die im Textil befindliche Luft nicht nur seitlich, sondern auch flächig entweichen kann. Zudem werden die Textillagen an die Oberfläche gepresst, so dass das Laminat aufgrund der optimalen Faserrandlage sehr gute Biegeeigenschaften besitzt. Nachteilig sind jedoch die schwerer zu benetzenden Decklagen, da die Faserbündel im trockenen Zustand zunächst gegen das Trennmittel gepresst werden, ein Umfließen mit Matrix damit erschwert wird.



Bild 3.9 *Intervall-Heißpresse zur Herstellung der konsolidierten Halbzeugproben*
 links: Intervall-Heißpresse vom Typ HP007
 rechts: Heißkanalverteiler-Werkzeug mit sechszehn extrudierten Schmelzesträngen

3.3.4 Umformpresse

Um den Einfluss der Nachkonsolidierung auf die Oberflächengüte modifizierter Organobleche zu untersuchen, wurden auf einer Umformpresse vom Typ LZT-OK-100-SO (Langzauner GmbH, Lambrechten, Österreich) Pressversuche im isothermen und variothermen Stempel-Umformverfahren durchgeführt. Bei der Anlage handelt es sich um eine hydraulische, vertikal schließende Formpresse mit stufenlos regelbarer Schließkraft bis 2000 kN und vollautomatisiertem Handlingsystem (Bild 3.10 links). Zum Aufheizen der Halbzeuge wurden beidseitig horizontal angeordnete, mittelwellige IR-Strahlerfelder vom Typ G14 (Krelus AG, Oberentfelden, Schweiz) in Modulbausweise mit den Abmaßen 600 x 400 mm verwendet. Beide Strahler sind mit der Anlagensteuerung verknüpft, so dass Zeitpunkt, Intensität, Abstand und Heizdauer gezielt auf das zu erwärmende Material abgestimmt werden können. In z-Richtung angebrachte Pyrometer ermöglichen die Erfassung von Oberflächentemperaturen und damit die homogene Erwärmung der Materialien. Als Umformwerkzeug dient ein ebener Struktureinsatz mit unterschiedlichen Oberflächengravuren der Größe 500 x 300 mm (Bild 3.10 rechts). Eine konturnahe Öltemperierung mit kavitätsnahen Temperatursensoren ermöglicht die Nachkonsolidierung unter homogener Temperaturverteilung beider Formhälften getrennt voneinander. Über eine Weiche kann zwischen zwei Ölkreisen hin und her geschaltet werden, um wechselnde Temperturbedingungen realisieren zu können.

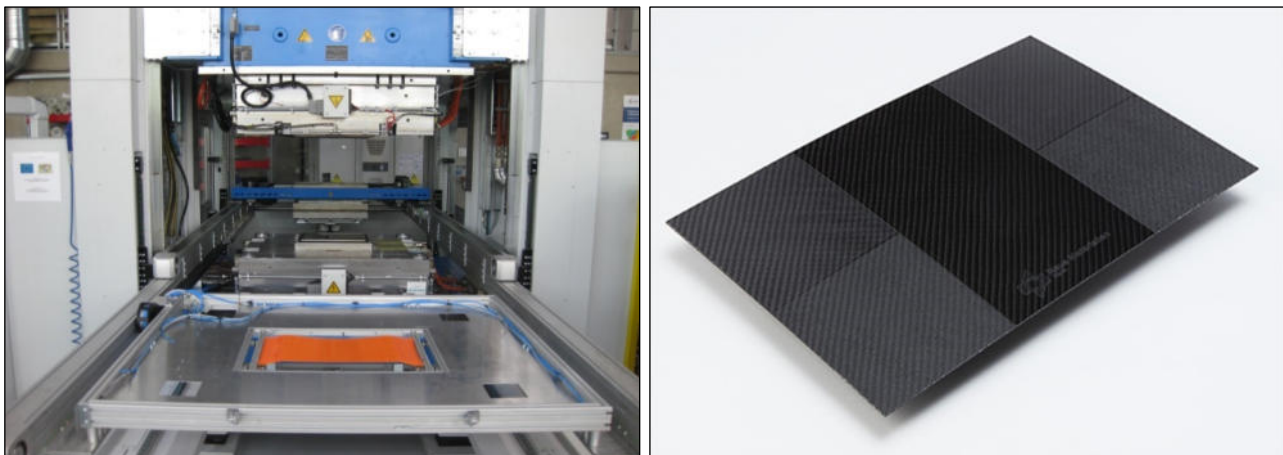


Bild 3.10 *Umformpresse zur Herstellung der nachkonsolidierten Halbzeugproben*
 links: Umformpresse vom Typ LZT-OK-100-SO mit vollautomatisiertem Handling
 rechts: Zweidimensionale, variotherm umgeformte Strukturplatte

4 Versuchsdurchführung

Die durchgeführten Versuche zur Oberflächenmodifikation endlosfaserverstärkter Thermoplaste über Füllstoffe durch textile Filterwirkung dienen dem Grundverständnis zur Verbesserung der Topographie. Zunächst wurden die Ausgangswerkstoffe analysiert und die Möglichkeiten und Grenzen der Werkstoffanpassung über Compoundierung sowie die daraus resultierenden Verhaltensänderungen untersucht. Ein weiteres Hauptaugenmerk lag auf der Charakterisierung der viskoelastischen Eigenschaften der modifizierten Matrix ohne Einfluss der Textilverstärkung. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es Erkenntnisse über die Möglichkeiten und Grenzen der lokalen Anpassung des Werkstoffverhaltens der polymerreichen Primärzone an das Verhalten der imprägnierten Endlosfasern der Sekundärzone zu gewinnen. Um die Einflüsse des dafür notwendigen Entmischungsvorgangs zu verstehen, wurden Füllstoffe mit unterschiedlichen Partikelgrößen untersucht und deren Verarbeitbarkeit über ein Prozessmodell beschrieben. Neben den experimentellen Untersuchungen ist die Vorhersage der sich einstellenden Oberflächengüte in Abhängigkeit der Modifikationsart und -menge ein wesentlicher Bestandteil dieser Arbeit. Die initiierten thermoanalytischen Untersuchungen in Anlehnung an bestehende Normen trugen entscheidend zur realitätsnahen Abbildung bei und stellen deshalb ein wichtiges Bindeglied zwischen Simulation und Realität dar.

4.1 Werkstoffcharakterisierung

4.1.1 Faser- und Partikelanalyse

Ziel der Faser- und Partikelanalyse ist es, die Größenverhältnisse von Faser und Füllstoff so abzustimmen, dass eine optimale Filterwirkung des Textils erzielt werden kann. Der Fokus der Untersuchung liegt demnach auf der Ermittlung der Häufigkeitsverteilung der vorherrschenden Durchmesser beider Werkstoffe. Um die Möglichkeit einer gezielten Werkstoffauswahl zu schaffen, wurde eine einfache Bewertungsmethode angewendet. Aus je drei optischen Messungen wurden die korrespondierenden Durchmesser der gemittelten Verteilungskurve von Füllstoff $d(x)_{Fü}$ und Faser $d(x)_{Fa}$ bei einer Häufigkeit von 10 %, 50 % und 90 % sowie des häufigsten Durchmessers der kumulierten Volumenverteilung bestimmt, zueinander ins Verhältnis gesetzt und daraus das Realverhältnis $\bar{R}_{real}$ nach Gleichung 4.1 bestimmt. Theoretisch liegt ein idealer Entmischungsvorgang vor, als bald sich alle Verhältnisse zu größer gleich eins ergeben. Bei Realverhältnissen von $R_{real} \gg 1$ stellt sich zwar eine sehr guter Entmischungsvorgang ein, jedoch nimmt im Umkehrschluss die zu erwartende Oberflächengüte des Verbundes aufgrund der größer werdenden Füllstoffpartikel ab. Bei Realverhältnissen von $R_{real} < 1$ wird die Entmischung behindert, bei $R_{real} \ll 1$ kommt es wegen Verstopfung der Faserrandbereiche zu geringer bis keiner Imprägnierung mehr, so dass das Idealverhältnis sein Optimum bei $\bar{R}_{ideal} = 1$ haben muss.

$$R(x)_{real} = \frac{d(x)_{Fü}}{d(x)_{Fa}} \rightarrow \bar{R}_{ideal} = 1 \quad \text{Gleichung (4.1)}$$

mit: $R(x)_{real}$ = Realverhältnis von korrespondierenden Faser- zu Partikeldurchmesser
 $\bar{R}_{ideal}$ = Idealverhältnis von korrespondierenden Faser- zu Partikeldurchmesser
 $d(x)_{Fü}$ = Korrespondierender Partikeldurchmesser bei einer Häufigkeit von x Vol.-%
 $d(x)_{Fa}$ = Korrespondierender Faserdurchmesser bei einer Häufigkeit von x Vol.-%

Die Bestimmung der Fasergrößenverteilungskurve erfolgte an konsolidierten Verbundproben durch geometrische Vermessung über lichtmikroskopische Aufnahmen. Aus unmodifizierten Halbzeugen vom Typ PP+GF-RG580(2)/41% (Kapitel 3.2.4) wurden mit der Schlagschere rechteckige Proben der Abmaße 30 mm x 50 mm zugeschnitten und in Epoxidharz eingebettet. Um den Einfluss der Schlagschere im Randbereich zu eliminieren, wurde etwa 1/3 (ca. 10 mm) der ausgehärteten Probe mit Hilfe eines Discotoms abgesägt. Die Probenpräparation erfolgte im Automatikbetrieb des Schleifsystems vom Typ TegraPol-31 (Struers GmbH; Willich, Deutschland) mittels Schleifvorgang der Körnungen 220, 320, 500, 800, 1200 und 2400. Die Schleifdauer betrug 3 min bis 5 min bei 10 N Anpressdruck und 150 U/min der Schleifscheibe. Anschließend erfolgten Polierschritte mit lösungsfreien Diamantsuspensionen der Partikelgrößen 6 µm, 3 µm und 1 µm sowie

lösungsmittelfreiem Schmiermittel bei 3-minütigem Automatikbetrieb und 10 N Anpressdruck. Nach jeder Polierstufe wurden die Proben im Ultraschallbad gereinigt, mit destilliertem Wasser abgespült und mit Druckluft getrocknet. Für die Erstellung der Aufnahmen wurde das Lichtmikroskop vom Typ Axioskop 2 MAT (Carl Zeiss Microscopy GmbH, Jena, Deutschland) eingesetzt. Zur Erzielung eines hohen Kontrasts wurden folgende Einstellungen am Mikroskop verwendet [142]:

- Weißabgleich → Vergleichbarkeit der Aufnahmen
- Farbeinstellungen/Kontrast: 1,4 → Sichtbarkeit der Füllstoffpartikel erhöhen
- Dunkelfeld → Hoher Kontrast
- Große Aperturblende → Höhere Helligkeit im Dunkelfeld
- Belichtungszeit: 40 ms
- Schärfefilter: ein
- Verwendete Vergrößerungen:
 - 50-fach-Objektiv: ca. 85 % manuelle Lichtintensität → Übersicht Gesamtprobe
 - 100-fach-Objektiv: ca. 75 % manuelle Lichtintensität → Detailaufnahmen
 - 200-fach-Objektiv: ca. 75 % manuelle Lichtintensität → Detailaufnahmen
 - 500-fach-Objektiv: ca. 75 % manuelle Lichtintensität → Detailaufnahmen

An drei Messstellen von Detailaufnahmen mit 200-facher Vergrößerung wurden die Durchmesser von je circa 90 Faserquerschnitten gemessen und als Datensatz ausgelesen. Anschließend wurde die Häufigkeitsverteilung der vorherrschenden Faserdurchmesser (Fasergrößenverteilungskurve) im Bereich zwischen 10 μm und 30 μm bei einer 5 % Durchmesserzunahme ermittelt und die prozentualen Volumenanteile n_{Faser} über dem Faserdurchmesser D_{Faser} in halblogarithmischer Darstellung aufgetragen. Zur Berechnung der Realverhältnisse wurden die korrespondierenden Faserkenngrößen $d_{10_{Fa}}$, $d_{50_{Fa}}$, $d_{90_{Fa}}$ und $d_{max_{Fa}}$ der Verteilungskurve im Bereich zwischen 10 μm und 30 μm bei einer 0,5 % Durchmesserzunahme bestimmt.

Zur Charakterisierung der verwendeten Füllstoffe wurde eine Partikelanalyse im Nass- und im Trockenmessverfahren durch Laserstreulichtmessung angelehnt an ISO 13320:2009 durchgeführt. Die Nassmessungen erfolgten auf einem Laserbeugungs-Partikelgrößenmessgerät vom Typ Mastersizer 3000 (Malvern Instruments Ltd, Malvern, Großbritannien) mit der Eintauch-Nassdispergiereinheit Hydro EV in destilliertem Wasser. Die Trockenmessungen erfolgten auf einem Partikelgrößenmessgerät vom Typ LS13320 (Beckman Coulter GmbH, Krefeld, Deutschland). Je etwa 2g der pulverförmigen Füllstoffe wurden einer Dreifach-Bestimmung der Partikelvolumenanteile $n_{Partikel}$ in Abhängigkeit der Partikeldurchmesser $D_{Partikel}$ unterzogen und daraus per Softwareauswertung die Mittelwertkurven mittels Fraunhofer Beugung errechnet. Um einen sinnvollen Vergleich der Partikelgrößenverteilung (Füllstoffgrößenverteilungskurve) zum verwendeten Faserwerkstoff herzustellen, wurden die Häufigkeitsverteilung der vorherrschenden Partikeldurchmesser bei einer 10 % Durchmesserzunahme im Bereich zwischen 0,1 μm und 2000 μm ermittelt und in halblogarithmischer Darstellung aufgetragen. Zur Berechnung der Realverhältnisse wurden die korrespondierenden Partikelkenngrößen $d_{10_{Fü}}$, $d_{50_{Fü}}$, $d_{90_{Fü}}$ und $d_{max_{Fü}}$ über die Gerätesoftware bestimmt und in Relation zu den Faserkenngrößen gesetzt.

4.1.2 Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC)

Um Veränderungen des Prozessfensters beim Imprägnieren und Konsolidieren von modifizierten Drei-Phasen-Verbunden zu bewerten, wurde eine DSC-Analyse gemäß DIN EN ISO 11357-1 mit einer Heiz- und Kühlrate von 10 K/min. zwischen 0 und 200°C bei einer Einwaage von circa 500 mg durchgeführt. Die Messung erfolgte auf einem Typ Q 2000 TMDSC (TA Instruments, New Castle, USA) unter Stickstoffatmosphäre. Zur Bewertung der thermischen und mechanischen Belastung des Compoundierprozesses wurden Granulatproben des teilkristallinen PP ohne und mit 50 Vol.-% GHK-Modifikation einer Zweifach-Messung unterzogen. Durch diese Vorgehensweise können zusätzlich Veränderungen des Schmelzprofils bzw. Glasübergangs über einen Vergleich des ersten und zweiten Aufheizvorgangs ermittelt werden. Ausgewertet wurden die beim ersten und zweiten Aufheizen vorherrschenden extrapolierten Anfangstemperaturen $T_{efm(1)}$ und $T_{efm(2)}$, die Peaktemperaturen $T_{pm(1)}$ und $T_{pm(2)}$ und die Schmelzenthalpie $\Delta H_{m(1)}$ und $\Delta H_{m(2)}$ beim

Schmelzvorgang sowie der extrapolierte Beginn der Rekristallisation T_{eic} , die Peaktemperatur T_{pc} und die Enthalpieänderung ΔH_c beim Abkühlen des teilkristallinen PP. Die Aufheiz- und Abkühlraten können sich aufgrund der fehlenden Endlosverstärkung vom realen Halbzeug mit Verstärkung unterscheiden, jedoch würden eingebundene Filamente den Prozesseinfluss stark minimieren und somit eine Bewertung der Vorgeschichte massiv unterdrücken. Es ist demnach zu erwarten, dass Verhaltensänderungen der matrixreichen Primärzone durch Modifikation auf diesem Weg realitätsnah abgebildet werden können.

4.1.3 Rotationsviskositätsmessungen (Rotvis)

Wie in Kapitel 2.1.3 beschrieben ist zur vollständigen Imprägnierung endlosfaserverstärkter Thermoplaste die Temperatur und daraus resultierend die Matrixviskosität eine entscheidende Größe. Bei einem durch Füllstoffe modifiziertem Compound kann wie in Kapitel 2.2.4 dargestellt eine deutliche Veränderung der Fließfähigkeit im Vergleich zum Basispolymer eintreten. Durch den angestrebten Entmischungsvorgang findet jedoch während der Verarbeitung eine Aufteilung der vorherrschenden Fließbedingungen in der Imprägnierphase statt. Während die Primärzone durch schwerer fließende, modifizierte Matrix imprägniert werden muss (Makroimprägnierung), muss die Sekundärzone wegen des Entmischungsvorgangs lediglich durch das Basispolymer durchdrungen werden (Mikroimprägnierung). Der entscheidende Vorteil liegt demnach darin, dass die Viskosität des Basispolymers nicht zusätzlich durch Füllstoffe erhöht wird, um die von Haus aus schwer zu imprägnierenden, engen Bereiche im Faserbündelinneren zu tränken. Ziel der Rotvis-Messungen ist es, dieses Verhalten zu messen und dementsprechend zu beschreiben.

Die Messungen wurden deshalb sowohl an Granulatproben des reinen PP-Basispolymers, als auch an Granulatproben der modifizierten PP-Typen mit 25 Vol.-% und 50 Vol.-% Füllstoffgehalt durchgeführt. Um die im Intervall-Heißpressverfahren vorherrschende äußerst geringe Scherung zu bewerten, wurde mit einem Rotationsviskosimeter vom Typ Discovery HR-2 (TA Instruments, New Castle, USA) bei einer konstanten Frequenz von 1 Hz und oszillierender Belastung zwischen 0 % und 1000 % Deformation die komplexe Viskosität bestimmt (Platte/Platte-Aufbau). Um die Veränderung des Fließverhaltens zu verstehen, wurden die Messungen an PP und an PP-Compoundproben bei Temperaturen von 200 °C, 230 °C und 260 °C durchgeführt. Die Auswertung erfolgte anhand von Mittelwertkurven von je drei Messungen, bei denen die Nullviskosität bei 1 % Deformation (quasi-newtonscher Bereich) und die Verarbeitungviskosität bei 10 % Deformation (geringe Scherung) für die genannte Geschwindigkeit bestimmt wurde. Die Nullviskosität entspricht dabei näherungsweise dem Startpunkt der Imprägnierung, die Verarbeitungviskosität der fortschreitenden Imprägnierung.

4.1.4 pVT-Messung (pVT)

Zur Bestimmung des spezifischen Volumens als Funktion von Temperatur und Druck wurden isobare Prüfungen der Materialkompressibilität angelehnt an ISO 17744:2004 durchgeführt. Um ein Grundverständnis für das sich ändernde spezifische Volumen unter Zugabe von Füllstoffen zu bekommen, wurden die Messungen an Granulatproben des reinen PP-Basispolymers sowie an Compound-Granulatproben mit 50 Vol.-% GHK Modifikation durchgeführt. Die Prüfungen wurden auf einem pVT-Messgerät vom Typ PVT 500 (GÖTTFERT Werkstoff-Prüfmaschinen GmbH, Buchen, Deutschland) bei einer Abkühlrate von 2 K/min im Temperaturbereich von 200 °C bis 70 °C und bei Drücken von 200 bar, 400 bar, 800 bar, 1200 bar und 1600 bar durchgeführt. Um das temperaturabhängige Verhalten der Dichte bei niedrigem Druck zu charakterisieren, wurde die ermittelten Messkurven über das 2-Domain TAIT-Modell [161] zu niedrigeren Drücken und Temperaturen interpoliert und vergleichend dargestellt. Ausgewertet wurde das spezifische Volumen beider Werkstoffe bei einem Druck von 20 bar im Temperaturbereich zwischen -20 °C und 220 °C.

4.1.5 Thermomechanische Analyse (TMA)

Mit Hilfe eines Dilatometers kann die Ausdehnung eines Festkörpers in Abhängigkeit der Temperatur ermittelt und daraus der lineare thermische Längenausdehnungskoeffizient α berechnet werden. Zur Bestimmung der Ausdehnungsveränderung über Füllstoffe wurde deshalb eine thermomechanische

Analyse nach ISO 11359-2 an unmodifizierten PP-Proben und an Granulatproben mit 25 Vol.-%, 50 Vol.-% und 65 Vol.-% GHK Modifikation durchgeführt. Um die thermische und mechanische Vorgeschichte der Polymermatrix zu berücksichtigen und gleichzeitig den mechanischen Einfluss der Endlosfasern auszuschließen, wurde eine Dreifach-Messung an Halbzeugproben ohne Faserverstärkung durchgeführt. Um den textilen Einfluss der in der Verstärkungsebene behinderten Matrixausdehnung auf das Wärmeausdehnungsverhalten der modifizierten Primärzone in Oberflächenrichtung zu berücksichtigen, wurden zudem Dreifach-Messungen an in Glaszylindern eingebetteten Halbzeugproben ohne Faserverstärkung durchgeführt. Um die Ausdehnung im Bereich der unmodifizierten Sekundärzone zu bestimmen wurden Fünffach-Prüfungen an imprägnierten, unidirektionalen Faserbündeln gleicher Fadentypen und FiVG durchgeführt. Die Messungen erfolgten auf einem Messgerät vom Typ Q 400 TMA (TA Instruments, New Castle, USA) im Temperaturbereich zwischen -40 °C, 140 °C und -40 °C bei 0,05 N Auflast. Die gesägten, unverstärkten und verstärkten Proben der Abmaße 5 x 5 x 2 mm wurden in allen drei Raumrichtungen (x, y, z) vermessen. Die gestanzten und im Glaszylinder eingebetteten Proben vom Durchmesser 6 mm wurden hingegen nur in z-Richtung vermessen. Ausgewertet wurden Mittelwertkurven des richtungsabhängigen Längenausdehnungskoeffizienten $\alpha_{x,y,z}$ zwischen -30 °C, 130 °C und -30 °C aller Proben beim Aufheiz- und Abkühlvorgang sowie die Realwerte und prozentualen Verhältnisse von α bei 23 °C und 120 °C.

4.1.6 Dynamisch - Mechanische Analyse (DMA)

Die dynamisch-mechanische Analyse liefert Aussagen über den Verlauf mechanischer Eigenschaften unter wechselnder Belastung als Funktion der Temperatur, Zeit und/oder Frequenz [164]. Um die einhergehende Veränderung der Polymere in der Primärzone unter Zugabe von Füllstoffen bewerten zu können, wurden gesägte PP-Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung ohne und mit 25 Vol.-%, 50 Vol.-% und 65 Vol.-% GHK-Modifikation der Maße 50 x 6 x 2 mm im Zugversuch bei einer Heizrate 2 K/min und einer Frequenz von 1 Hz im Temperaturbereich zwischen -40 °C und 165 °C schwingend belastet. Die Proben wurden bei einer Einspannlänge von ca. 30 mm in einem Messgerät des Typs Eplexor 500 N (NETZSCH GABO Instruments GmbH, Ahlden, Deutschland) unter statischer Vorstreckung von 0,06 % mit 0,02 % dynamischer Dehnung geprüft. Ausgewertet wurde der komplexe Modul E^* , der Speichermodul E' , der Verlustmodul E'' und der Verlustfaktor $\tan \delta$ angelehnt an DIN EN ISO 6721-1:2011. Um die Veränderung des viskoelastischen Verhaltens der Polymere durch Füllstoffe zu bewerten wurden zusätzlich Retardationsversuche angelehnt an DIN 899-1:2017 an PP-Probekörpern ohne und mit 50 Vol.-% GHK-Modifikation durchgeführt. Die Proben wurden auf analogem Messgerät mit einer konstanten Vorspannung von 2 MPa beaufschlagt und die Längenänderung über der Zeit bei konstanter Temperatur von 23 °C und 70 °C gemessen. Ausgewertet wurde die Dehnraten nach 30 s, 60 s und 180 s.

4.2 Versuche zur Oberflächenmodifikation

Zur Bewertung der sich einstellenden Oberflächengüte endlosfaserverstärkter Thermoplaste unter Zugabe von Füllstoffen wurden an unterschiedlichen Stellen der Prozesskette Versuche zur Oberflächenmodifikation durchgeführt und ausgewertet. Um die Veränderung des viskoelastischen Verhaltens der PP-Matrix unter Zugabe von Füllstoffen in der Primärzone unabhängig der Verstärkung zu analysieren, wurde das mechanische Verhalten an spritzgegossenen Zugstab-Probekörpern ohne und mit 25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK Modifikation untersucht. Ein wesentlicher Schritt zur Reduktion der Oberflächenwelligkeit ist die in Kapitel 3.2 beschriebene, lokale Anreicherung der Primärzone mit Füllstoffen durch einen Filtereffekt des Textils. Um den Entmischungsvorgang eines PP-Compounds während der Verarbeitung zu verstehen, wurden Imprägnierstudien zur textilen Filterwirkung mit verschiedenen Füllstoffarten durchgeführt und ausgewertet. Zur Erkenntnissteigerung wurde in einem weiteren Untersuchungsschritt die Herstellung vollständig imprägnierter und konsolidierter Drei-Phasen-Verbunde in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes untersucht. Da die finale Oberfläche eines endlosfaserverstärkten Thermoplast-Bauteils meist erst in einem zweiten Verarbeitungsschritt entsteht und dieser Prozessschritt massiv die entstehende Topographie beeinflussen kann, wurden modifizierte Halbzeuge unter unterschiedlichen Bedingungen nachkonsolidiert und bewertet.

4.2.1 Matrixmodifikation

Zur Herstellung vollständig imprägnierter endlosfaserverstärkter, thermoplastischer Drei-Phasen-Verbunde muss zunächst wie in Kapitel 3.2 beschrieben in einem vorgelagerten Prozessschritt die dritte Phase einem der beiden Grundwerkstoffe, also der Füllstoff der thermoplastischen Matrix und/oder der textilen Verstärkung, zugeführt werden. Da die verwendete Intervall-Heißpresse über die Möglichkeit der Schmelze-Direktverarbeitung aus der Granulatform verfügt, bietet es sich an die zu untersuchenden Polymere über Compoundierung im Vorfeld der eigentlichen Halbzeug-Herstellung mit entsprechend geeigneten Füllstoffen auszustatten. Ein wesentlicher Vorteil dabei ist, dass zur grundlegenden Werkstoffcharakterisierung sofort ein Materialverbund zur Verfügung steht, welcher analysiert werden kann. Ein weiterer Vorteil ergibt sich dadurch, dass praktisch jeder FÜVG durch Mischen der modifizierten Compoundtype mit Basispolymer kurzfristig erzeugt werden kann, der kleiner oder gleich dem Ausgangscompound ist. Somit ist es möglich, feinfühlig die Grenze der maximalen Modifikationskonzentration herauszuarbeiten.

In einen ersten Fertigungsschritt wurden verschiedene Polymer-Füllstoff-Verbunde auf dem vorgestellten Doppelschneckenextruder hergestellt und untersucht. Vor dem eigentlichen Compoundiervorgang wurde zunächst eine Förderstudie durchgeführt, um zu testen, welche maximale Menge eines jeweiligen Füllstoffs von der Dosiereinheit noch kontrolliert gefördert werden kann. Abhängig von der förderfähigen Menge des Füllstoffs wurde die Fördermenge der benötigten PP-Basis eingestellt, womit sich dementsprechend die Förderströme der Anlage ergeben. Der Extruder selbst wurde mit 11 Förder-, 3 Knet- und einem Scherelement im Standardsteckaufbau gefahren. Das Kunststoffgranulat wurde über eine Spiralschnecke vor dem ersten Raster gravimetrisch zugeführt, aufgeschmolzen und homogenisiert. Anschließend wurden die Füllstoffe über eine gravimetrische Seitenbeschickung ebenfalls via Spiralschnecke zwischen Raster drei und vier zugeführt. Zwischen Raster vier und neun erfolgte die Vermischung, Homogenisierung und Entgasung des Gemischs. Das gefüllte Compound (Masterbatch) wurde ohne weitere Filterung über eine Doppelstrangdüse extrudiert, im Wasserbad bei etwa 25 °C abgekühlt und regranuliert. Der gewählte Versuchsplan zur Modifikation des PP-Basispolymers kann Tabelle 4.1 entnommen werden.

Bezeichnung	Füllstoff- volumengehalt FüVG [Vol.-%]	Zylindertemperaturen T _{Raster} [°C]										Drehzahl N [U/min]	Dosierleistung D [kg/h]	
		1	2	3	4	5	6	7	8	9	Düse		Extruder	Granulat
PP+GHK Masterbatch	25	210	220	230	230	230	240	240	240	240	240	100	6,84	1,16
	50												2,95	1,50
	65												2,06	1,94
PP+CaCO ₃ Masterbatch	25	210	220	230	230	230	240	240	240	240	240	90	4,00	4,00
	50												1,00	3,00

Tabelle 4.1 Versuchsplan zur Modifikation des PP-Basispolymers mit den verschiedenen Füllstoffarten und Füllstoffvolumengehalten

Geprüft wurde neben den in Kapitel 4.1 bereits genannten Charakterisierungsmethoden zur DSC, Rotvis- und pVT-Messung der tatsächliche Füllstoffgehalt und der Restfeuchteanteil nach einer Lagerungszeit von ca. 3 Wochen. Zur Ermittlung des tatsächlichen Füllstoffgehalts im Masterbatch wurde ein Veraschungstest nach DIN EN ISO 1172:1998 an den mit 50 Vol.-% GHK (iM16K) und CaCO₃ (Typ: Omyacarb 2T-AV) modifizierten PP-Proben durchgeführt. Jeweils drei etwa 2 g schwere PP + 50 Vol.-% GHK Masterbatch-Granulatproben wurden über ein Rampenprogramm auf 400 °C bei einer Haltezeit von 20 Minuten und anschließend auf 625 °C bei einer Haltezeit von 40 Minuten erhitzt. Analoge PP + 50 Vol.-% CaCO₃ Masterbatch-Granulatproben wurden per Rampenprogramm auf 200 °C bei einer Haltezeit von 20 Minuten und anschließend auf 400 °C bei einer Haltezeit von 40 Minuten erhitzt. Das Gewicht aller Proben wurde direkt vor und nach dem Veraschen ermittelt. Ausgewertet wurden die Einzelwerte, der Mittelwert und die Standardabweichung der Ist-Volumenanteile von Füllstoff im Polymer.

Der Feuchtegehalt wurde angelehnt an die ASTM D6980 - 04: „*Standard Test Method for Determination of Moisture in Plastics by Loss in Weight*“ auf einem Feuchtemessgerät vom Typ DLT 100-3 (Kern & Sohn GmbH, Balingen, Deutschland) bestimmt. Etwa 15 g modifiziertes Compoundgranulat wurde bei 130 °C erhitzt und dabei kontinuierlich das Gewicht gemessen. Fällt die Gewichtsabnahme unter 1 mg/90 s wurde die Messung beendet und das Anfangsgewicht zum Endgewicht in Relation gesetzt. Ausgewertet wurden jeweils drei Proben des mit GHK (iM16K) und CaCO₃ (Typ: Omyacarb 2T-AV) modifizierten PP vom Typ BJ100HP vor (0 h), während (5 h) und nach (22 h) der Trocknung (Zeitpunkt) im Mehrkammer-Trockenlufttrockner vom Typ TTM 4/50 EST (Gerco Technik GmbH, Ennigerloh, Deutschland) bei 80 °C Trocknungstemperatur.

4.2.2 Mechanisches Verhalten der modifizierten Matrix

Füllstoffe verändern wie in Kapitel 2.2.4 beschrieben die Eigenschaften polymerer Werkstoffe in Abhängigkeit von Größe, Form, Anteil, Haftung und Kompatibilität des Zusatzes. Zur dauerhaften Verbesserung einer FVK-Oberfläche spielt neben der Reduktion des Ausdehnungsverhaltens das mechanische Verhalten in Abhängigkeit der Zeit eine wichtige Rolle [167]. Zur Charakterisierung dieses Verhaltens wurden im Temperatureinsatzbereich an je fünf Zugstab-Probekörper der Abmaße 170 mm x 20 mm vom Typ Campus Geometrie B (Tabelle 3.5) an Proben ohne Textilverstärkung in Anlehnung an die Industrienormen DIN EN ISO 527-1:2012, DIN EN ISO 899-1:2017 und DIN 53441:1984 (bereits erloschen) ohne und mit 25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK Modifikation Zugprüfungen durchgeführt. Alle Prüfungen fanden auf einer Universal-Prüfmaschine vom Typ AllroundLine Z100 (Zwick GmbH & Co. KG, Ulm, Deutschland) unter Normbedingungen statt, wobei für die Prüfungen unter Temperatureinfluss ein Umluftofen vom Typ EC 26B (Severn Furnaces Limited, Dursley, Großbritannien) verwendet wurde. Alle Versuche wurden bei Prüftemperaturen von 23 °C und 70 °C durchgeführt. Die Messung der Probentemperatur erfolgte mittig über ein aufgeklebtes Thermoelement vom Typ K auf der Oberfläche der Probekörper. Um den Einfluss unterschiedlicher Belastungen auf das Kriech- und Relaxationsverhalten näher zu bewerten, wurden bei den Versuchen die Anfangsspannungen zwischen 2 MPa, 3 MPa und 5 MPa variiert. Alle Proben wurden vor der jeweiligen Prüfung im Umluftofen bei 80 °C für mindestens 8 h getrocknet („+“ in Tabelle 4.2).

Um den Verarbeitungseinfluss der Intervall-Heißpresse zu bewerten, wurde das Kriech- und Relaxationsverhalten der spritzgegossenen Zugstab-Probekörper an gepressten Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung gegengeprüft. Zu diesem Zweck wurden die Versuche der DMA aus Kapitel 4.1.6 ausgeweitet und an PP-Proben ohne und mit 50 Vol.-% GHK Modifikation der Abmaße 50 x 6 x 2 mm (Tabelle 3.6) im Zugversuch bei 70 °C das Kriechverhalten bei einer Anfangsspannung von 2 MPa und das Relaxationsverhalten bei einer Anfangsspannung von 5 MPa geprüft („#“ in Tabelle 4.2).

Werkstoff	Zugversuch (DIN 527-1)		Kriechversuch (DIN 899-1)		Relaxationsversuch (DIN 53441)	
	23°C	70°C	23°C	70°C	23°C	70°C
PP ohne GHK	+	+	+	+/#	+	+/#
PP+25Vol.-%GHK	+	+	+	+	+	+
PP+50Vol.-%GHK	+	+	+	+/#	+	+/#

Tabelle 4.2 Versuchsplan zur Charakterisierung des mechanischen Materialverhaltens modifizierter Polymersysteme an Zugstab(+)- und IVHP(#)-Probekörpern

Ausgewertet wurden Mittelwertkurven mit Standardabweichung der gemessenen Einzelprüfungen von jeweils fünf Campus-Probekörpern. Bei den Zugversuchen wurden der Elastizitätsmodul, die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung gegenübergestellt. Bei den Kriechversuchen wurde die Kriechdehnung und bei den Relaxationsversuchen der Spannungsabfall nach 180 s erfasst und verglichen. Bei den IVHP-Halbzeugproben wurde jeweils nur eine Vergleichsmessung bei analoger Auswertung durchgeführt.

4.2.3 Textile Filterwirkung

Um den Vorgang der textilen Filterwirkung zu untersuchen wurden die in Kapitel 3.1 vorgestellten thermoplastischen Matrixwerkstoffe mit den genannten Glasfasergeweben und den definierten Füllstoffen zu modifizierten Halbzeugen verpresst. Um den Fortgang des sich einstellenden Entmischungsvorgangs in Abhängigkeit der Werkstoffkombination zu bewerten, wurde eine „Imprägnierstudie“ unter Variation der Presszeit t_{press} und des Füllstoffvolumengehalts FüVG durchgeführt (Tabelle 4.3). Unter dem Begriff „Imprägnierstudie“ wird dabei der zeitliche Verlauf der Imprägnierung verstanden, ähnlich wie das Füllverhalten eines Bauteils über eine Füllstudie beim Spritzgießen abgebildet werden kann. Um ein geeignetes Grundsetup der Anlage zu finden, wurden im Vorfeld der Untersuchung Versuche ohne Modifikation durchgeführt und in Abhängigkeit des Basishalbzeugs ein geeigneter Betriebspunkt am oberen Verarbeitungsbereich definiert (Tabelle 4.4). Eine abgeschlossene Imprägnierung (Imprägniergrad $D_{Imp.} > 98\%$, Gleichung 2.2) konnte für die gewählten Werkstoffkombinationen ohne Modifikation bei einer Presszeit $t_{press} = 30$ s bei angepasstem Temperaturprofil identifiziert werden. Für die Versuche mit Modifikation wurde zur Bewertung des Fortgangs der Entmischung die Presszeit um ± 10 s variiert.

Werkstoff	Presszeit t_{press}	
	20 s	40 s
Matrixwerkstoff	PP-Typ BJ100HP	
Verstärkungsstoff	GW124-580K2-E35 (41 Vol.%)	
Füllstoff	Füllstoffvolumengehalt (FüVG)	
iM16k	0, 25, 50 Vol.-%	0, 25, 50 Vol.-%
Omyacarb 2T - AV	0, 25, 50 Vol.-%	0, 25, 50 Vol.-%
Omyacarb 15 - GU	0, 25, 50 Vol.-%	0, 25, 50 Vol.-%
Calibrite OG	0, 25, 50 Vol.-%	0, 25, 50 Vol.-%

Tabelle 4.3 Versuchsplan der auf der Intervall-Heißpresse durchgeführten Imprägnierstudie zur Bewertung der textilen Filterwirkung bei Verwendung unterschiedlicher Füllstoffe

Bezeichnung	Parametersetup Intervall-Heißpresse					
	Verfahren [-]	Temperaturprofil T_{Presse} [°C]	Pressdruck $p_{spezifisch}$ [bar]	Pressdicke s [mm]	Vorschub l [mm]	Matrixvolumen V [ccm]
PP + Füllstoff + Textil	IVHP-SD	160-230-230-80-40	20	1,0	50	22

Tabelle 4.4 Konstant gewählter Betriebspunkt der Intervall-Heißpresse im oberen Verarbeitungsbereich der untersuchten Werkstoffkombinationen

Zunächst wurden die hergestellten Halbzeuge visuell begutachtet. Das äußere Erscheinungsbild wurde an Proben der Größe $190 \times 155 \text{ mm}^2$ im Gegenlicht photographisch dokumentiert und vergleichend bewertet. Um ein optisches Grundverständnis der textilen Filterwirkung zu erhalten, wurden anschließend lichtmikroskopische Aufnahmen erstellt und bewertet. Die Probenpräparation wurde analog zu der in Kapitel 4.1.1 vorgestellten Vorgehensweise durchgeführt.

Zur detaillierten Bewertung des fortschreitenden, textilen Entmischungsvorgangs in Abhängigkeit von Füllstoffart und -menge sowie Presszeit t_{press} wurde der Imprägniergrad herangezogen. Zur physikalischen Bestimmung des Imprägniergrades wurde eine modifizierte Dichtebestimmung über Eintauchverfahren angelehnt an DIN EN ISO 1183-1:2013 durchgeführt. Die Prüfung erfolgte in frisch deionisiertem Wasser unter Normbedingungen (23°C , 50 % rel. LF) mit einer Feinwaage vom Typ LP 1200 S (Sartorius AG, Göttingen, Deutschland). Die Messungen wurden an je drei Probekörpern der Größe $60 \times 60 \text{ mm}^2$ jeder Werkstoffkombination durchgeführt, wobei jeweils eine Probe aus dem mittleren Bereich und je eine Probe aus dem Randbereich der hergestellten Halbzeugplatten entnommen wurde. Um die Zuverlässigkeit der Messung zu erhöhen, wurde jede

Messung dreifach wiederholt. Um zusätzlich eine mögliche Beeinflussung der Messdaten durch Wasseraufnahme unimprägnierter Faserbereiche von nicht vollständig getränkten Faserzonen im Faserbündelinneren zu berücksichtigen, wurde neben der Bestimmung der scheinbaren Masse $m_{S,A-vor}$ der Probekörper in Luft vor dem Eintauchvorgang und der scheinbaren Masse $m_{S,IL}$ der Probekörper in der Eintauchflüssigkeit direkt nach dem Eintauchvorgang die scheinbare Masse $m_{S,A-nach}$ der Probekörper in Luft erneut bestimmt. Hierzu wurde die Probenoberfläche direkt nach der Entnahme aus dem Wasserbad mit einem saugfähigen Tuch auf beiden Seiten vorsichtig getrocknet und anschließend verwogen. Die Gleichung zur Berechnung der Verbunddicke ρ_V der Probekörper wurde so erweitert, dass die sich ergebende Differenz der scheinbaren Massen vor $m_{S,A-vor}$ und nach $m_{S,A-nach}$ dem Eintauchvorgang von der Masse $m_{S,IL}$ der Probekörper in der Eintauchflüssigkeit subtrahiert wurde. Die Berechnung der 3-Phasen-Verbunddicke ρ_{3PV} erfolgte anschließend nach Gleichung 4.2.

$$\rho_{3PV} = \frac{m(t)_{S,A-vor} \cdot \rho(T)_{IL}}{m(t)_{S,A-vor} - (m(t)_{S,IL} - (m(t)_{S,A-nach} - m(t)_{S,A-vor}))} \quad \text{Gleichung (4.2)}$$

mit: ρ_{3PV} = Verbunddicke des modifizierten 3-Phasen-Verbundes
 $\rho(T)_{IL}$ = bestimmte Dichte der Eintauchflüssigkeit bei der Temperatur T
 $m(t)_{S,A-vor}$ = scheinbare Masse der Probekörper in Luft vor der Eintauchflüssigkeit zum Zeitpunkt t_1
 $m(t)_{S,IL}$ = scheinbare Masse der Probekörper in der Eintauchflüssigkeit zum Zeitpunkt t_2
 $m(t)_{S,A-nach}$ = scheinbare Masse der oberflächengetrockneten Probekörper in Luft nach der Eintauchflüssigkeit zum Zeitpunkt t_3

Aus der durchgeführten Dreifach-Bestimmung der Verbunddicke ρ_{3PV} wurde die mittlere Verbunddicke $\bar{\rho}_{3PV}$ und deren Standardabweichung ermittelt. Aus dem Verhältnis der mittleren Verbunddicke $\bar{\rho}_{3PV}$ zur berechneten Verbunddicke $\rho_{theo.3PV}$ des Drei-Phasen-Verbundes wurde der Imprägniergrad $D_{Imp.3PV}$ nach Gleichung 2.4 bestimmt. Die berechnete Verbunddicke $\rho_{theo.3PV}$ kann aus den Dichten der Einzelkomponenten Matrix, Faser und Füllstoff und den entsprechenden Volumenverhältnissen FaVG und FüVG hergeleitet werden und ergibt sich nach Gleichung 4.3 zu:

$$\rho_{theo.3PV} = \varphi_{Fa} \cdot \rho_{Fa} + \{[(1 - \varphi_{Fü}) \cdot \rho_{Ma} + \varphi_{Fü} \cdot \rho_{Fü}] \cdot (1 - \varphi_{Fa})\} \quad \text{Gleichung (4.3)}$$

mit: $\rho_{theo.3PV}$ = berechnete Verbunddicke des modifizierten 3-Phasen-Verbundes
 ρ_{Fa} = Dichte der Faser
 ρ_{Ma} = Dichte der Matrix
 $\rho_{Fü}$ = Dichte des Füllstoffs
 φ_{Fa} = Faservolumengehalt (FaVG)
 $\varphi_{Fü}$ = Füllstoffvolumengehalt (FüVG)

4.2.4 Herstellung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde

Um aussagekräftige Versuche zur Herstellung von imprägnierten Drei-Phasen-Verbunden mit einer lokalen Anhäufung von Füllstoffen in der Primärzone durchführen zu können, ist es zunächst notwendig die sich einstellenden Volumenverhältnisse der Einzelbestandteile bezogen auf das Gesamtsystem zu definieren. Nach Ehrenstein wird der Volumengehalt φ aus dem Quotienten des Volumens eines Bestandteils $V_{Bestand}$ zum Volumen des Gesamtsystems V_{Gesamt} nach Gleichung 4.4 definiert [17].

$$\varphi_{Bestand} = \frac{V_{Bestand}}{V_{Gesamt}} \quad \text{Gleichung (4.4)}$$

mit: $\varphi_{Bestand}$ = Volumengehalt des Bestandteils
 $V_{Bestand}$ = Volumenanteil des Bestandteils
 V_{Gesamt} = Volumenanteil des Gesamtsystems

Bei theoretischer Betrachtung eines vollständig imprägnierten Zwei-Phasen-Verbundes bestehend aus Endlosfasern und Matrixpolymer ergibt sich der Volumengehalt des Gesamtsystems φ_{Ges} aus der Summe des FaVG φ_{Fa} und des MaVG φ_{Ma} nach Gleichung 4.5 zu eins:

$$\varphi_{Ges} = \varphi_{Fa} + \varphi_{Ma} = 1 \quad \text{Gleichung (4.5)}$$

mit: φ_{Ges} = Gesamtsystemvolumengehalt
 φ_{Fa} = Faservolumengehalt im Zwei-Phasen-Verbund
 φ_{Ma} = Matrixvolumengehalt im Zwei-Phasen-Verbund

Ohne lokale Dickenunterschiede des Laminats kann der FaVG φ_{Fa} für einen n-lagigen Textilaufbau aus dem Flächengewicht des Textils M_A , der Dichte der Filamente ρ_{Fi} und der Dicke d des fertigen Halbzeugs nach Gleichung 4.6 berechnet werden [163]. Bei den hier untersuchten, zweilagigen Halbzeugen wird der FaVG in allen Aufbauten (Zwei- und Drei-Phasen-Verbund) konstant gehalten und entspricht rechnerisch 40,6 Vol.-%.

$$\varphi_{Fa} = \frac{n \cdot M_A}{\rho_{Fi} \cdot d} \quad \text{Gleichung (4.6)}$$

mit: φ_{Fa} = Faservolumengehalt im Zwei-Phasen-Verbund
 n = Anzahl textiler Verstärkungslagen
 M_A = Textiles Flächengewicht
 ρ_{Fi} = Dichte der Filamente
 d = Halbzeugdicke

Bei der Laminatherstellung werden durch die Imprägnierung Faserbündel mit Matrix getränkt, wodurch sich die Geometrie und damit der Faserbündelvolumengehalt von φ_{Fb} zu φ_{Fb}' im Gesamtsystem ändert. Folglich nimmt der Matrixvolumengehalt in der Primärzone $\varphi_{Ma,P}$ ab und in der Sekundärzone $\varphi_{Ma,S}$ zu und es stellt sich im Inneren der Bündel der FiVG φ_{Fi}^* ein. Da sich die Verhältnisse in Abhängigkeit der gewählten Werkstoffe prozessabhängig ergeben, ist eine rechnerische Vorhersage nur schwer möglich, weshalb φ_{Fb}' meist analytisch bestimmt werden muss. Zu diesem Zweck wurde eine Faserbündelanalyse mit Hilfe von Schliiffbildern vollständig imprägnierter Faserbündel über das Lichtmikroskop vom Typ Axioskop 2 MAT (Carl Zeiss Microscopy GmbH, Jena, Deutschland) durchgeführt und bei einer Stichprobenanzahl von $n = 10$ die Faserbündelgeometrie und Flächenverhältnisse anhand von Messungen bestimmt. Ausgewertet wurden die Ellipsenhalbachsen a und b sowie die Abstände e der Faserbündel in Form von Mittelwert und Standardabweichung. Zur Bestimmung von φ_{Fi}^* wurde zunächst die theoretische Faserbündelfläche A_{Fb} vor der Verarbeitung ins Verhältnis zur mittleren Faserbündelfläche $\overline{A_{Fb}}'$ nach der Verarbeitung gesetzt, wobei A_{Fb} bei minimaler Packungsdichte unter Verwendung der mittleren Filamentdurchmesser $\overline{d_{Fi}}$ und der Filamentanzahl n_{Fi} (über Tex-Zahl aus Datenblatt) nach Gleichung 4.7 bis 4.9 berechnet wurde. Um die Ergebnisse zu überprüfen wurde der berechnete FiVG φ_{Fi}^* anschließend mit einer Phasenanalyse überprüft und verglichen. Hierzu wurden die im Inneren der Faserbündel vorherrschenden Flächenverhältnisse von Fasern und Matrix bei einem Farbschwellwert von 124 getrennt und per Softwareanalyse über das Programm Olympus Stream Image Analysis (Olympus Industrial, Essex, UK) ausgewertet.

$$A_{Fb} = 1,093 \cdot n_{Fi} \cdot \frac{\overline{d_{Fi}}^2 \pi}{4} \quad \text{mit } n_{Fi} = \frac{4 \cdot n_{tex}}{\rho_{Fi} \cdot l_{tex} \cdot \overline{d_{Fi}}^2 \pi} \quad \text{Gleichung (4.7)}$$

$$\overline{A_{Fb}}' = \bar{a} \cdot \bar{b} \cdot \pi \quad \text{Gleichung (4.8)}$$

$$\varphi_{Fi}^* = \frac{A_{Fb}}{\overline{A_{Fb}}'} \cdot 100\% \quad \text{Gleichung (4.9)}$$

mit: $\frac{A_{Fb}}{\overline{A_{Fb}}'}$ = Theoretische Faserbündelfläche vor der Verarbeitung
= Berechnete mittlere Faserbündelfläche nach der Verarbeitung

$\overline{d_{Fi}}$	= Mittlerer Filamentdurchmesser
n_{Fi}	= Filamentanzahl im Faserbündel
$\bar{a}, \bar{b}$	= Mittlere Faserhalbachsen
φ_{Fi}^*	= Filamentvolumengehalt im Faserbündel nach der Verarbeitung

Unterteilt man das Gesamtsystem in die Einzelbestandteile der Primär- und Sekundärzone vor und nach der Verarbeitung, können unter der Annahme, dass keine Luft im System vorhanden ist, kein Materialverlust stattfindet und alle Bestandteile geschlossen vorherrschen, die sich einstellenden Volumenverhältnisse $\varphi_{Ma,P}'$ und $\varphi_{Ma,S}'$ des Gesamtsystems aus den Volumenverhältnissen φ_{Fi}^* und $\varphi_{Po,S}^*$ der Einzelbestandteile nach der Verarbeitung berechnet werden (Tabelle 4.5).

	„Vor der Verarbeitung“			„Nach der Verarbeitung“		
Gesamtsystem	φ_{Ma}	$\varphi_{Fa} = \varphi_{Fb}$	Verarbeitung (T,p,t)	$\varphi_{Ma,P}'$	φ_{Fb}'	
Phase	Matrix	Fasern			$\varphi_{Ma,S}'$	φ_{Fa}'
Einzelbestandteil	$\varphi_{Po,P}$	$\varphi_{Fb} = \varphi_{Fi}$		Primär Matrix	Sekundär Matrix	Fasern
Zone	Primärzone	Sekundärzone		$\varphi_{Po,P}^*$	$\varphi_{Po,S}^*$	φ_{Fi}^*
					φ_{Fb}^*	
				Primärzone	Sekundärzone	

Tabelle 4.5 Schematische Darstellung der Volumenverhältnisse eines Zwei-Phasen-Verbundes nach Gesamtsystem und Einzelbestandteile vor und nach der Verarbeitung

Werden FaVG und FiVG nach Gleichung 4.10 in Relation gesetzt, kann das Faserverhältnis R_{Fa} des Verbundes ermittelt werden. Wenn das Faserbündel nach der Herstellung vollständig imprägniert ist, ergibt sich der Volumenanteil der Sekundärmatrix entsprechend des reziproken Verhältnisses im Gesamtsystem (Gleichung 4.11). MaVG abzüglich MaVG_{sekundär} ergeben somit den primären Matrixvolumengehalt $\varphi_{Ma,P}'$ des Laminats nach Gleichung 4.12.

$$R_{Fa} = \frac{\varphi_{Fi}^*}{\varphi_{Fa}'} \quad \text{Gleichung (4.10)}$$

$$\varphi_{Ma,S}' = \frac{\varphi_{Po,S}^*}{R_{Fa}} \quad \text{Gleichung (4.11)}$$

$$\varphi_{Ma,P}' = \varphi_{Ma} - \varphi_{Ma,S}' \quad \text{Gleichung (4.12)}$$

mit: R_{Fa} = Faserverhältnis des Zwei-Phasen-Verbundes
 φ_{Fi}^* = Filamentvolumengehalt im Faserbündel als Einzelbestandteil
 φ_{Fa}' = Faservolumengehalt im Gesamtsystem
 $\varphi_{Ma,S}'$ = Sekundärer Matrixvolumengehalt im Gesamtsystem
 $\varphi_{Po,S}^*$ = Sekundärer Polymervolumengehalt im Faserbündel als Einzelbestandteil
 $\varphi_{Ma,P}'$ = Primärer Matrixvolumengehalt im Gesamtsystem
 φ_{Ma} = Matrixvolumengehalt im Gesamtsystem

Für einen imprägnierten Drei-Phasen-Verbund muss die Berechnung weiter untergliedert und um den Füllstoffvolumengehalt FÜVG erweitert werden. In Bezug auf das Gesamtsystem ergibt sich der Gesamtsystemvolumengehalt φ_{Ges} nun aus der Summe von FaVG φ_{Fa} , MaVG φ_{Ma} und FÜVG $\varphi_{Fü}$ nach Gleichung 4.13 zu eins. Zusätzlich kann für die Feststoffanteile des Verbundes aus der Summe von φ_{Fa} und $\varphi_{Fü}$ der Gesamtzusatzstoffvolumengehalt GesVG φ_{GesZu} nach Gleichung 4.14 berechnet werden.

$$\varphi_{Ges} = \varphi_{Fa} + \varphi_{Ma} + \varphi_{Fü} = 1 \quad \text{Gleichung (4.13)}$$

$$\varphi_{GesZu} = \varphi_{Fa} + \varphi_{Fü} < 1 \quad \text{Gleichung (4.14)}$$

mit: φ_{Ges} = Gesamtsystemvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{Fa} = Faservolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{Ma} = Matrixvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 $\varphi_{Fü}$ = Füllstoffvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{GesZu} = Gesamtzusatzstoffvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund

Wird die Matrix im Vorfeld der Herstellung mit Füllstoffen modifiziert, reduziert sich der MaVG φ_{Ma} bezogen auf das Gesamtsystem in Abhängigkeit des eincompoundierten Füllstoffvolumengehalts FÜVG $\varphi_{Fü,M}$ zu MaVG φ_{Ma}^* (Gleichung 4.15). Der FÜVG $\varphi_{Fü}$ berechnet sich aus dem Produkt von MaVG φ_{Ma} und eincompoundierten Füllstoffvolumengehalt FÜVG $\varphi_{Fü,M}$ nach Gleichung 4.16. Wird modifizierte Matrix zwischen zwei Textillagen zugeführt, ergibt sich mit dem MaVG $\varphi_{Ma} = 1 - \varphi_{Fa}$ nach Gleichung 4.5 und dem auf das Matrixvolumen bezogenen FÜVG $\varphi_{Fü,M}$ nach Gleichung 4.16 für den Gesamtzusatzstoffvolumengehalt φ_{GesZu} folgender Zusammenhang (Gleichung 4.17):

$$\varphi_{Ma}^* = \varphi_{Ma} \cdot (1 - \varphi_{Fü,M}) \quad \text{Gleichung (4.15)}$$

$$\varphi_{Fü} = \varphi_{Ma} \cdot \varphi_{Fü,M} \quad \text{Gleichung (4.16)}$$

$$\varphi_{GesZu} = \varphi_{Fa} + (1 - \varphi_{Fa}) \cdot \varphi_{Fü,M} \quad \text{Gleichung (4.17)}$$

mit: φ_{Ma}^* = Matrixvolumengehalt des gefüllten Compounds im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{Ma} = Matrixvolumengehalt des ungefüllten Compounds im Zwei-Phasen-Verbund
 $\varphi_{Fü,M}$ = Füllstoffvolumengehalt des gefüllten Compounds
 $\varphi_{Fü}$ = Füllstoffvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{GesZu} = Gesamtzusatzstoffvolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund
 φ_{Fa} = Faservolumengehalt im Drei-Phasen-Verbund

Unter der Annahme, dass sich bei geeigneter Wahl der Füllstoffpartikel ein vollständiger und homogener Entmischungsvorgang bei gleichzeitig vollständiger Imprägnierung der Faserbündel einstellt, gelangt reines Matrixpolymer aus der Primärzone zwischen die Filamente des Textils und wird dadurch ein Teil der Sekundärzone, während sich die Füllstoffpartikel in der Primärzone anreichern. Im Gesamtsystem nimmt folglich in der Primärzone der Matrixvolumengehalt MaVG des gefüllten Compounds von φ_{Ma}^* zu $\varphi_{Ma,P}'$ ab und der Füllstoffvolumengehalt FÜVG erhöht sich von $\varphi_{Fü}$ zu $\varphi_{Fü}'$ (Bild 4.1).

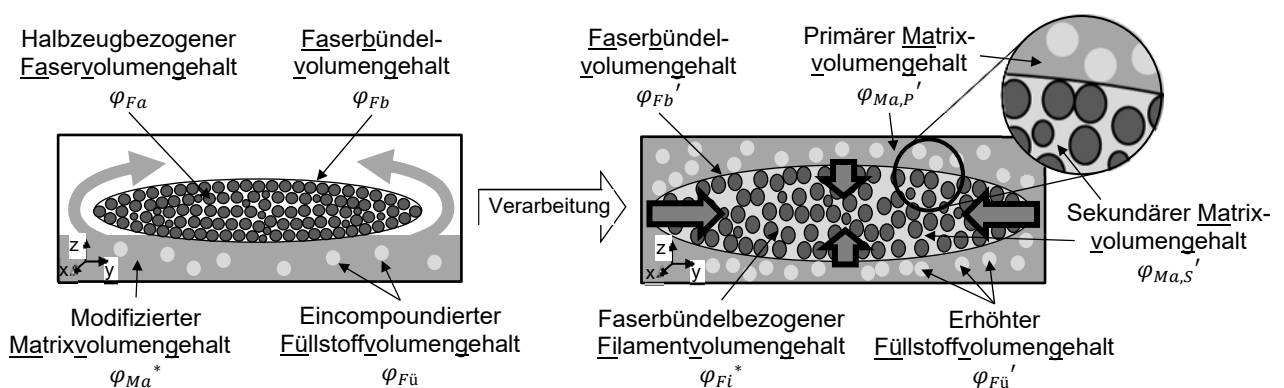


Bild 4.1 Schematische Darstellung der Volumenverhältnisse des Gesamtsystems vor (links) und nach (rechts) der Entmischung eines modifizierten 3-Phasen-Verbundes

Um die Volumenvorgänge auf einfache Art beschreiben zu können, wurde in Kapitel 3.2 für die Matrixabnahme in der Primärzone der primäre Matrixvolumengehalt MaVG_{primär} $\varphi_{Ma,P}$ und für die Matrixzunahme in der Sekundärzone der sekundäre Matrixvolumengehalt MaVG_{sekundär} $\varphi_{Ma,S}$ eingeführt. Als Ergebnis umgibt bei vollständig abgeschlossener Imprägnierung der MaVG_{primär} $\varphi_{Ma,P}'$ die Faserbündel, während sich der MaVG_{sekundär} $\varphi_{Ma,S}'$ zwischen den Filamenten einstellt. Da die sich einstellenden Volumenverhältnisse durch die Füllstoffmodifikation beeinflusst

werden können, wurden erneut Schliffbilder vollständig imprägnierter Faserbündel mit 50 Vol.-% GHK Modifikation über das Lichtmikroskop ausgewertet und bei einer Stichprobenanzahl von $n = 10$ die Faserbündelgeometrie und Flächenverhältnisse bestimmt. Analog zu den unmodifizierten Zwei-Phasen-Verbunden wurden die Ellipsenhalfachsen a und b sowie der Abstand e in Form von Mittelwert und Standardabweichung ausgewertet und φ_{Fi}^* nach Gleichung 4.7 bis 4.9 erneut berechnet (Tabelle 4.6).

„Vor der Verarbeitung“			
Gesamtsystem	φ_{Com}		$\varphi_{Fa} = \varphi_{Fb}$
	$\varphi_{Fü}$	φ_{Ma}^*	
Phase	Füllstoff	Matrix	Fasern
Einzelbestandteil	$\varphi_{Fü,M}$	$\varphi_{Po,P}$	$\varphi_{Fb} = \varphi_{Fi}$
Zone	Primärzone		Sekundärzone

„Nach der Verarbeitung“			
φ_{Com}'		φ_{Fb}'	
$\varphi_{Fü}'$	$\varphi_{Ma,P}'$	$\varphi_{Ma,S}'$	φ_{Fa}'
Füllstoff	Primär Matrix	Sekundär Matrix	Fasern
$\varphi_{Fü,M}^*$	$\varphi_{Po,P}^*$	$\varphi_{Po,S}^*$	φ_{Fi}^*
φ_P^*		φ_{Eb}^*	
Primärzone		Sekundärzone	

Tabelle 4.6 Schematische Darstellung der Volumenverhältnisse eines Drei-Phasen-Verbundes nach Gesamtsystem und Einzelbestandteile vor und nach der Verarbeitung

Zur Verbesserung der Oberflächengüte ist die Erhöhung des Füllstoffgehalts in der Primärzone und somit die Kenntnis von $\varphi_{Fü,M}^*$ nach der Imprägnierung entscheidend. Unter der Annahme, dass nach der Verarbeitung keine Filamente außerhalb der Bündelgrenzen vorherrschen, kein Füllstoff im Inneren der Bündel vorliegt, kein Füllstoffverlust auftritt und die Füllstoffe sich homogen in der Primärzone verteilen, kann aus Gleichung 4.12 der sich einstellende $\text{MaVG}_{\text{primär}} \varphi_{Ma,P}'$ ermittelt werden, wenn gleich zur Berechnung die modifizierte Matrix φ_{Ma}^* nach Gleichung 4.15 verwendet werden muss. Aus dem Verhältnis des Compoundvolumens vor φ_{Com} und nach φ_{Com}' textiler Filterwirkung kann nun der erhöhte FüVG $\varphi_{Fü,M}^*$ berechnet werden (Gleichung 4.18):

$$\varphi_{Fü,M}^* = \frac{\varphi_{Com} \cdot \varphi_{Fü,M}}{\varphi_{Com}'} \cdot 100\% \quad \text{Gleichung (4.18)}$$

mit: $\varphi_{Fü,M}^*$ = Füllstoffvolumengehalt der Primärzone nach der Filterung
 φ_{Com} = Compoundvolumengehalt des Gesamtsystems vor der Verarbeitung
 $\varphi_{Fü,M}$ = Füllstoffvolumengehalt des gefüllten Compounds vor der Filterung
 φ_{Com}' = Compoundvolumengehalt des Gesamtsystems nach der Verarbeitung

Zur Vorhersage der sich einstellenden Volumenverhältnisse stehen nun alle Kenngrößen zur Verfügung, um den theoretisch idealen Füllstoffanteil zur vollständigen Schwindungskompensation zu berechnen. Nun stellt sich in der Praxis die Frage, ob der benötigte Füllstoffvolumengehalt als Compound hergestellt und anschließend zu einem vollständig entmischten und imprägnierten Drei-Phasen-Verbund weiterverarbeitet werden kann? Um die maximal mögliche Füllstoffmenge in einem endlosfaserverstärkten Drei-Phasen-Verbundsystem herauszufinden wurden modifizierte Halbzeuge mit 0, 10, 20, 25, 30, 40 und 50 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix PP hergestellt und deren Eigenschaften untersucht (Tabelle 4.7).

Werkstoff	Presszeit t_{press}	
	20 s	40 s
Matrixwerkstoff	PP	
Verstärkungsstoff	GW124-580K2-E35	
Füllstoff	iM16k	
Füllstoffvolumengehalt (FüVG)	0, 10, 20, 25, 30, 40, 50 Vol.-%	0, 10, 20, 25, 30, 40, 50 Vol.-%

Tabelle 4.7 Versuchsplan zur Bewertung der maximal möglichen Füllstoffmenge in einem endlosfaserverstärkten Drei-Phasen-Verbundsystem

Um den benötigten Füllstoffvolumengehalt in der Ausgangsmatrix flexibel einstellen zu können, wurde das mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Compound mit entsprechender Menge Basispolymer auf die jeweilige Füllstoffmenge heruntergeblendet. Da sich das notwendige Mischungsverhältnis über eine Waage gewichtsbezogen einfacher einstellen lässt als volumenbezogen, wurde unter Verwendung der linearen Mischungsregel der FüVG in den Füllstoffmassengehalt FüMG $\xi_{Fü}$ nach Gleichung 4.19 umgerechnet. Zur Erzeugung einer vorgegebenen Masse eines definiert abgeblendeten Modifikationsgemischs m_{Com} muss eine gewichtsbezogene Masse an 50 Vol.-% modifizierter Matrix $m_{Ma(50\%)}$ mit einer gewichtsbezogene Masse an Basispolymer m_{Ma} nach Tabelle 4.8 vermengt werden. Die Mischmassen können aus dem umgerechneten FüMG nach Gleichung 4.20 und 4.21 berechnet werden.

$$\xi_{Fü} = \frac{\rho_{Fü} \cdot \phi_{Fü}}{\rho_{Fü} \cdot \phi_{Fü} + \rho_{Ma} \cdot (1 - \phi_{Fü})} \quad \text{Gleichung (4.19)}$$

$$m_{Ma} = m_{Com} \cdot (1 - \xi_{Fü}) - \frac{(m_{Com} \cdot \xi_{Fü}) \cdot (1 - \xi_{Fü(50\%)})}{\xi_{Fü(50\%)}} \quad \text{Gleichung (4.20)}$$

$$m_{Ma(50\%)} = m_{Com} - m_{Ma} \quad \text{Gleichung (4.21)}$$

mit: $\xi_{Fü}$ = Füllstoffmassengehalt
 $\xi_{Fü(50\%)}$ = Füllstoffmassengehalt eines 50 Vol.-% modifizierten Compounds
 $\phi_{Fü}$ = Füllstoffvolumengehalt
 $\rho_{Fü}$ = Dichte des Füllstoffs
 ρ_{Ma} = Dichte der Matrix
 m_{Ma} = Masse der Matrix
 $m_{Ma(50\%)}$ = Masse eines 50 Vol.-% modifizierten Compounds
 m_{Com} = Masse des Compounds

Bezeichnung		Füllstoffvolumenanteil Modifikationsgemisch						
		[Vol.-%]						
		0%	10%	20%	25%	30%	40%	50%
Basispolymer	[kg]	1,000	0,837	0,659	0,563	0,462	0,244	0,000
Masterbatch PP+50 Vol.-%GHK	[kg]	0,000	0,163	0,341	0,437	0,538	0,756	1,000

Tabelle 4.8 Umrechnungstabelle zur Erzeugung eines volumenbezogenen Modifikationsgemischs aus gewichtsbezogenem Basispolymer und modifizierter Polymertypen

Die Modifikationsgemische wurden anschließend mit dem ausgewählten Textilsystem unter Variation der Presszeit t_{press} von 20 s und 40 s zu modifizierten Organoblechen analog des konstant gewählten Betriebspunktes nach Tabelle 4.4 verpresst. Zur Begutachtung wurden Muster analog Kapitel 4.2.3 zunächst visuell, dann per modifizierter Dichtebestimmung und Ableitung des Imprägniergrades bewertet. Schließlich wurden die Oberflächeneigenschaften analog Kapitel 4.3.2 bestimmt.

4.2.5 Nachkonsolidierung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde

Die Art der Nachkonsolidierung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde und das damit verbundene Abformen der Sollgeometrie spielt bei ästhetischen Bauteilanforderungen eine wesentliche Rolle für die entstehende Anmutung eines Formteils. Zur Bewertung des Optimierungspotentials modifizierter Faserverbunde auf die sich einstellende Oberflächengüte wurden Versuche zur Nachkonsolidierung unter Variation der Werkzeugtemperatur durchgeführt. Hierzu wurden Halbzeuge mit 0 Vol.-%, 25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix PP zwischen zwei Formhälften auf der Umformpresse unter konstanten Prozessparametern eben nachkonsolidiert. Nach dem Spannen des Halbzeugzuschnitts in einem Klemmrahmen des Handlingsystems wurde der Aufbau

vollautomatisch in ein IR-Strahlerfeld transportiert und dort zweiseitig erwärmt. Nach Erreichen der Aufwärmtemperatur und Ablauf der Durchwärmzeit wurde der Klemmrahmen in den Formbereich des Werkzeugs gefahren und der Nachkonsolidierungsschritt vollzogen. Durch die Zweidimensionalität des Abformvorgangs können Materialeinflüsse des Textils, beispielsweise durch Gewebescherung, reduziert und damit nahezu ausgeschlossen werden, so dass die entstehende Topographie rein durch die verwendete Modifikationsart und -menge beeinflusst wird. In Bild 4.2 ist der Prozessablauf des isothermen (oben) und des variothermen (unten) Umformvorgangs und in Tabelle 4.9 der Versuchsplan zur Nachkonsolidierung dargestellt.

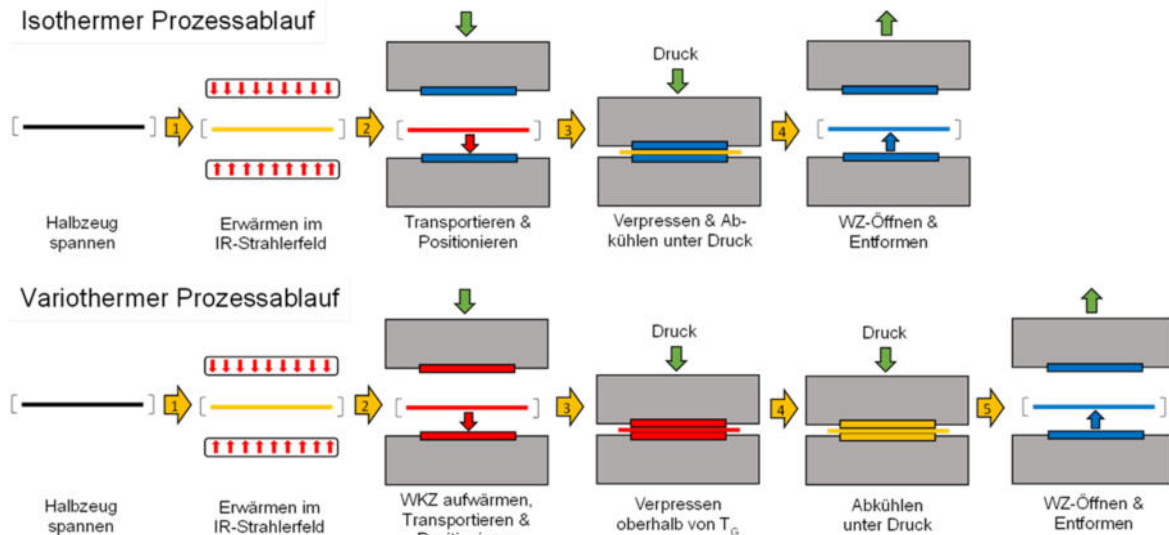


Bild 4.2 Prozessablauf zur Nachkonsolidierung imprägnierter Drei-Phasen-Verbunde
oben: Isothermer Prozessablauf
unten: Variothermer Prozessablauf

Bezeichnung	Parametersetup pro Zyklus				
	Abformbedingung T_{WKZ} [°C]	Aufwärmtemperatur T_{IR} [°C]	Durchwärmzeit t_{IR} [s]	Pressdruck p_{Presse} [bar]	Entformen $T_{Entformen}$ [°C]
PP _{iso} +GF-KG(2)	Umformen: 40°C (Isothermer Prozessablauf)	200	10	500	80
PP _{iso} +25Vol.-%GHK+GF-RG(2)		220	12,5		
PP _{iso} +50Vol.-%GHK+GF-RG(2)		240	15		
PP _{vario} +GF-KG(2)	Umformen: 180°C (Variothermer Prozessablauf)	200	10	500	80
PP _{vario} +25Vol.-%GHK+GF-RG(2)		220	12,5		
PP _{vario} +50Vol.-%GHK+GF-RG(2)		240	15		

Tabelle 4.9 Versuchsplan zur Bewertung modifizierter Drei-Phasen-Verbunde in Abhängigkeit der Füllstoffmenge bei isothermer und variothermer Nachkonsolidierung

Zur Begutachtung wurden die nachkonsolidierten Muster zunächst visuell und anschließend per Gegenlichtaufnahme bewertet. Schließlich wurden die Oberflächeneigenschaften analog Kapitel 4.3.2 bestimmt, wobei die Charakterisierung direkt nach der Entformung sowie zeitlich versetzt durchgeführt wurde.

4.3 Bewertung der Oberflächeneigenschaften

Eine wesentliche Voraussetzung zum Grundverständnis der erzielbaren Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste ist die Untersuchung der werkstoffabhängigen Topographie entlang der Prozesskette. Das Besondere an FVK-Oberflächen ist, dass ein mehrphasiges System bewertet werden muss, wobei während der Verarbeitung mindestens eine erste Phase zeitweise im flüssigen Zustand vorliegt (Matrix) und gleichzeitig mindestens eine zweite Phase vollständig im festen Zustand verhardt (Textil). Dieser Umstand bedingt, dass die Abformung einer Sollgeometrie

neben der räumlichen Gestalt der abzuformenden Kontur vom lokalen Zustand der Phasen, im vorliegenden Fall von den Form- bzw. Fließmöglichkeiten der Matrix und der Drapierbarkeit der textilen Gestalt, überlagert wird. Im Fokus dieser Arbeit steht die Modifikation der flüssigen Phase durch eine weitere feste Phase (Füllstoffe), so dass die Bewertung der Oberflächeneigenschaften der skalenbegrenzenden Fläche um diesen Zustand erweitert werden muss. Makroskopisch betrachtet besitzt die Verstärkung eine durch die Anordnung der Garne regelmäßig wiederholende komplexe dreidimensionale Geometrie (Textur). Um die phasenbedingte Veränderungen der Textur während der Verarbeitung zu verstehen, wurden zunächst die Oberflächeneigenschaften der textilen Halbzeuge unter den vorherrschenden Prozessbedingungen ohne Matrix und ohne Füllstoffe flächenhaft untersucht. Anschließend wurde die Oberfläche im konsolidierten und nachkonsolidierten Zustand charakterisiert, wobei zuerst unmodifizierte Zwei-Phasen-Verbunde und anschließend modifizierte Drei-Phasen-Verbunde in Abhängigkeit ihres Füllstoffanteils gegenübergestellt wurden. Abschließend wurde die zeitliche Veränderung der Oberfläche beider Verbundsysteme im nachkonsolidierten, zweidimensionalen Zustand ermittelt.

4.3.1 Bewertung textiler Halbzeuge

Die während der Verarbeitung vorherrschenden Oberflächeneigenschaften unimprägnierter textiler Halbzeuge prägen das makroskopische Erscheinungsbild von Organoblechen (Kapitel 2.1.2). Der verarbeitungsbedingte Zustand der textilen Topographie ist jedoch wissenschaftlich wenig untersucht, weshalb die Vorhersage der sich einstellenden Oberflächengüte im Verbund nur eingeschränkt möglich ist. Oft wird versucht, die Geometriedaten durch vereinfachte CAD-Modelle nachzustellen. In der Praxis wird die Textur meist dadurch verbessert, dass sehr feine Garne in mehrachsigen Flächengebilden mit wenig bis keiner Ondulation bei geringem Flächengewicht verwendet werden, allerdings auf Kosten des Preises. Wird nun die Matrix modifiziert, um über textile Filterwirkung einen Zustand gleicher thermischer Ausdehnung in Primär- und Sekundärzone zu schaffen, ergeben sich für die Wahl eines geeigneten Textilsystems neue Anforderungen, aber auch neue Möglichkeiten. Ausreichend große Faserbündelabstände können beispielsweise die Verteilung der Füllstoffe während der Makroimprägnierung und damit die Homogenität verbessern. Die Kenntnis der vorherrschenden geometrischen Verhältnisse des zu verarbeitenden Textils stellt deshalb wesentliches Knowhow für einen funktionierenden Mehr-Phasen-Verbund dar.

Um die geometrischen Verhältnisse des in Kapitel 3.1.2 vorgestellten Glasfasergewebes unter Verarbeitungsbedingungen zu untersuchen wurde eine Einspannvorrichtung zur optischen Vermessung gebaut. Eine Metallplatte mit axial verstellbaren Spannbacken ermöglicht eine definierte Zugbelastung des zu untersuchenden, textilen Halbzeugs. Eine zweite Metallplatte mit mittig geklemmter Glasscheibe kann gleichzeitig transversal eine definierte Druckbelastung auf das Textil ausüben. Die Vorrichtung wurde so konzipiert, dass über das Mikroskop durch das Messfenster Analysen der sich einstellenden Oberflächeneigenschaften erfolgen können (Bild 4.3).

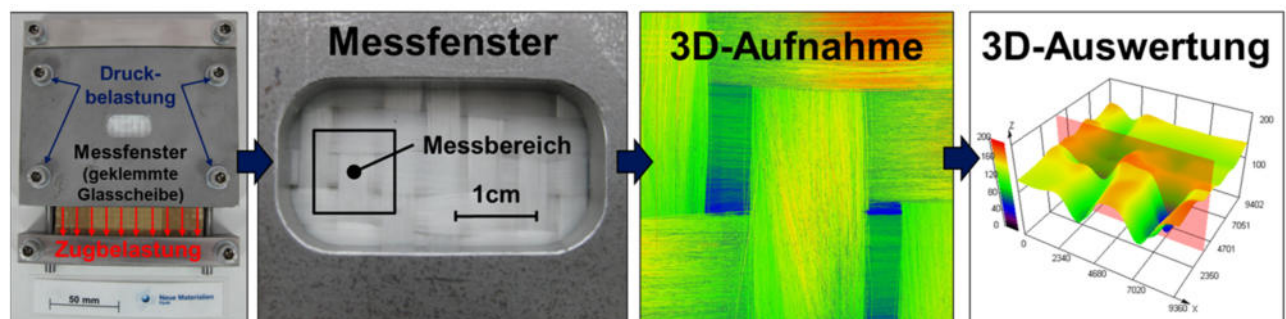


Bild 4.3 Einspannvorrichtung zur Bestimmung der geometrischen Verhältnisse beliebiger Textilien unter Zug- und Druckbelastung
Von links nach rechts: Vorrichtung, Messbereich, 3D-Aufnahme und 3D-Auswertung

Um die Einspannvorrichtung zu evaluieren wurden zunächst Referenzmessungen am textilen Hauptwerkstoff vom Typ GW124-580K2-E35 (Glasseide Oschatz GmbH, Oschatz, Deutschland) im Rohzustand durchgeführt. Über ein konfokales Laser-Scanning-Mikroskop vom Typ LEXT OLS 4100 (Olympus, Jena, Deutschland) wurde die sich unter Normbedingungen (23 °C, 50 % rel. LF)

einstellende Textilgeometrie ohne Glasscheibe und ohne Druckplatte vermessen. Dazu wurde der obere und untere Messbereich so eingestellt, dass die vom Mikroskop erfassbare Fokussierung des Prüfmusters jeweils um ca. 10 % überschritten wurde. Anschließend wurden 4 x 4 Einzelaufnahmen in quadratischer Anordnung nacheinander vermessen und zu einem Profilbild der Größe 9352 μm x 9400 μm gestitched. Um Messfehler durch Reflexion der Glasfasern auszublenden, wurden gerätespezifische Filter zur Rauschunterdrückung mit mittlerem Unterdrückungspegel angewendet. Ausgewertet wurden die maximale Höhe S_z und die mittlere arithmetische Höhe S_a der skalenbegrenzenden Oberfläche via Gauß-Filter bei Grenzwellen von $\lambda_c = 2,5$ mm und $\lambda_f = 8,0$ mm nach DIN EN ISO 25178:2013. Anschließend wurde die Messung mit Glasscheibe unter analogen Bedingungen wiederholt, wobei die Glasscheibe durch eine Vorrichtung berührungslos ca. 1 mm über der Verstärkung gehalten wurde. Um den Einfluss der Druckplatte mit integrierter Glasscheibe zu überprüfen, wurden weitere Messungen ohne und mit verschraubter Druckplatte (Druckbelastung von ca. 5 mbar bis 25 bar) durchgeführt, wobei der obere und untere Messbereich des Mikroskops nun so eingestellt wurde, dass als Grenzen die Unterseite der Glasscheibe und die Oberseite der unteren Grundplatte definiert wurden. Um Messfehler durch Verkipfung der Druckplatte auszublenden, wurden weitere gerätespezifische Filter zur Spitzen- und Neigungskorrektur jeweils mit mittlerem Unterdrückungspegel zusätzlich angewendet.

Zur Überprüfung der Reproduzierbarkeit der Messmethode wurde eine Wiederholmessung am textilen Hauptwerkstoff unter minimaler Druckbelastung (Eigengewicht der Druckplatte = Druckbelastung ca. 3,5 mbar) durchgeführt. Um die Bandbreite der Oberflächeneigenschaften eines Textils zu bewerten, wurden an drei unterschiedlichen Messstellen die maximale Höhe S_z und die mittlere arithmetische Höhe S_a bestimmt und miteinander verglichen. Da nun Vorrichtung und Messmethode evaluiert sind, wurde die Textur mehrachsiger Flächengebilde im Rohzustand mit keiner, mittlerer und hoher Ondulation bei geringem (~ 300 g/m²) und mittlerem (~ 600 g/m²) Flächengewicht bestimmt. Ausgewertet wurden der Mittelwert und die Standardabweichung der maximalen Höhe S_z und der mittleren arithmetische Höhe S_a der skalenbegrenzenden Oberfläche via Gauß-Filter bei Grenzwellen von $\lambda_c = 2,5$ mm und $\lambda_f = 8,0$ mm von je drei Messungen.

Da sich die textile Topographie unter Verarbeitungsbedingungen ändert, wurden Messungen am textilen Hauptwerkstoff unter Zug- und/oder Druckbelastung durchgeführt. Zunächst wurde die Verstärkung auf der Intervall-Heißpresse von Rolle anlagenspezifisch vorgespannt und unter Verarbeitungstemperatur bei Drücken von 5, 10, 15, 20 und 25 bar verpresst. Die sich einstellende Textildicke d_{tex} wurde über das Wegmesssystem der Maschine in Abhängigkeit des Drucks gemessen und dokumentiert. Anschließend wurde ein neuwertiger, kleinerer Textilausschnitt der gleichen Charge von der Größe 150 mm x 100 mm mittels Vorrichtung mit kleiner, mittlerer und hoher Zugkraft vorgespannt und anschließend bei hoher Zugkraft stufenweise zu gleichen Dicken belastet. Über das konfokale Laser-Scanning-Mikroskop wurde die sich einstellende Geometrie unter evaluierten Bedingungen vermessen. Ausgewertet wurden die Textildicke d_{Tex} von Intervall-Heißpresse und Prüfstand, die maximale Höhe S_z und die mittlere arithmetische Höhe S_a .

Die Einspannvorrichtung kann noch eine weitere wichtige Aufgabe erfüllen. Durch die Möglichkeit zur geometrischen Vermessung unter Verarbeitungsbedingungen steht ein Werkzeug zur Verfügung, das die sich einstellenden Volumenverhältnisse der Faserbündel vor der Verarbeitung bestimmen kann. Dies ermöglicht die Erzeugung eines realitätsnahen CAD-Modells der textilen Verhältnisse und dient der Simulation als Datensatz der Verstärkungsgeometrie. Neben den Kennwerten der Oberfläche zum Aufbau einer Einheitszelle wurde deshalb eine Analyse der geometrischen Verhältnisse der Faserbündel des textilen Hauptwerkstoffs unter verschiedenen Druckbelastungen durchgeführt. Unter Variation der Druckbelastung von 0 bar, 5 bar und 20 bar wurden die Faserbündelhalbachsen a und b sowie der Faserbündelabstand e ermittelt und als Basisdaten zur Erzeugung eines CAD-Modells verwendet.

4.3.2 Bewertung konsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde

Die Bewertung der Oberflächeneigenschaften konsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde wurde aufgrund der in Kapitel 2.3.3 diskutierten geometrischen Veränderung der Faserbündel durch lokale Winkelverschiebungen ausschließlich an ebenen, zweidimensionalen Musterplatten durchgeführt. Flächige Halbzeugproben der Abmaße 190 mm x 155 mm wurden über eine

Spannschablone definiert positioniert, plan verspannt und an drei Messstellen via konfokalem Laser-Scanning-Mikroskop vom Typ LEXT OLS 4100 (Olympus, Jena, Deutschland) unter Normbedingungen (23 °C, 50 % rel. LF) angelehnt an DIN EN ISO 25178:2013 vermessen. Wie bei der textilen Vermessung wurden 4 x 4 Einzelaufnahmen in quadratischer Anordnung abgescannt und zu einem Profilbild der Größe 9352 µm x 9400 µm gestitched. Messfehler durch Reflexion und Verkipfung wurden über analoge Filter eliminiert und die maximale Höhe S_z sowie die mittlere arithmetische Höhe S_a der skalenbegrenzenden Oberfläche via Gauß-Filter bei Grenzwellen von $\lambda_c = 2,5$ mm und $\lambda_r = 8,0$ mm bestimmt. Ausgewertet wurden der Mittelwert und die Standardabweichung der drei definierten Messpositionen.

Um eine Einschätzung der Größenordnungen von S_z und S_a zu bekommen, wurden in einem ersten Untersuchungsschritt unmodifizierte Zwei-Phasen-Verbunde vermessen. Zunächst wurden kommerzielle Halbzeuge der Tepex®dynamite und Tepex®optilite Familie (Bond Laminates GmbH, Brilon, Deutschland) bewertet. Um den Einfluss der Verstärkung auf die Oberflächeneigenschaften konsolidierter Halbzeuge zu überprüfen, wurden Verbunde unter Variation des textilen Aufbaus mit Glasfaserkörpergeweben vom Typ GW124-580K2-E35 (Glasseide Oschatz GmbH, Oschatz, Deutschland) und vom Typ HexForce®01202 1000 TF970 (Hexcel Cooperation, Stamford, USA) jeweils mit und ohne Deckvlies vom Typ Evalith S5030 (Johns Maville Sales GmbH, Wertheim, Deutschland) bei gleicher Matrix vom Typ BJ100HP (Borealis Polyolefine GmbH, Linz, Österreich) auf der Intervall-Heißpresse hergestellt und anschließend vermessen. Zur Bewertung des Matrixeinflusses auf die Oberflächeneigenschaften konsolidierter Halbzeuge wurden schließlich Organobleche mit unterschiedlichen Polymeren der PP-Familie vom Typ BJ100HP und HK30AE (Borealis Polyolefine GmbH, Linz, Österreich), der PA-Familie vom Typ Durethan B30S (Lanxess Deutschland GmbH, Köln, Deutschland) und der Styrol-Familie vom Typ Luran 358-N modifiziert (INEOS Styrolution Group GmbH, Frankfurt, Deutschland) bei gleicher Textilart vom Typ 580K2 mit entsprechend angepasstem Fadenfinish (PP = GW124-E35 bzw. PA und SAN = GW123-352) auf der Intervall-Heißpresse hergestellt, vermessen und ausgewertet. Da das Hauptziel dieser Arbeit die Oberflächenmodifikation endlosfaserverstärkter Thermoplaste durch Füllstoffe ist, wurden in einem weiteren Untersuchungsschritt die in Kapitel 4.2.4 hergestellten Drei-Phasen-Verbunde im konsolidierten Zustand unter Verwendung der PP-geschlichteten Hauptverstärkung vom Typ GW123-580K2-E35 vermessen und anschließend ausgewertet.

4.3.3 Bewertung nachkonsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde

Die sich ergebende Oberflächengüte konsolidierter Verbundhalbzeuge spiegelt im besten Fall die Güte des verwendeten Trennmediums wider, so dass die erzielbaren Oberflächeneigenschaften nicht zwangsläufig den optimalen Wert eines Drei-Phasen-Systems darstellen. Zudem unterliegen die meisten Anwendungen einem weiteren Verarbeitungsschritt, so dass eine Nachkonsolidierung aufgrund der unterschiedlichen Temperatur- und Druckführung durchaus Einfluss auf das sich einstellende Topographieergebnis haben kann. Aus diesen Gründen wurden die in Kapitel 4.2.5 nachkonsolidierten, zweidimensionalen Zwei- und Drei-Phasen-Verbundplatten direkt nach der Verarbeitung einer Bestimmung der Oberflächeneigenschaften analog der unter Kapitel 4.3.2 definierten Prüfmethode unterzogen.

Neben der sich einstellenden Oberflächentopologie von Zwei- und Drei-Phasen-Verbundsystemen im Moment der Herstellung und Weiterverarbeitung ist für den Dauergebrauch die Bewertung der zeitabhängigen Oberflächeneigenschaften des verwendeten Werkstoffverbundes besonders unter Temperaturbelastung interessant. Blinzler hat in seinen Arbeiten den Einfluss der Temperatur auf die Oberflächentextur an PC-Substraten untersucht und eine Verschlechterung um etwa ein Drittel nach drei Tagen detektiert [13]. Hintergrund für dieses Verhalten ist die viskoelastische Natur des Polymers. Bei der Abkühlung ergeben sich in Faserrichtung starke Spannungen und das Polymer ist bei längeren Zeitspannen nicht in der Lage, diese zu kompensieren. Aufgrund der horizontalen Behinderung kommt es zur Kriechdehnung in vertikaler Richtung und damit zur Verschlechterung der Oberfläche. Füllstoffe können den viskosen Anteil eines Polymers im Verbund verringern und so das Kriechverhalten mindern (Kapitel 2.4), so dass die Vermutung nahe liegt, dass dieser Effekt auch bei Drei-Phasen-Verbundsystemen zum Tragen kommen kann [167]. Um den Einfluss der Modifikation auf die zeitliche Veränderung einer Drei-Phasen-Verbundoberfläche zu untersuchen, wurden die in Kapitel 4.3.2 nachkonsolidierten Verbundplatten bei Füllstoffgehalten von 0 Vol.-%,

25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK Modifikation einer mehrfachen Temperaturbelastung unterzogen. Die erhöhte Temperatur soll einen schnelleren Abbau des eingefrorenen Spannungszustandes durch ein beschleunigtes Kriechen bewirken. Im Vakuumofen vom Typ APT-Line Serie VD 23 (BINDER GmbH, Tuttlingen, Deutschland) wurden nachkonsolidierte Halbzeugproben der Abmaße 190 mm x 155 mm von Raumtemperatur 23 °C auf 80 °C erwärmt und über Zeitintervalle von 24 h, 120 h, 360 h und 528 h gelagert. Um nicht durch zu schnelle Abkühlung neue Spannungszustände im Verbund zu erzeugen, wurden die Proben mit einer Kühlrate von etwa 1°C/min. schonend abgekühlt. Nach jedem Tempervorgang wurden die Oberflächeneigenschaften bestimmt (Bild 4.4).

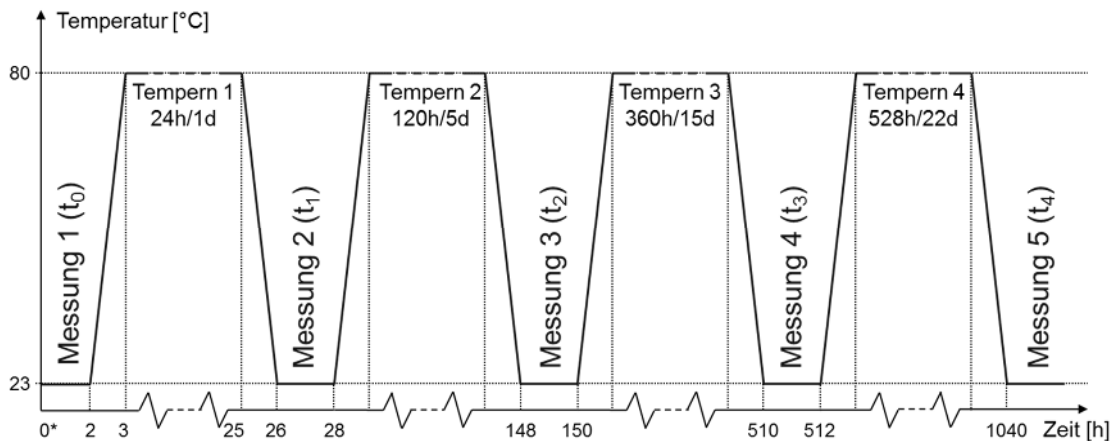


Bild 4.4 Profil der Temperaturbelastung zur Bestimmung der zeitlichen Oberflächen-Veränderung nachkonsolidierter Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde

4.4 Modellbildung und Simulation

Aufgrund der aufwendigen und zeitintensiven Untersuchungen stellt die Modellbildung und Simulation ein wesentliches Werkzeug zur Charakterisierung unbekannter Werkstoffkombinationen zu einem Drei-Phasen-Verbundsystem dar. Das Ziel der numerischen Simulation ist es, die experimentellen Erkenntnisse dieser Arbeit zu überprüfen und damit die Vorhersagemöglichkeit zu verbessern. Wie in den Grundlagen gezeigt, kann das thermische Schwindungsverhalten eines Zwei-Phasen-Verbundes bei der Abkühlung analytisch abgeschätzt werden. Jedoch wird bei dieser Art der Berechnung lediglich die einachsige Ausdehnung eines imprägnierten Faserbündels in Dickenrichtung berücksichtigt, während mechanisch orthotrope Eigenschaften in biaxialer Richtung unberücksichtigt bleiben. Ebenso kann der verarbeitungsbedingte, geometrische Zustand eines Textils nur näherungsweise einbezogen werden. Es liegt also die Aufgabe vor, die sich ergebenden Materialbedingungen prozessspezifisch zu erfassen, um eine genauere Abschätzung der sich einstellenden Oberflächeneigenschaften in Abhängigkeit der Modifikationsart und -menge eines Drei-Phasen-Verbundes zu generieren.

4.4.1 Entwicklung eines mehrphasigen Werkstoffmodells

Um die Oberfläche eines Drei-Phasen-Verbundes über analytische Berechnung abschätzen und über numerische Simulation genau abbilden zu können, muss ein mehrphasiges Werkstoffmodell entwickelt werden. Das Modell muss einerseits das temperatur- und volumenbezogene Verhalten der Einzelwerkstoffe, andererseits aber auch die lokalen geometrischen Gegebenheiten im Werkstoff- bzw. Schichtverbund berücksichtigen [169].

Das entwickelte Modell setzt sich deshalb aus drei Ebenen zusammen (Bild 4.5):

- **Mikro- oder Filamentebene:**

In der Mikro- oder Filamentebene werden die Werkstoffeigenschaften der Einzelkomponenten in Abhängigkeit ihrer lokalen Volumenverteilung bezogen auf die Primär- und Sekundärzone in das Modell implementiert.

- **Meso- oder Schichtebene**

In der Meso- oder Schichtebene werden die geometrischen Gegebenheiten einer textilen Einzelschicht unter Verarbeitungsbedingungen in das Modell implementiert.

- **Makro- oder Laminebene**

In der Makro- oder Laminebene werden die geometrischen Gegebenheiten der einzelnen Schichten eines Laminates bzw. des Bauteils in das Modell implementiert.

Um das in dieser Arbeit verfolgte wissenschaftliche Ziel zu erreichen, ein Grundverständnis der sich ändernden Sachzusammenhänge von Zwei- zu Drei-Phasen-Verbundsystemen herzustellen, wurde das Simulationsmodell auf den Aufbau einer Einheitszelle beschränkt. Auf die Bewertung von Oberflächenveränderungen durch Lagenversatz oder dreidimensionale Verformung und damit verbundene Faserscherung, wie es die Makroebene vorsieht, wurde an dieser Stelle verzichtet.

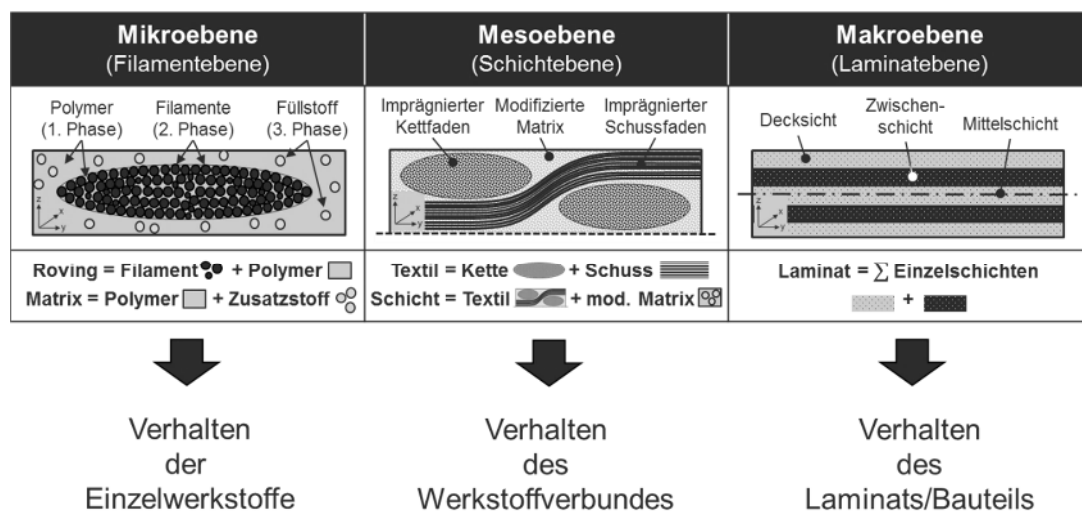


Bild 4.5 Ebenen des mehrphasigen Werkstoffmodells zur Berücksichtigung der Werkstoffeigenschaften modifizierter Drei-Phasen-Verbunde in der Simulation

4.4.2 Aufbau einer Einheitszelle

Für die Simulation wird auf Basis der Einzelwerkstoffe (Mikroebene) ein Geometriemodell in Form einer Einheitszelle erstellt, wobei in der Primärzone ein Verbund aus Polymer und Füllstoff und in der Sekundärzone ein Verbund aus Fasern und Polymer generiert wird. Die Einheitszelle stellt dabei das kleinst mögliche Raummodell einer Einzelschicht dar, welches sich geometrisch gesehen nicht wiederholt. Die flächige Einzelschicht (Mesoebene) eines Laminataufbaus kann aus der Verschiebung der Einheitszelle um ganzzahlige Vielfache in x- und y-Richtung erfolgen, wobei die Überdeckung des Raumes lückenlos und überlappungsfrei definiert ist. Der mehrschichtige Laminatverbund (Makroebene) besteht aus der Summe von Einzelschichten in z-Richtung, wobei die Überdeckung des Raumes ebenso lückenlos und überlappungsfrei ist, jedoch Versetzungen (Lagenversatz) in x- und y-Richtung erfolgen können. Daraus resultiert schließlich die zu bewertende Oberflächentopographie des Verbundes, die sich durch die Werkstoffschwindung in Raumrichtung der z-Achse bezogen auf die x-y-Ebene der Einheitszelle ergibt.

Für einen zu bewertenden Werkstoffverbund kann der geometrische Aufbau der Einheitszelle aus den gemessenen Daten der textilen Geometrie erfolgen. Aus den Faserbündellängen l_{FB} , den Faserbündelabständen e , den Faserbündelhalbachsen a und b und der Textildicke d_{Tex} , kann in x- und y-Richtung ein CAD-Modell der textilen Gestalt erstellt werden. Unter der Annahme eines sich homogen einstellenden FiVG der imprägnierten Faserbündel kann daraus ein Textilmodell bestehend aus Fasern und füllstofffreier Sekundärmatrix abgeleitet werden. Mit Kenntnis von FaVG und FüVG kann die umgebende Matrixschicht der Primärzone errechnet und durch Subtraktion das reziproke Matrixmodell erstellt werden. Somit steht ein Volumenmodell (Einheitszelle) bestehend aus Textil- und Matrixmodell zur Verfügung, welches entsprechend der vorherrschenden Volumenverhältnisse der Primär- und Sekundärzone mit unterschiedlichen Materialeigenschaften versehen werden kann (Bild 4.6).

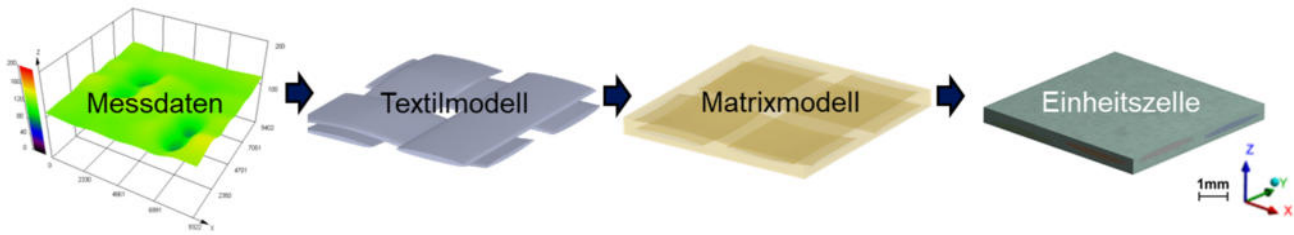


Bild 4.6 Aufbau einer Einheitszelle aus den gemessenen Daten der textilen Geometrie

4.4.3 Implementierung der Materialeigenschaften

Zur Implementierung der Materialeigenschaften in das Modell wurden die thermischen und mechanischen Werkstoffkennwerte des Verbundes jeweils aus den Kennwerten der Einzelwerkstoffe in Abhängigkeit der Volumenanteile berechnet. Im Finite-Elemente-Programm wurde das Werkstoffverhalten der Matrix als anisotrop, temperatur- und zeitabhängig definiert. Das Verhalten der Fasern und Füllstoffe wurde isotrop berücksichtigt, beide temperatur- und zeitunabhängig. Über Mischphasen wurde das Verhalten der modifizierten Matrix in der Primärzone und der imprägnierten Faserbündel in der Sekundärzone in das Modell integriert. Einen Überblick über das berücksichtigte Verhalten der Einzelwerkstoffe gibt Tabelle 4.10.

Berücksichtigtes Werkstoffverhalten	Einzelwerkstoff		
	Matrix	Faser	Füllstoff
Volumengehalt	$\varphi_{Com}', \varphi_{Ma,P}', \varphi_{Ma,S}'$	$\varphi_{Fa}, \varphi_{Fi}$	$\varphi_{Fü}, \varphi_{Fü,M}, \varphi_{Fü,M}^*$
Ausdehnungsverhalten	$\alpha_{Ma(x,y,z)}(T), \rho_{Ma}(T)$	$\alpha_{Fa(x,y,z)}, \rho_{Fa}$	$\alpha_{Fü}, \rho_{Fü}$
Mechanisches Verhalten (einachsige Zugbeanspruchung)	$E_{(x,y,z)}(T, t), G_{(x,y,z)}(T, t),$ $K_{(x,y,z)}(T, t), \nu$	$E_{(x,y,z)}, G_{(x,y,z)}, K_{(x,y,z)},$ ν	E, G, K, ν
Thermisches Verhalten	$c_p(T), \lambda$	c_p, λ	c_p, λ

Tabelle 4.10 Berücksichtigtes Verhalten der Einzelwerkstoffe im Werkstoffmodell eines Drei-Phasen-Verbundes im Finite-Elemente-Programm

Für die Einzelwerkstoffe Glasfasern und Glashohlkugeln wurde vereinfachend angenommen, dass die Kennwerte im betrachteten Temperaturbereich von No-Flow-Temperatur bis Raumtemperatur konstant sind. Für das Matrixpolymer wurden die Kennwerte an den in Kapitel 3.2 hergestellten Probekörpern über die in Kapitel 4.1 vorgestellte Werkstoffcharakterisierung bestimmt. Tabelle 4.11 stellt die verwendeten Kennwerte der Einzelwerkstoffe exemplarisch bei Raumtemperatur dar.

Kennwert bei RT		Einzelwerkstoff				
Bezeichnung	Einheit	Matrix			Faser	Füllstoff
		x-Achse	y-Achse	z-Achse		
α	[$\mu\text{m/mK}$]	$110 \cdot 10^{-6}$	$106 \cdot 10^{-6}$	$127 \cdot 10^{-6}$	$5,3 \cdot 10^{-6}$	$1,6 \cdot 10^{-6}$
E	[GPa]	1,9			74,0	86,9
G	[GPa]	0,7			30,3	35,9
K	[GPa]	2,2			44,0	49,9
ν	[-]	0,42			0,22	0,21
ρ	[g/cm ³]	0,971			2,640	0,460
λ	[W/mK]	0,271			1,00	0,143
c_p	[kJ/kgK]	1,49			0,80	0,83

Tabelle 4.11 Berücksichtigte Simulationskennwerte der Einzelwerkstoffe bei Raumtemperatur

Zur Berücksichtigung der vorherrschenden Volumenverhältnisse in der Primärzone wurden die temperaturabhängigen Kennwerte für den Ausdehnungskoeffizienten des Compounds nach Gleichung 2.21 richtungsabhängig, für das mechanische Verhalten nach Gleichung 2.8 isotrop, für die Wärmeleitfähigkeit mit $k_e = 1,5$ nach Gleichung 2.18 und für die Dichte sowie die Wärmekapazität nach der linearen Mischungsregel isotrop berechnet. In der Sekundärzone wurden die in Kapitel 4.2.4 gemessenen Volumenverhältnisse der Faserbündel für die axialen und transversalen Ausdehnungskoeffizienten entsprechend Gleichung 2.4 und 2.6 temperatur- und richtungsabhängig berücksichtigt. Ebenso wurde das temperaturabhängige mechanische Verhalten der Matrix mit dem isothermen Verhalten der Fasern nach Gleichung 2.7 bis 2.14 richtungsabhängig berechnet. Die Wärmeleitfähigkeit wurde nach Gleichung 2.18 und 2.19 axial mit $k_e = 10$ und transversal mit $k_e = 0,5$ berücksichtigt. Dichte und Wärmekapazität wurden analog der Primärzone nach der linearen Mischungsregel isotrop implementiert.

Entsprechend der vorherrschenden Einzelwerkstoffe wurden den Mischphasen im FE-Modell generell temperaturabhängige Materialeigenschaften zugewiesen. Die Berechnung wurde ausschließlich im Festkörperzustand unter Annahme vollständiger Imprägnierung durchgeführt, Fließvorgänge wurden nicht berücksichtigt. Das mechanische Verhalten der Matrix wurde über ein viskoelastisches, das Verhalten der Fasern und Füllstoffe über ein elastisches Materialmodell implementiert. An den Rändern der Einheitszelle wurden Symmetriebedingungen definiert, so dass gegenüberliegende Bereiche stets gleiche physikalische Zustandsgrößen haben. Für die Berechnung wurden tetraedrische Elemente mit quadratischer Ansatzfunktion (Typ Tet10) als Mesh verwendet. Als Kontaktbedingungen zwischen den Oberflächen der Mischmodelle wurde vollständige Interaktion definiert, sogenannte Tie-Bedingung über die Funktion „Surface to Surface“ und schließlich die Simulationsrechnung im vorgegebenen Druck- und Temperaturfeld durchgeführt.

4.4.4 Berechnung und Simulation der Oberflächengüte

Zur Überprüfung der gemessenen Oberflächeneigenschaften der konsolidierten Drei-Phasen-Verbunde bestehend aus dem Glasfaserkörpergewebe vom Typ GW124-580K2-E35, dem Matrixpolymer PP vom Typ BJ100HP und der Matrixmodifikation GHK vom Typ iM16K wurde eine analytische Berechnung sowie eine numerische Simulation in Abhängigkeit des FÜVG in der Primärzone durchgeführt. Die analytische Berechnung dient zur ersten Abschätzung der Welligkeit und wurde über eine zweidimensionale Relation der Dehnung der Faserbündelhalbachse a zur Dehnung der modifizierten Matrix der Primärzone bezogen auf die Gesamtdicke durchgeführt. Um die Rechenzeit zu minimieren wurde in der Simulation eine Einheitszelle bestehend aus zwei symmetrisch zueinander liegenden Schichtebenen mit je zwei Faserbündeln in Kett- und Schussrichtung generiert, was dem ungünstigsten Fall des Lagenversatzes entspricht. Um einen exakten Vergleich zu ermöglichen, wurden die textilen Geometriedaten aus den mikroskopischen Untersuchungen vollständig imprägnierter Halbzeuge aus Kapitel 4.2.4 verwendet und im CAD-Programm Solidworks (Dassault Systèmes Deutschland GmbH, Stuttgart, Deutschland) nachgestellt und in das Finite-Elemente-Programm Ansys (CADFEM GmbH, Grafting, Deutschland) übertragen.

In einem ersten Berechnungsschritt wurde das Modell validiert. Unterschiedliche Knotenanzahlen und Vernetzungen führen zu unterschiedlichen Simulationsergebnissen. Eine höhere Knotenzahl und damit feinere Vernetzung ermöglicht generell genauere Ergebnisse, jedoch steigt auch der Rechenaufwand überproportional an. Zur Ermittlung der optimalen Elementgröße wurde eine Netzkonvergenzstudie mit Elementgrößen von 0, 0,025, 0,05, 0,1, 0,2, 0,3 und 0,5 mm durchgeführt und die minimale bzw. maximale Schwindung berechnet. In einem zweiten Rechenschritt wurde der Modifikationsanteil in der Primärzone verändert und die Simulationsrechnung ohne und mit Kompaktierung bei einer Elementgröße von 0,3 mm erneut vollzogen. Gerechnet wurden Drei-Phasen-Verbunde mit 10, 20, 30, 40 und 50 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix PP, was bei vollständiger Filterwirkung nach Gleichung 4.13 bis 4.18 und unter Berücksichtigung der gemessenen Kompaktierung der Faserbündel einem sich einstellenden FÜVG $\varphi_{Fü,M}^*$ von 16,4, 31,1, 44,6, 56,9 und 68,5 Vol.-% entspricht. Schließlich wurde in einem abschließenden Simulationsschritt versucht die zeitliche Veränderung der sich einstellenden Oberflächengüte zu bewerten. Um die Kriechdehnung im Faserbündelinneren zu berücksichtigen, wurde das CAD-Modell verfeinert und um einzelne Fasern und Matrix im anteiligen Volumenverhältnis ergänzt und mittels Tetraedern und Hexaedern mit quadratischer Ansatzfunktion

vernetzt. Eine entsprechend gemessene und gemittelte Abkühlkurve wurde im Solver hinterlegt. Unter der Annahme, dass sich in einem Organoblech nur äußerst kleine Dehnungen in Dickenrichtung einstellen, wurde das Relaxationsspektrum nach Gleichung 2.23 über eine Pronyreihe der Relaxationsspannung in das Modell implementiert. Zur Berücksichtigung des Temperatureinflusses wurde die WLF-Gleichung aus Kapitel 2.4.4 im Simulationsmodell über Gleichung 2.35 berücksichtigt. Gerechnet wurde der Phasen-Verbund ohne und mit 50 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix PP.

5 Untersuchungsergebnisse

Im Rahmen dieser Arbeit wurde wie in Kapitel 3 vorgestellt die Oberflächenmodifikation von endlosfaserverstärkten Thermoplasten über Füllstoffe durch textile Filterwirkung untersucht. Anhand von Untersuchungsergebnissen der modifizierten Rohstoffe, Halbzeuge und Probekörper sollen im Folgenden die einzelnen Entwicklungsphasen zur Werkstoffcharakterisierung, Oberflächenmodifikation, Oberflächeneigenschaft und Vorhersagemöglichkeit systematisch aufgezeigt werden.

5.1 Werkstoffcharakterisierung

Zur gezielten Eingrenzung der Modifikationsmöglichkeiten und zur grundlegenden Bewertung des Verarbeitungs- und Anwendungsverhaltens von Drei-Phasen-Verbunden werden zunächst die Ergebnisse der Werkstoffcharakterisierung dargestellt. Um verschiedene Effekte besser voneinander trennen zu können, erfolgte die Charakterisierung überwiegend an Rohstoffen und modifizierten Zwischenprodukten der Hauptmaterialkombination PP+GHK+GF. Hintergrund dieser Vorgehensweise ist, dass die simulative Überprüfung auf Basis dieser Kennwerte erfolgte. Wenn gleich auch alternative Werkstoffverbunde modifiziert werden können, soll anhand der gewählten Kombination die grundlegende Methodik aufgezeigt werden.

5.1.1 Faser- und Partikelanalyse

Die Ergebnisse der Faseranalyse des imprägnierten Glasfaser-Körpergewebes sind in Bild 5.1 dargestellt. Die Einzelmesswerte (Bild 5.1 links) aller gemessenen Glasfilamente ergeben einen mittleren Faserdurchmesser $\bar{d}_{Fa}$ von 16,6 μm bei einer Standardabweichung von 1,03 μm . Der minimale und maximale Durchmesser der Filamente konnte zu 11,5 μm bzw. 21,2 μm bestimmt werden. Aus den Einzelmesswerten kann die Fasergrößenverteilungskurve (Bild 5.1 rechts) berechnet werden. Der am häufigsten vorkommende Faserdurchmesser $d_{max,Fa}$ ergibt sich zu 17,0 μm . Die untere, mittlere und obere Faserkenngröße $d_{10,Fa}$, $d_{50,Fa}$ bzw. $d_{90,Fa}$ der ausgewerteten Einzelfilamente liegt bei 14,6 μm , 16,6 μm bzw. 17,8 μm .

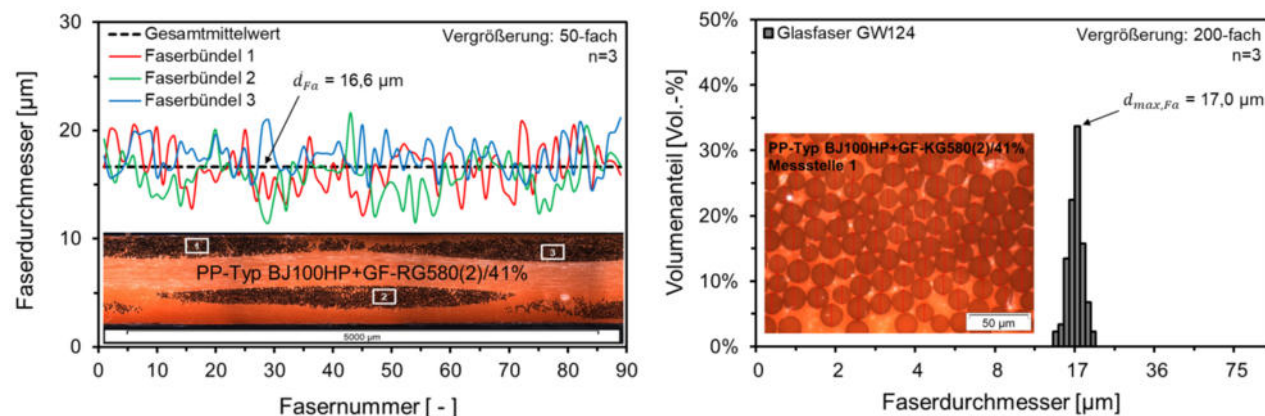


Bild 5.1 Faseranalyse des imprägnierten Glasfaser-Körpergewebes
links: Einzelmesswerte aller gemessenen Faserdurchmesser
rechts: Fasergrößenverteilungskurve

In Bild 5.2 sind die Ergebnisse der Partikelanalyse dargestellt. Die Messwerte unterscheiden sich zwischen Nass- (Bild 5.2 links) und Trockenmessverfahren (Bild 5.2 rechts), wenn gleich die Kurvenverläufe im oberen Durchmesserbereich ähnlich sind. Für den untersuchten Hauptfüllstoff GHK-Typ iM16K ohne Schlichte können im Nassmessverfahren der mittlere und der am häufigsten vorkommende Partikeldurchmesser $\bar{d}_{Fü}$ und $d_{max,Fü}$ zu 19,7 μm bzw. 18,7 μm bestimmt werden. Die untere, mittlere und obere Füllstoffkenngröße liegt bei 10,9 μm , 19,1 μm und 30,7 μm . Im Trockenmessverfahren können $\bar{d}_{Fü}$ und $d_{max,Fü}$ zu 17,3 μm bzw. 17,2 μm sowie $d_{10,Fü}$, $d_{50,Fü}$ und $d_{90,Fü}$ zu 6,1 μm , 16,3 μm und 30,5 μm bestimmt werden. Die entsprechenden Messergebnisse aller untersuchten Füllstoffe können Tabelle 5.1 entnommen werden.

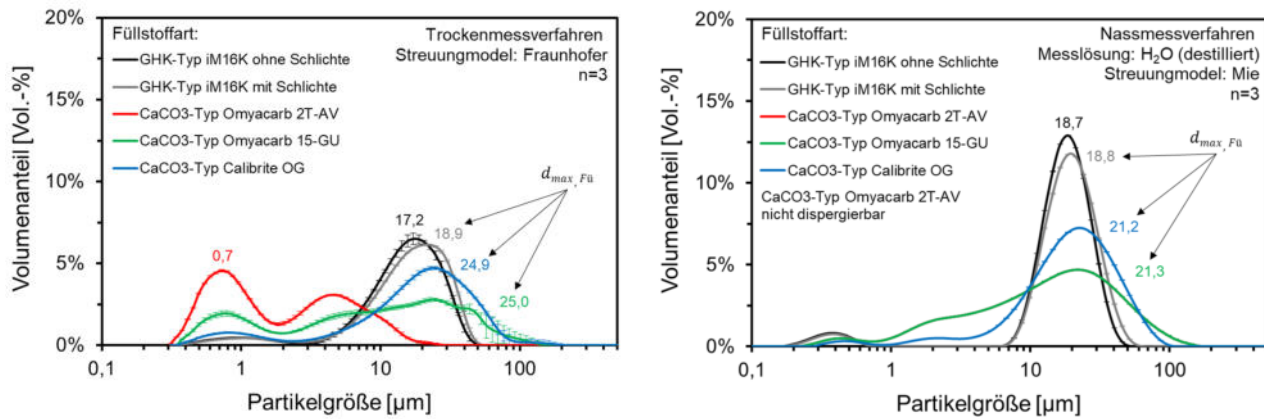


Bild 5.2 Partikelanalyse mittels Laserbeugung angelehnt an ISO 13320:2009
 links: Füllstoffgrößenverteilungskurven im Nassmessverfahren
 rechts: Füllstoffgrößenverteilungskurven im Trockenmessverfahren

Füllstoff	Nassmessverfahren					Trockenmessverfahren				
	$d_{10_{F\ddot{u}}}$	$d_{50_{F\ddot{u}}}$	$d_{90_{F\ddot{u}}}$	$\bar{d}_{F\ddot{u}}$	d_{max}	$d_{10_{F\ddot{u}}}$	$d_{50_{F\ddot{u}}}$	$d_{90_{F\ddot{u}}}$	$\bar{d}_{F\ddot{u}}$	d_{max}
	[μm]					[μm]				
GHK-Typ iM16K ohne Schlichte	10,9	19,1	30,7	19,7	18,7	6,1	16,3	30,5	17,3	17,2
GHK-Typ iM16K mit Schlichte	11,3	20,4	34,5	21,5	18,8	5,9	17,7	33,7	18,9	19,5
CaCO ₃ -Typ Omyacarb 2T-AV	nicht dispergierbar					0,6	1,8	8,7	3,5	0,7
CaCO ₃ -Typ Omyacarb 15-GU	2,2	15,4	51,9	22,4	21,3	0,8	11,1	52,7	20,1	24,2
CaCO ₃ -Typ Calibrite OG	6,9	21,5	48,9	25,1	21,2	2,5	21,2	53,5	26,4	24,2

Tabelle 5.1 Messergebnisse der untersuchten Füllstoffe im Nass- und Trockenmessverfahren

5.1.2 DSC

In Bild 5.3 sind die Ergebnisse der DSC am unmodifizierten (Bild 5.3 links) und mit 50 Vol.-% GHK modifizierten (Bild 5.3 rechts) Polypropylen dargestellt. Beim unmodifizierten Polymer liegt beim ersten Aufheizen die Schmelzpeaktemperatur $T_{pm(1)}$ bei ca. 165 °C. Ab etwa 171 °C ist das Material vollständig aufgeschmolzen. Die extrapolierte Rekristallisationstemperatur T_{Kexp} liegt bei 129 °C, wodurch sich ein maximales Prozessfenster von ca. 42 °C ergibt. Durch die Modifikation mit GHK ändert sich das Prozessfenster kaum. Wegen des halben Polymeranteils reduziert sich jedoch die benötigte Wärmemenge ΔH_c beim ersten Aufheizen von ca. 13,1 J/g auf 5,5 J/g und beim Abkühlen von ca. 9,1 J/g auf 6,1 J/g. Bezogen auf den gleichen Polymeranteil ändert sich die Wärmemenge entsprechend um -16,0 % beim Aufheizen bzw. +34,1 % beim Abkühlen.

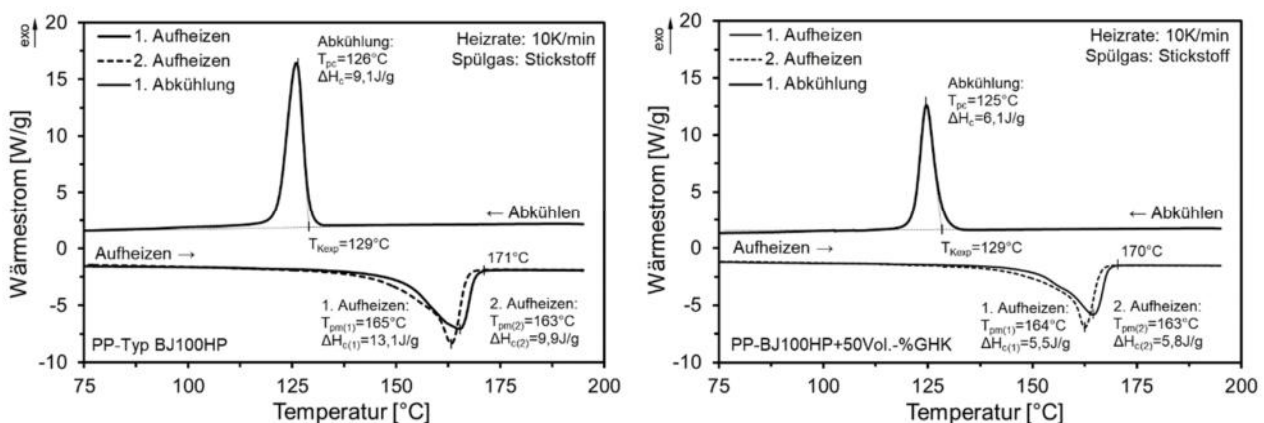


Bild 5.3 Aufschmelz- und Rekristallisationsverhalten gemäß DSC (10 K/min)
 links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
 rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

5.1.3 Viskositätsmessungen

Der Verlauf der komplexen Viskosität bei unterschiedlichen Temperaturstufen ist in Abhängigkeit der Deformation in Bild 5.4 erkennbar. Das unmodifizierte Polypropylen (Bild 5.4 links) zeigt bis circa. 100 % Deformation eine gleichbleibende Viskosität auf Höhe des Ausgangsniveaus und fällt anschließend ab. Beim mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Polypropylen (Bild 5.4 rechts) ist zu erkennen, dass bereits ab ca. 1 % Deformation ein leichter, ab ca. 10 % ein starker Abfall der Viskosität stattfindet.

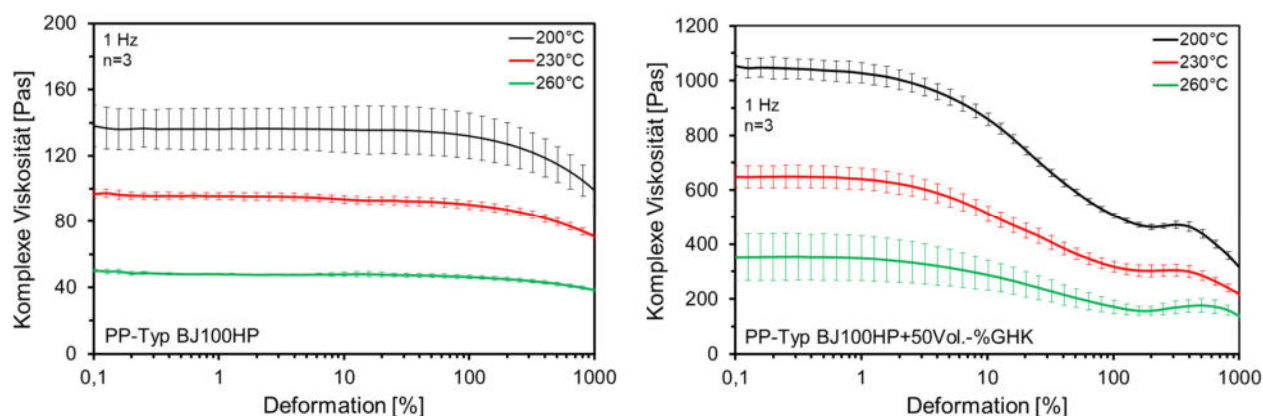
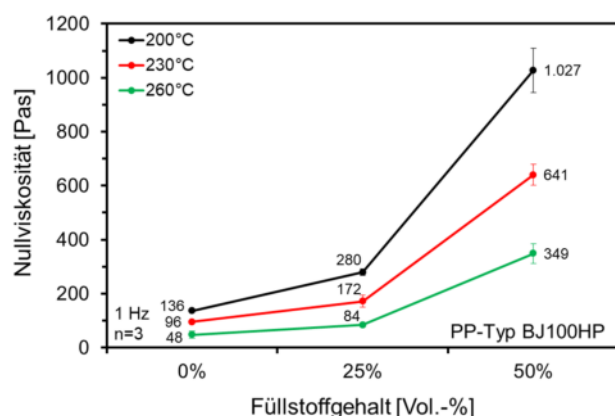


Bild 5.4 Komplexe Viskosität in Abhängigkeit von Temperatur und Deformation
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

Aus den Viskositätsverläufen wurde die in Bild 5.5 dargestellten Nullviskositäten bei 0,1 % Deformation in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts ermittelt. Mit Zunahme des Füllstoffgehalts steigt die Nullviskosität von 0 Vol.-% auf 25 Vol.-% GHK zunächst auf etwa das Doppelte, bei 50 Vol.-% GHK auf ein Mehrfaches des Grundniveaus an (Bild 5.5 links). Prozentual betrachtet ist zu erkennen, dass bei einer Temperatursteigerung in 30 °C-Schritten die Nullviskosität unabhängig des Füllstoffgehalts jeweils um ca. ein Drittel sinkt (Bild 5.5 rechts). Es ergibt sich beim unmodifizierten PP der aus Tabelle 4.4 gesetzte Betriebspunkt bei 230 °C zu 96 Pas. Für hoch modifizierte Systeme sollte demnach in der Phase der Makroimprägnierung der Betriebspunkt aufgrund der stark erhöhten Nullviskosität um weitere 30 °C auf 260 °C erhöht werden.



PP-Typ BJ100HP			
Füllstoffgehalt	Nullviskosität		
	200 °C	230 °C	260 °C
	[%]		
0 Vol.-% GHK	100	70,6	35,3
25 Vol.-% GHK	100	61,4	30,0
50 Vol.-% GHK	100	62,4	34,0

Bild 5.5 Nullviskositäten bei 0,1 % Deformation in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts
links: Nullviskosität in Abhängigkeit der Temperatur
rechts: Prozentuale Veränderung der Nullviskosität in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts bezogen auf die Ausgangstemperatur von 200 °C

5.1.4 pVT-Messung

Der Verlauf des spezifischen Volumens bei unterschiedlichem Druck ist in Abhängigkeit der Temperatur in Bild 5.6 dargestellt. Oberhalb der Rekristallisation zeigen die Isobaren beider Materialien den typisch linearen Abfall. Ab Rekristallisationsbeginn kommt es wegen der teilkristallinen Anordnung der Moleküle zu einem exponentiellen Abfall, der nach Abschluss (Rekristallisationsende) wieder in einem linearen Abfall mündet. Das unmodifizierte Polypropylen (Bild 5.6 links) weist im Vergleich zum mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Polypropylen (Bild 5.6 rechts) eine deutlich höheren Abfall des spezifischen Volumens auf. Der Kristallisationsbereich ist zudem wegen des geringeren Polymeranteils weniger stark ausgeprägt. So beginnt die Rekristallisation am extrapolierten Druckpunkt von 20 bar (statischer Pressdruck) beim reinen PP bei ca. 135 °C und endet bei ca. 112 °C, während diese beim modifizierten Compound bei ca. 132 °C beginnt und bei ca. 121 °C endet.

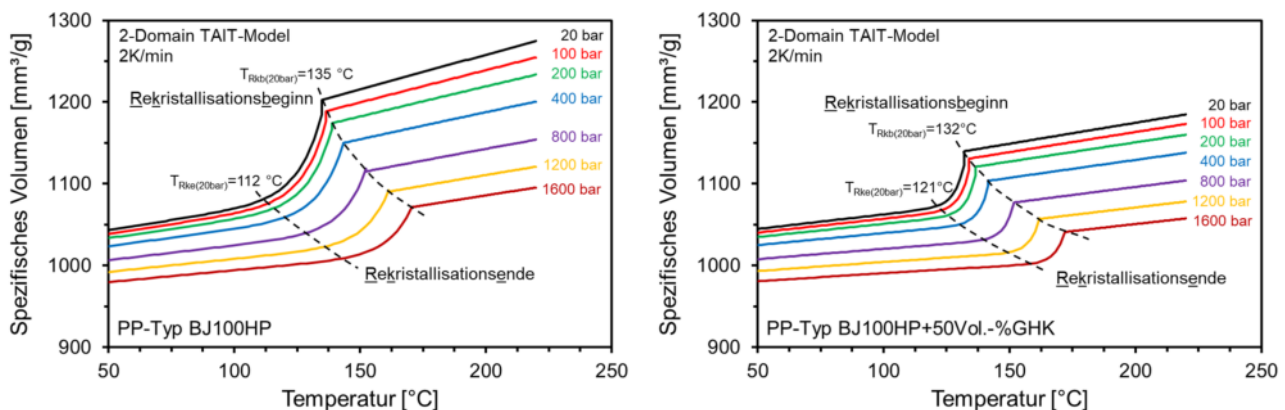
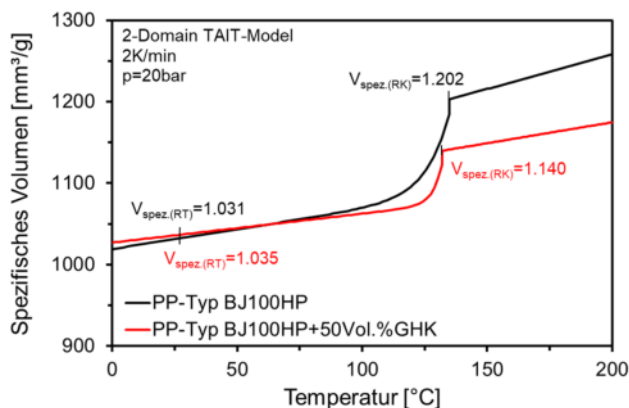


Bild 5.6 *pVT-Verhalten angelehnt an ISO 17744:2004*
 links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
 rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

Aus dem isobaren Verlauf bei 20 bar kann die durch Modifikation hervorgerufene Reduktion des spezifischen Volumens bereits abgelesen werden (Bild 5.7 links). Unter der Annahme, dass ab Beginn der Rekristallisation kein Fließen der Matrix mehr stattfindet, reduziert sich das spezifische Volumen von $V_{\text{spez.}(RK)}$ bis auf $V_{\text{spez.}(RT)}$ bei Raumtemperatur. Es ergibt sich für das unmodifizierte Polypropylen eine Volumenabnahme von 171 mm³/g, während das mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Polymer ein Delta von 105 mm³/g aufweist (Bild 5.7 rechts). Es tritt also mit einer Halbierung der Polymermenge keine Halbierung des spezifischen Volumens ein, was die Vermutung nahelegt, dass der Füllstoff deutlichen Einfluss auf das Schwindungsverhalten nimmt.



PP-Typ BJ100HP			
Füllstoffgehalt	Spezifisches Volumen bei 20 bar		
	RT	RK	Delta
	[mm³/g]		
0 Vol.-% GHK	1031	1202	171
50 Vol.-% GHK	1035	1140	105

Bild 5.7 *pVT-Verhalten bei 20 bar in Abhängigkeit der Temperatur*
 links: Verlauf des spezifischen Volumens ohne und mit Modifikation
 rechts: Spezifische Volumenabnahme von Rekristallisations- bis Raumtemperatur

5.1.5 Thermomechanische Analyse (TMA)

In Bild 5.8 sind die Ergebnisse der thermomechanischen Analyse zur Bestimmung der freien, richtungsabhängigen Ausdehnungskoeffizienten beim ersten Aufheizen in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Beim unmodifizierten Polypropylen (Bild 5.8 links) ist eine lineare Zunahme des Ausdehnungsverhaltens im Temperaturbereich von -30 °C bis ca. 50 °C erkennbar. Es folgt ein kleinerer Peak zwischen 50 °C und 70 °C , der auf Additive im Werkstoff zurückzuführen sein könnte. Oberhalb von 70 °C nimmt der Ausdehnungskoeffizient anfänglich weiter linear, zum Kristallschmelzpunkt exponentiell zu. Auffällig ist, dass in Oberflächenrichtung (z-Richtung) das Verhalten im unteren leicht und im oberen Temperaturbereich deutlich von den ebenen Halbzeugachsen (x- und y-Richtung) zu höherem Niveau abweicht, wenn gleich auch die Streubreite der Messung zunimmt. Dieser Effekt könnte durch eine molekulare Ausrichtung der Polymerketten beim flächigen Pressvorgang hervorgerufen werden. Beim mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Polypropylen (Bild 5.8 rechts) ist ein wesentlich geringeres Niveau des Ausdehnungsverhaltens im gesamten Temperaturbereich von -30 °C bis 130 °C zu beobachten. Alle drei Koeffizienten zeigen unabhängig der Raumrichtung fast keine Änderung des Ausdehnungsverhaltens über der Temperatur, die Kurvenverläufe sind annähernd horizontal. Eine Abweichung in z-Richtung von den Raumrichtungen x und y ist nicht mehr erkennbar. Der lineare Ausdehnungskoeffizient $\alpha_{z\uparrow(23\text{°C})}$ des reinen Polypropylen reduziert sich bei Raumtemperatur in Oberflächenrichtung durch die 50 Vol.-% GHK-Modifikation um etwa die Hälfte, von $127,1\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $65,0\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$. Bei 120 °C ist die Reduktion von $316,7\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $113,3\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ mit etwa 74 % ausgeprägter.

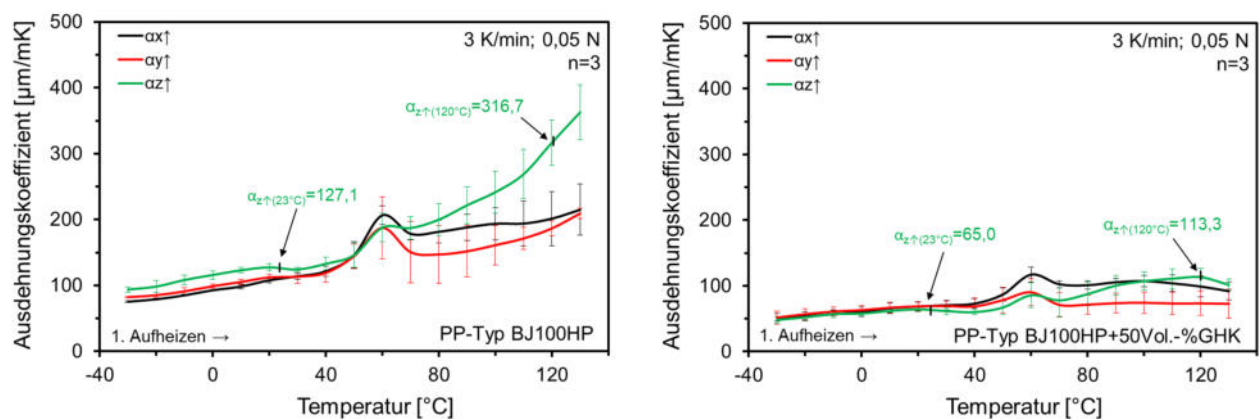


Bild 5.8 Freies Ausdehnungsverhalten nach DIN 11359-2 in Abhängigkeit der Temperatur
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

Bild 5.9 zeigt die Ergebnisse der durch den Glaszylinder in x- und y-Richtung behinderten, orthogonalen Ausdehnungskoeffizienten beim ersten Aufheizen in Abhängigkeit der Temperatur. Das unmodifizierte PP (Bild 5.9 links) äußert im Vergleich zur freien Ausdehnung einen ähnlichen Verlauf mit anfänglich linearer, ab ca. 80 °C exponentieller Zunahme des Koeffizienten. Aufgrund der flächigen Behinderung liegt das Niveau von $\alpha_{z\text{-beh.}\uparrow}$ erwartungsgemäß höher und der Ausdehnungskoeffizient bei 23 °C erhöht sich von $127,1\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $152,4\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$, was einer prozentualen Zunahme von etwa 20 % entspricht. Wesentlich ausgeprägter ist die Zunahme bei höheren Temperaturen und das Niveau von $\alpha_{z\text{-beh.}\uparrow}$ verdoppelt sich beinahe. Bei 120 °C nimmt $\alpha_{z\uparrow(120\text{°C})}$ von $316,7\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $\alpha_{z\text{-beh.}\uparrow(120\text{°C})}$ $605,9\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ zu und hat damit eine prozentuale Steigerung von 91,3 %. Es liegt die Vermutung nahe, dass bei der Berechnung des transversalen Ausdehnungsverhaltens eines imprägnierten Faserbündels die behinderte, axiale Ausdehnung der Matrix vor allem bei höheren Temperaturen berücksichtigt werden muss. Beim mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Polypropylen (Bild 5.9 rechts) kann analog zum freien Verhalten die mit der Modifikation generell einhergehende Minderung der Ausdehnung auch beim behinderten Verhalten beobachtet werden. Jedoch fällt auch hier der Absolutwert in z-Richtung höher aus. So nimmt $\alpha_{z\uparrow(23\text{°C})}$ von $65,0\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $\alpha_{z\text{-beh.}\uparrow(23\text{°C})}$ $70,3\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ (+8,1 %) und $\alpha_{z\uparrow(120\text{°C})}$ von $113,3\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ auf $\alpha_{z\text{-beh.}\uparrow(120\text{°C})}$ $187,7\text{ }\mu\text{m/m}^\circ\text{K}$ zu (+65,7%).

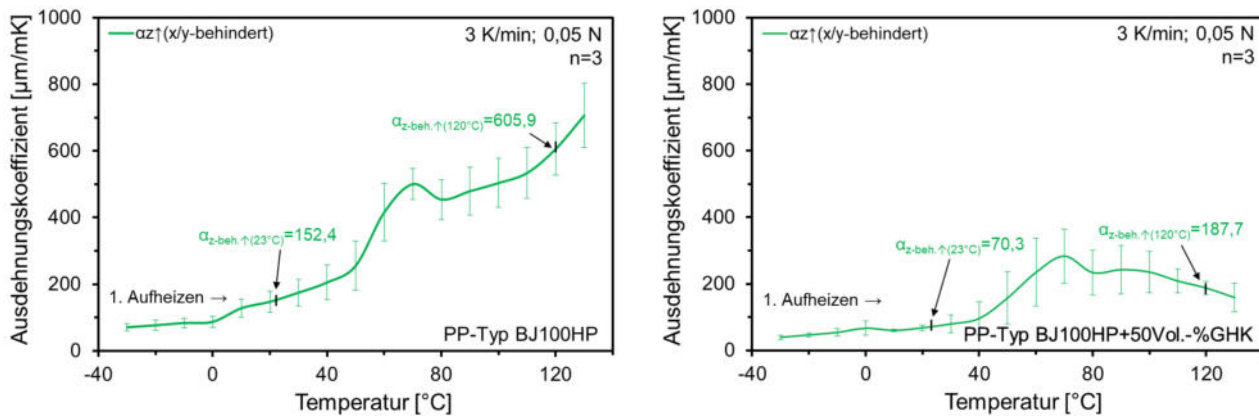


Bild 5.9 In x- und y-Richtung behindertes, orthogonales Ausdehnungsverhalten nach DIN 11359-2 in Abhängigkeit der Temperatur
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

In Bild 5.10 ist das freie, richtungsabhängige Schwindungsverhalten während der Abkühlung über der Temperatur aufgetragen. Das unmodifizierte Polypropylen (Bild 5.10 links) zeigt tendenziell einen reziproken Verlauf im Vergleich zum Aufheizvorgang. Ausgehend von der Rekristallisation reduziert sich der Ausdehnungskoeffizient $\alpha_{\downarrow}$ unabhängig der Raumrichtung zunächst exponentiell und geht dann in eine stetig lineare Abnahme über. Auffällig ist der weniger stark ausgeprägte und leicht tiefer liegende Peak zwischen ca. 50 $^{\circ}\text{C}$ und 30 $^{\circ}\text{C}$ sowie das gleichmäßige Verhalten aller drei Raumrichtungen, was darin begründet liegen kann, dass sich die Polymerketten aufgrund des vorherigen Aufheizens reorientiert haben. Der Ausdehnungskoeffizient beim Abkühlen $\alpha_{z\downarrow}(23^{\circ}\text{C})$ liegt in Oberflächenrichtung mit 135,2 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$ (+6 %) auf ähnlichem Niveau wie beim Aufheizen und bei 120 $^{\circ}\text{C}$ mit 284,1 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$ (-11,5 %) wegen der angesprochenen molekularen Vorgänge etwas niedriger. Das mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Polypropylen (Bild 5.10 rechts) zeigt keine nennenswerten Änderungen des reziproken Verhaltens im Vergleich zum Aufheizvorgang. Bei 23 $^{\circ}\text{C}$ ist der Wert für $\alpha_{z\downarrow}(23^{\circ}\text{C})$ mit 83,4 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$ (+28,3 %) höher, könnte aber vom additiven Verhalten beeinflusst werden. Bei 120 $^{\circ}\text{C}$ ist $\alpha_{z\downarrow}(120^{\circ}\text{C})$ mit 100,5 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$ (-11,3%) etwas niedriger. Sehr gut kann der positive Einfluss der Modifikation auf das Schwindungsverhalten über der gesamten Temperaturspanne beobachtet werden. Während eine Abkühlung von 120 $^{\circ}\text{C}$ auf 23 $^{\circ}\text{C}$ beim unmodifizierten PP ein Ausdehnungsdelta $\Delta\alpha_{z\downarrow}$ von 148,9 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$ aufweist, reduziert sich dieses bei 50 Vol.-% GHK auf 17,1 $\mu\text{m/m}^{\circ}\text{K}$. Die modifizierte Matrix zeigt damit deutlich homogeneres Verhalten über der Temperatur.

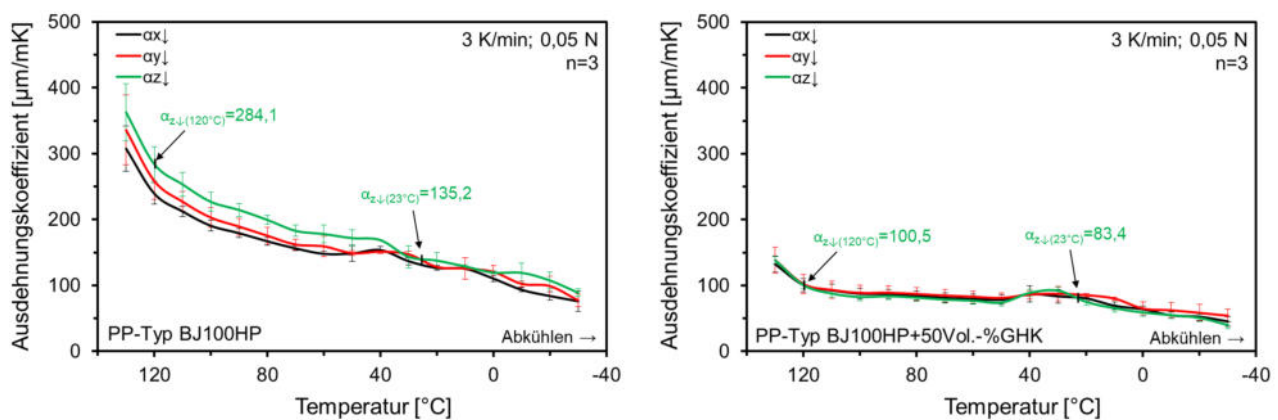


Bild 5.10 Freies Schwindungsverhalten nach DIN 11359-2 in Abhängigkeit der Temperatur
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

Bild 5.11 veranschaulicht das in x- und y-Richtung behinderte, orthogonale Schwindungsverhalten während der Abkühlung über der Temperatur. Das unmodifizierte PP (Bild 5.11 links) äußert den charakteristischen Verlauf mit zunächst exponentieller, ab ca. 100 °C linearer Abnahme des Schwindungsverhaltens bei sinkender Temperatur. Ebenso ist der gering ausgeprägte und leicht tiefer liegende Peak zwischen ca. 50 °C und 30 °C erkennbar. Im Vergleich zur freien Schwindung ist das Niveau der Koeffizienten jedoch nur bei 120 °C deutlich höher (761,7 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$ versus 226,9 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$), bei 23 °C hingegen annähernd gleich (133,9 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$ versus 135,2 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$). Der Grund hierfür könnte im Probenaufbau zu finden sein, denn ein umlaufender Glaszylinder behindert das Ausdehnungsverhalten lediglich beim Aufheizen. Bei der Abkühlung kann sich die Probe vom Rand lösen und anschließend frei schwinden. Auch beim mit 50 Vol.-% GHK modifizierten PP (Bild 5.11 rechts) kann die generelle Reduktion und Homogenisierung des behinderten, orthogonalen Schwindungsverhaltens über der Temperatur beobachtet werden. Jedoch fällt im Vergleich zur freien Schwindung die behinderte Schwindung bei hoher Temperatur deutlich größer aus und $\alpha_{z,\downarrow}(120^\circ\text{C})$ nimmt von 100,5 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$ auf $\alpha_{z,\text{beh.}\downarrow}(120^\circ\text{C})$ 226,1 $\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{K}$ (+125 %) zu. Die Vermutung beim Aufheizen bestätigt sich, dass bei der Berechnung des transversalen Schwindungsverhaltens die behinderte, axiale Schwindung der Matrix im imprägnierten Faserbündel auch während der Abkühlung berücksichtigt werden muss.

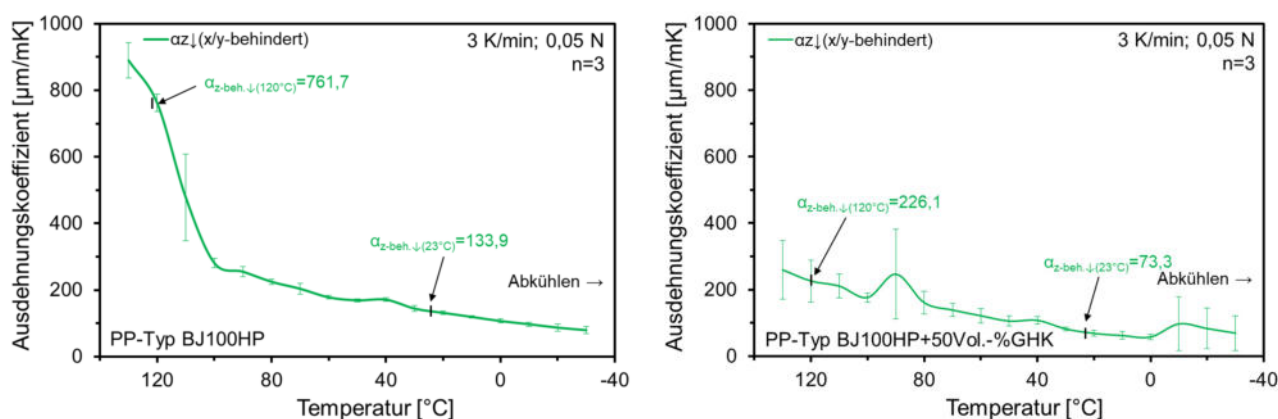


Bild 5.11 In x- und y-Richtung behindertes, orthogonales Schwindungsverhalten nach DIN 11359-2 in Abhängigkeit der Temperatur
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

In Bild 5.12 ist das orthogonale Schwindungsverhalten für verschiedene Füllstoffgehalte in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Bei freier, unbehinderter Probe (Bild 5.12 links) geht unabhängig der Temperatur mit zunehmendem Füllstoffgehalt eine deutliche Minderung des Verhaltens einher. Bei Füllstoffanteilen größer 50 Vol.-% kann zudem die Temperaturabhängigkeit der Matrix so gemindert werden, dass sich für die Schwindung des Compounds ein annähernd konstantes Verhalten einstellt. Bei in x- und y-Richtung behinderter Probe (Bild 5.12 rechts) zeigt sich zu Beginn der Abkühlung (> 100 °C) ein deutlich erhöhtes Anfangsniveau der orthogonalen Ausdehnung vor allem der unmodifizierten, aber auch der modifizierten PP-Typen. Nimmt die Temperatur weiter ab (< 80 °C), egalisiert sich das erhöhte Niveau und die Schwindung folgt aufgrund des Losreisens der Probe vom Zylinderrand dem Verlauf bei freier Schwindung. Ein annähernd konstantes Schwindungsverhalten über der betrachteten Temperaturspanne kann in diesem Fall erst bei Füllstoffanteilen größer 65 Vol.-% beobachtet werden. Die generelle Möglichkeit, die polymere Schwindung mit steigendem Füllstoffanteil zu mindern bleibt aber erhalten. Zusammenfassend ist festzustellen, dass sich die thermische Ausdehnung bzw. Schwindung der Primärzone in Abhängigkeit des sich ergebenden Füllstoffvolumenanteils nach der textilen Filterung gezielt einstellen lässt und damit auf das thermische Ausdehnungsverhalten der imprägnierten Faserbündel angepasst werden kann.

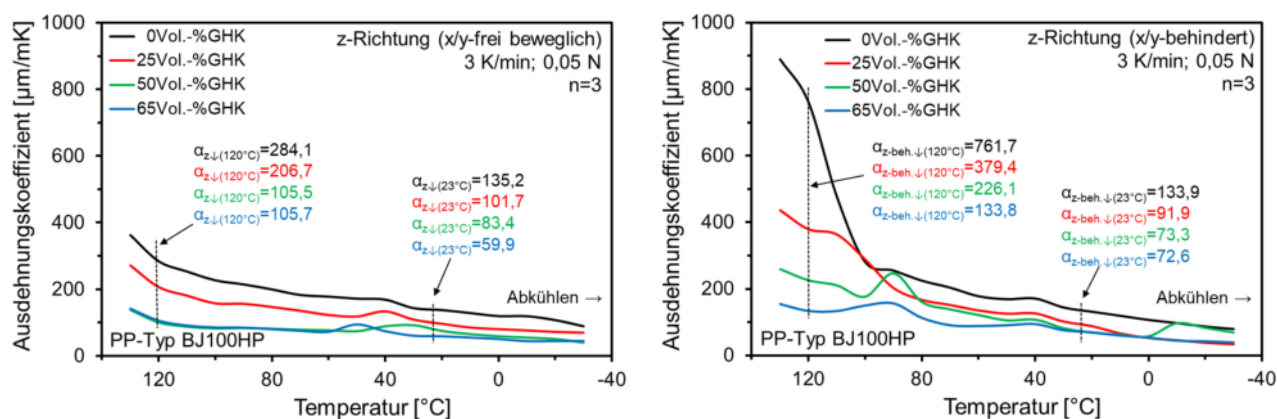


Bild 5.12 Orthogonales Schwindungsverhalten nach DIN 11359-2 für verschiedene Füllstoffgehalte in Abhängigkeit der Temperatur
links: Verlauf der Ausdehnungskoeffizienten bei x/y-frei beweglicher Probe
rechts: Verlauf der Ausdehnungskoeffizienten bei x/y-behinderter Probe

Tabelle 5.2 verdeutlicht die gemessenen Ausdehnungskoeffizienten und deren prozentuales Reduktionsdelta in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts bei zwei unterschiedlichen Temperaturen. Vergleicht man bei Raumtemperatur die Reduktion der orthogonalen Schwindung ohne und mit Behinderung, ergibt sich bei den untersuchten Füllstoffmengen bezogen auf das Ausgangspolymer ein Delta von 24,8 % bzw. 31,4 % bei 25 Vol.-% GHK, von 38,3 % bzw. 45,3 % bei 50 Vol.-% GHK und von 55,7 % bzw. 45,8 % bei 65 Vol.-% GHK. Die Minderung des Schwindungsverhaltens folgt demnach unabhängig der Einspannung in etwa der Erhöhung des Volumenanteils an Füllstoff im Compound. Anders verhält sich das Material bei einer Prüftemperatur von 120 °C. Während ohne Behinderung die Schwindungsreduktion erneut mit dem Füllstoffanteil in etwa korreliert (27,2 %, 62,9 % und 62,8 %), wirkt sich die Modifikation auf das Schwindungsverhalten bei behinderter Probe intensiver aus und das prozentuale Reduktionsdelta steigt an (50,2 %, 70,3 % und 82,4 %). Es ist für die unter Spannung stehende Matrix der Primärzone bei Zugabe von Füllstoffen also mit einem positiven Effekt auf das sich einstellende Schwindungsverhalten zu rechnen.

Füllstoffgehalt	Orthogonales Schwindungsverhalten nach DIN 11359-2											
	x/y-frei bewegliche Probe						x/y-behinderte Probe					
	23 °C			120 °C			23 °C			120 °C		
	[µm/m°K]	[%]	Delta	[µm/m°K]	[%]	Delta	[µm/m°K]	[%]	Delta	[µm/m°K]	[%]	Delta
0 Vol.-% GHK	135,2	100	0	284,1	100	0	133,9	100	0	761,7	100	0
25 Vol.-% GHK	101,7	75,2	24,8	206,7	72,8	27,2	91,9	68,6	31,4	379,4	49,8	50,2
50 Vol.-% GHK	83,4	61,7	38,3	105,5	37,1	62,9	73,3	54,7	45,3	226,1	29,7	70,3
65 Vol.-% GHK	59,9	44,3	55,7	105,7	37,2	62,8	72,6	54,2	45,8	133,8	17,6	82,4

Tabelle 5.2 Messwerte der Ausdehnungskoeffizienten und prozentuale Reduktion in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts bei unterschiedlichen Temperaturen

5.1.6 Dynamisch - Mechanische Analyse (DMA)

In Bild 5.13 sind die Ergebnisse der dynamisch-mechanischen Analyse unter Zugbelastung in Form des Speicher- und Verlustmoduls sowie des Verlustfaktors in Abhängigkeit der Temperatur in linearer Darstellung abgebildet. Die unmodifizierte Polypropylen-Matrix (Bild 5.13 links) zeigt ihren Glasübergang bei ca. -19 °C, gekennzeichnet durch den α -Peak im Verlauf des Verlustfaktors $\tan \delta$. Der Verlustfaktor äußert einen zweiten β -Peak bei etwa 96 °C, der bereits in den TMA-Messungen zwischen 50 °C und 70 °C deutlich zu erkennen war. Der Speichermodul ändert in diesem Bereich seinen Verlauf und fällt weniger stark ab, was ein Maß für mehr gespeicherte Arbeit im Material

darstellt. Das Basispolymer muss also über Additive verfügen, die ab einer Grenztemperatur von ca. 70 °C versteifend wirken. Ab etwa 165 °C schmilzt das Material, so dass Speicher- und Verlustmodul auf den Wert null abfallen. Das mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Polypropylen (Bild 5.13 rechts) äußert bei ähnlichen Temperaturpunkten ähnliches Verhalten, wenn gleich der Speichermodul auf einem leicht höheren Niveau verläuft. Auffällig ist, dass der β -Peak im Verlauf des Verlustfaktors $\tan \delta$ im Unterschied zur unmodifizierten Type nicht mehr vorhanden ist und die Kurve ab ca. 25 °C einen annähernd linearen Anstieg bis in den Schmelzbereich erfährt. Dieses Verhalten spiegelt sich auch im Verlustmodul wieder, der nach dem Glasübergangsbereich ab ca. 25 °C einen mehr oder weniger horizontalen Verlauf einnimmt und erst mit Beginn des Kristallitschmelzvorgangs abfällt.

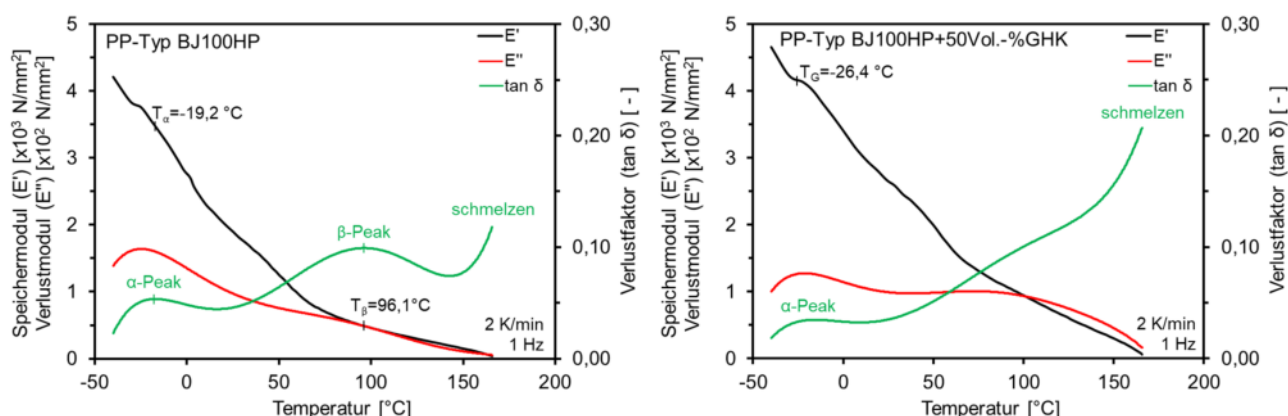


Bild 5.13 Mechanisches Werkstoffverhalten angelehnt an DIN EN ISO 6721-1 in Abhängigkeit der Temperatur

links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation

rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

Bild 5.14 zeigt das mechanische Werkstoffverhalten des Basispolymers PP-Typ BJ100HP in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts. Der Kurvenverlauf des komplexen Elastizitätsmoduls E^* (Bild 5.14 links) zeigt die charakteristischen Temperaturen des Glasübergangs, der Additive und des Schmelzbereichs unabhängig vom Füllstoffgehalt. Eine Steigerung der Festigkeit mit Zunahme der Modifikationsmenge ist nur bedingt zu beobachten. Wesentlich deutlicher zeigt sich der Einfluss des Füllstoffgehalts an GHK beim Verlustmodul E'' (Bild 5.14 rechts). Die in Wärme umgesetzte Arbeit reduziert sich im unteren Temperaturbereich von -50 °C bis ca. 25 °C, während sich diese im oberen Temperaturbereich von ca. 25 °C bis etwa 100 °C erhöht.

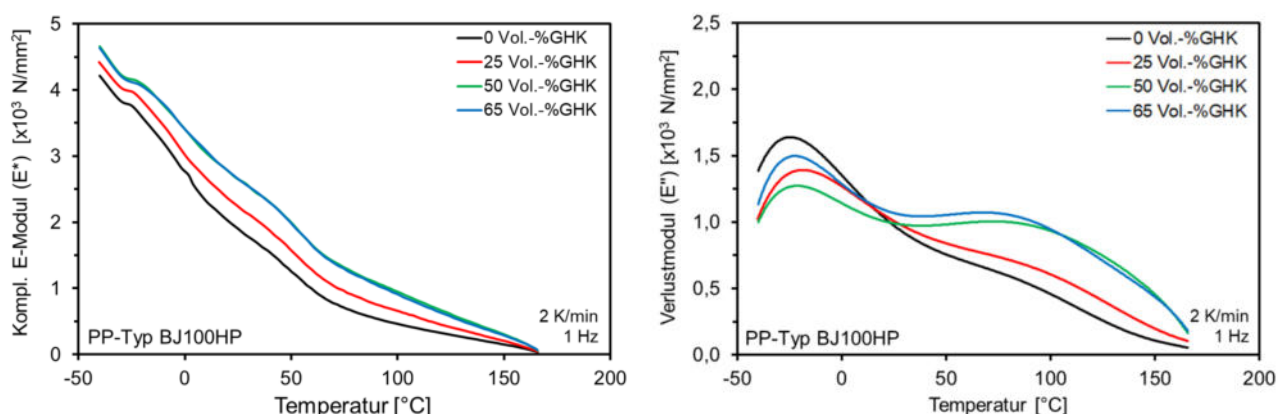


Bild 5.14 Mechanisches Werkstoffverhalten angelehnt an DIN EN ISO 6721-1 in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts

links: Komplexer Elastizitätsmodul E^*

rechts: Verlustmodul E''

5.2 Oberflächenmodifikation

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Untersuchungen zur Oberflächenmodifikation entlang der Prozesskette vorgestellt. Ziel ist es Erkenntnisse und Auswirkungen zur Herstellung von Drei-Phasen-Verbunden zu generieren. Zunächst wird der vorgeschaltete Matrixmodifikationsschritt bewertet und das mechanische Grundverhalten an Zugstab-Probekörpern diskutiert. Anschließend wird das Hauptaugenmerk auf die textile Filterwirkung in Abhängigkeit der Füllstoffart gelegt. Zur Verifizierung der Technologie werden die Ergebnisse an imprägnierten Halbzeugen überprüft und schließlich der Nachkonsolidierungsvorgang beleuchtet.

5.2.1 Matrixmodifikation

In Bild 5.15 links sind die gemessenen Füllstoffvolumenanteile des Veraschungstests in Form der Einzelmessergebnisse und des Mittelwerts in Abhängigkeit von zwei Füllstoffen dargestellt. Die angepeilte Zielvorgabe von 50 Vol.-% Füllstoff in der Polymermatrix konnte bei beiden Füllstoffen gut erreicht werden. Beim Polypropylen mit GHK (graue Messbalken) wurde ein Mittelwert von 49,63 Vol.-% bei einer Standardabweichung von 0,04 Vol.-% gemessen. Bei den wegen der geringen Größe schwerer einzucompoundieren CaCO_3 -Partikeln vom Typ Omycarb 2T-AV konnte ein Mittelwert von 49,08 Vol.-% bei einer Standardabweichung von 0,15 Vol.-% erzielt werden. Beide Compounds haben damit eine Abweichung kleiner 1 % vom Sollwert. In Bild 5.15 rechts ist der Restfeuchtegehalt der hergestellten Compoundproben nach 0 h, 5 h und 22 h Trocknungszeit dargestellt. Es ist zu erkennen, dass beide Compounds bei der Herstellung Feuchtigkeit aufgenommen haben. Die GHK neigen mit 5,93 % zu einer größeren Feuchtaufnahme als das gemessene CaCO_3 vom Typ Omycarb 2T-AV mit 2,73 %.

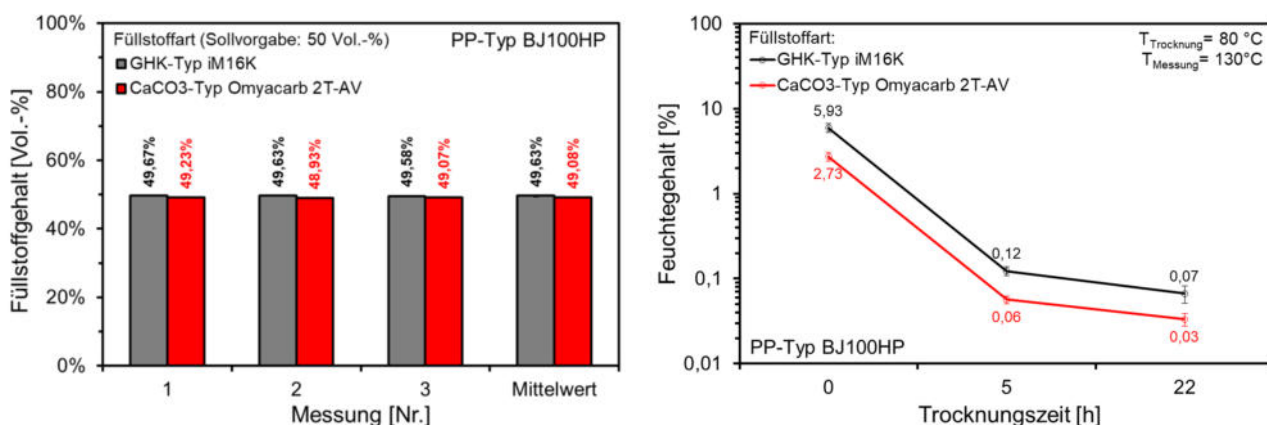


Bild 5.15 Bestimmung des Füllstoffvolumenanteils und des Restfeuchtegehalts nach der Compoundierung

links: Veraschungstest nach DIN EN ISO 1172

rechts: Restfeuchtegehalt angelehnt an ASTM D6980-04

5.2.2 Mechanisches Verhalten der modifizierten Matrix

In Bild 5.16 links ist das mechanische Verhalten der Zugstab-Probekörper unter einachsiger Zugbelastung bei 23 °C und 70 °C dargestellt. Das unmodifizierte PP zeigt bei Raumtemperatur ein duktiles Werkstoffverhalten und die Zugspannung nimmt bis zur Streckgrenze mit steigender Dehnung auf 25 MPa degressiv zu (schwarz durchgezogene Linie). Erhöht sich die Temperatur auf 70 °C, sinkt der Verlauf zu einem niedrigeren Niveau ab und die Zugfestigkeit sinkt auf 14,6 MPa ab (schwarz gestrichelte Linie). Wird das PP zu 25 Vol.-% bzw. 50 Vol.-% GHK Compound modifiziert (rote bzw. grüne Linie), erhöht sich bei beiden Temperaturen die Steifigkeit, während Festigkeit und Bruchdehnung sinken. Bei 23 °C nimmt der Elastizitätsmodul von 1,2 GPa auf 1,5 GPa bzw. 2,0 GPa und bei 70 °C von 0,9 GPa auf 1,2 GPa bzw. 1,7 GPa zu, während die Festigkeit bei 23 °C von 25,0 MPa auf 16,1 MPa bzw. 11,7 MPa und bei 70 °C von 14,6 MPa auf 11,5 MPa bzw. 10,5 MPa abnimmt (Bild 5.16 rechts). Ungeschlichtete GHK wirken damit versteifend, setzen aber die Festigkeit merklich herab. Die Reduktion der Festigkeit könnte auf das Phänomen der Dehnungsvergrößerung von verstärkten Polymeren zurückzuführen sein, woraus die Matrix bei

Belastung einen größeren Teil der Dehnung übernimmt und daraus eine örtliche Spannungserhöhung resultiert. Oder aber die Grenzfläche zwischen PP und GHK weist keine optimale Haftung auf, und der Verbund versagt bei Kraftanstieg früher.

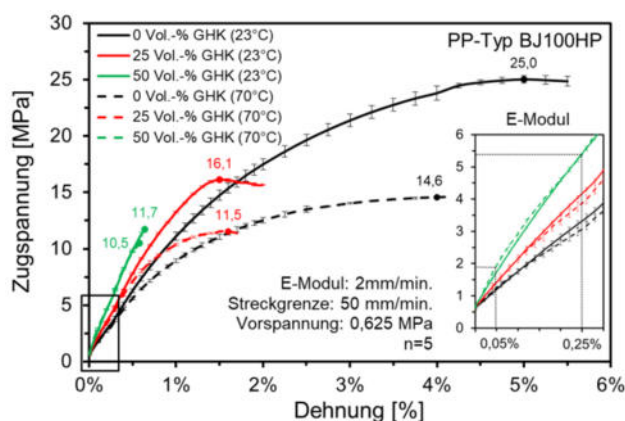


Bild 5.16 Zugversuch nach DIN EN ISO 527-1 in Abhängigkeit der Temperatur
links: Spannungs-Dehnungskurven PP-Typ BJ100HP ohne und mit Modifikation
rechts: Kennwerte von Elastizitätsmodul, Zugfestigkeit und Bruchdehnung

In Bild 5.17 ist das Retardationsverhalten der spritzgegossenen Probekörper unter Zugbelastung in Abhängigkeit der Zeit bei 23 °C und 70 °C dargestellt. Das unmodifizierte PP (Bild 5.17 links) zeigt bei linearer Zeitachse mit steigender Anfangsspannung einen zunehmend ausgeprägten Anstieg der Ausgangslänge mit degressivem Verlauf der Kriechdehnung. Der Einfluss der Temperatur ist klar zu erkennen. Beispielsweise steigt bei 5 MPa Anfangsspannung die Kriechdehnung nach 180s von $\epsilon_{t(5MPa/23^\circ C)} = 0,54$ % bei 23 °C auf $\epsilon_{t(5MPa/70^\circ C)} = 0,82$ % bei 70 °C an, was einer Zunahme von 0,28 % entspricht. Hingegen ist das Kriechverhalten des mit 50 Vol.-% GHK modifizierten PP-Compounds (Bild 5.17 rechts) in Abhängigkeit der Belastung deutlich geringer ausgeprägt. So nimmt die Kriechdehnung bei gleicher Anfangsspannung von 5 MPa von $\epsilon_{t(5MPa/23^\circ C)}^* = 0,28$ % bei 23 °C auf $\epsilon_{t(5MPa/70^\circ C)}^* = 0,37$ % bei 70 °C zu, woraus ein Unterschied von lediglich 0,09 % resultiert. Es geht mit steigendem Füllstoffgehalt also nicht nur eine prozentual gesehen etwa gleiche Reduktion der Kriechdehnung einher ($0,28$ %/ $0,54$ % = $0,52$ bzw. $0,37$ %/ $0,82$ % = $0,45$), sondern auch der Temperatureinfluss wird mit Füllstoffzunahme deutlich vermindert ($\Delta\epsilon_{t(5MPa/23^\circ C)}^* = 0,28$ % bzw. $\Delta\epsilon_{t(5MPa/70^\circ C)}^* = 0,09$ %).

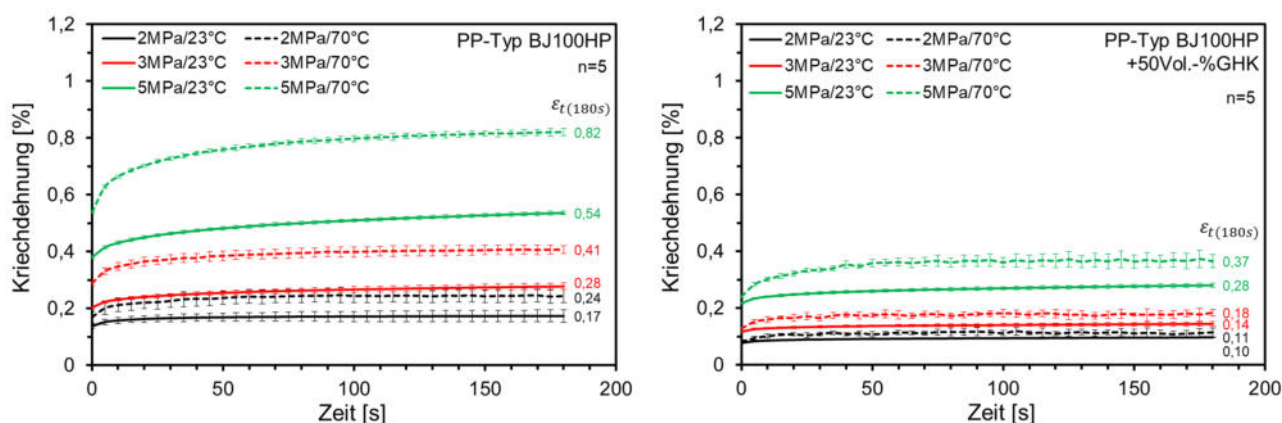


Bild 5.17 Kriechverhalten nach DIN EN ISO 899-1 bei unterschiedlicher Anfangsspannung
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation bei 23 °C und 70 °C
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation bei 23 °C und 70 °C

In Bild 5.18 ist die auf 2 MPa/23 °C normierte Kriechdehnung der spritzgegossenen Probekörper in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts bei einer Zeit von 180 s für unterschiedliche Temperaturen und Anfangsspannungen dargestellt. Bei 23 °C zeigt das unmodifizierte PP (Bild 5.18 links) das erwartete viskoelastische Materialverhalten. Mit Spannungserhöhung von 2 MPa über 3 MPa auf

5 MPa nimmt die Dehnung von 100 % über 160 % auf 310 % zu. Dieses Verhalten wird durch das Polymer verursacht und ist deshalb auch bei 25 Vol.-% bzw. 50 Vol.-% GHK-Anteil zu beobachten. Sehr gut ist die füllstoffbedingte, lineare Reduktion des Kriechverhaltens zu erkennen, wobei sich die normierte Kriechdehnung etwa im Verhältnis der Füllstoffmenge reduziert. Beispielsweise nimmt diese bei einer Anfangsspannung von 3 MPa von 160 % über 119 % auf 83 % ab, wenn das Compound eine Modifikation ausgehend von 0 Vol.-% über 25 Vol.-% zu 50 Vol.-% GHK erfährt. Bei 70 °C zeigt das PP (Bild 5.18 rechts) mit Zunahme der Anfangsspannung ebenfalls eine Erhöhung der normierten Kriechdehnung. Auffällig ist jedoch, dass die prozentuale Reduktion der Kriechdehnung bei 70 °C bezogen auf die Ausgangstemperatur von 23 °C deutlich höher ausfällt und unabhängig der Anfangsspannung bei etwa -35 % liegt. So nimmt beispielsweise bei einer Anfangsspannung von 3 MPa die Kriechdehnung von 296 % über 166 % auf 107 % ab. Die sich einstellende Reduktion der zeitlichen Dehnung eines Verbundes kann somit in Abhängigkeit des Füllstoffanteils und der Temperatur linear berechnet werden. Geht man bei einem Drei-Phasen-Verbund davon aus, dass sich durch den textilen Filtereffekt die Füllstoffmenge in der Primärzone berechnen lässt, so kann das damit einhergehende Verhalten der Kriechdehnung in Abhängigkeit des sich einstellenden Volumenanteils und der Temperatur vorhergesagt werden.

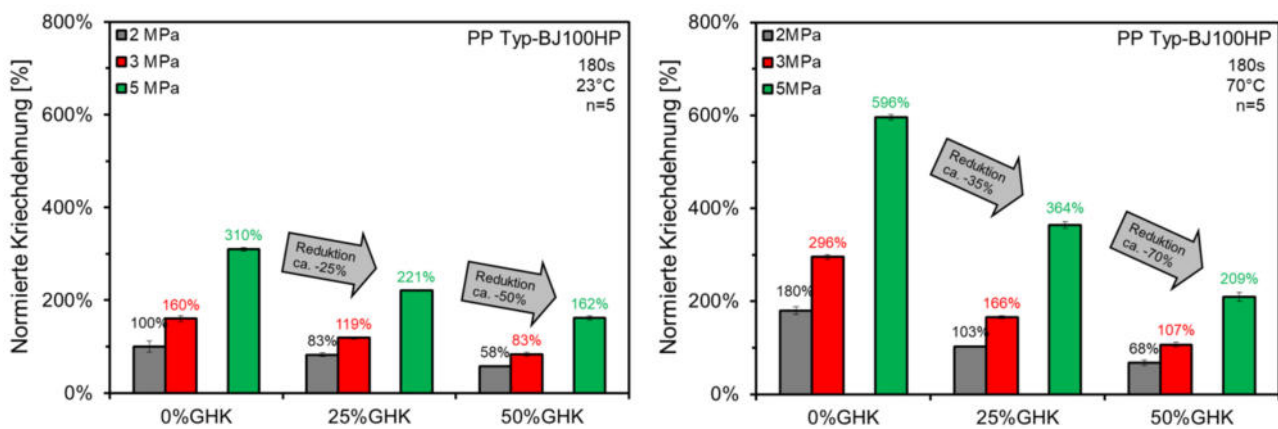
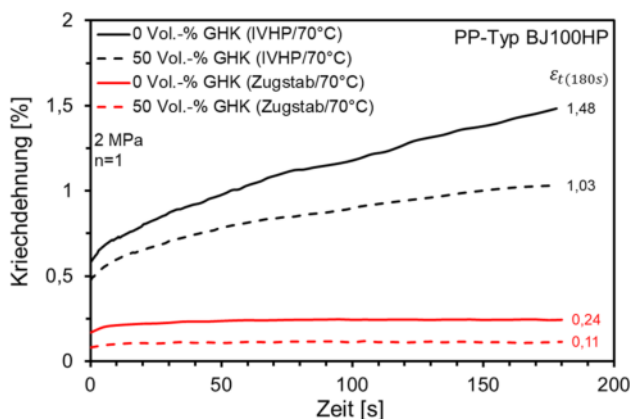


Bild 5.18 Normiertes Kriechverhalten in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts
links: PP-Typ BJ100HP bei 23°C mit 2 MPa, 3 MPa und 5 MPa Anfangsspannung
rechts: PP-Typ BJ100HP bei 70°C mit 2 MPa, 3 MPa und 5 MPa Anfangsspannung

Das Kriechverhalten von IVHP-Halbzeugproben ohne Endlosfaserverstärkung ist im Vergleich zu den spritzgegossenen Zugstab-Probekörpern in Bild 5.19 links zu sehen. Deutlich zu erkennen ist das ausgeprägtere Kriechverhalten der Halbzeugproben bei 70 °C. Im direkten Vergleich liegt die IVHP-Kriechdehnung $\epsilon_{t(IVHP/180s/70^{\circ}C)}$ bei 2 MPa Ausgangsspannung mit 1,48 % um 1,24 % deutlich höher als die Spritzgußprobe, was in der stark unterschiedlichen Orientierung der Makromoleküle bedingt durch den Pressvorgang und der Probekörpergeometrie begründet liegen kann. Mit Zugabe von 50 Vol.-% GHK sind eine Zunahme des Zug-Kriechmoduls und damit eine signifikante Abnahme der Kriechdehnung von 1,48 % auf 1,03 % zu beobachten (Bild 5.19 rechts).



PP-Typ BJ100HP				
Probenart / Temperatur / Füllstoffgehalt			Kriechverhalten	
			σ_{Zug}	$\epsilon_{t(180s)}$
			[MPa]	[%]
IVHP	70 °C	0 Vol.-%GHK	2	1,48
		50 Vol.-%GHK	2	1,03
Zugstab		0 Vol.-%GHK	2	0,24
		50 Vol.-%GHK	2	0,11

Bild 5.19 Kriechverhalten nach DIN EN ISO 899-1 in Abhängigkeit der Zeit
links: Vergleich von IVHP vs. Zugstab-Proben ohne und mit Modifikation bei 70 °C

rechts: Anfangsspannung und Kriechdehnung im Vergleich

Bild 5.20 zeigt das Relaxationsverhalten der spitzgegossenen Probekörper unter konstanter Dehnungsbelastung in Abhängigkeit der Zeit bei 23 °C und 70 °C. Reziprok zum Retardationsverhalten ist beim unmodifizierten PP (Bild 5.20 links) bei linearer Zeitachse mit steigender Ausgangsdehnung ein zunehmend ausgeprägter Abfall der Anfangszugspannung mit degressivem Verlauf zu beobachten. Der Spannungsabfall σ_{Zug} ist nur geringfügig von der Temperaturbelastung abhängig. Bei 5 MPa Anfangsspannung liegt bei 23 °C nach 180 s Messzeit ein Abfall von $\Delta\sigma_{t(180s/23^\circ C)} = 1,11$ MPa an, während nach gleicher Periodendauer bei 70 °C eine Minderung von $\Delta\sigma_{t(180s/70^\circ C)} = 1,19$ MPa gemessen wurde. Beim mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Compound (Bild 5.20 rechts) fällt der Spannungsabfall bei 5 MPa Anfangsspannung bei 23 °C mit $\Delta\sigma_{t(180s/23^\circ C)}^* = 0,93$ MPa und bei 70 °C mit $\Delta\sigma_{t(180s/70^\circ C)}^* = 1,33$ MPa nach 180s etwas unterschiedlicher aus. Jedoch ist der Unterschied bei 3 MPa bzw. 2 MPa Anfangsspannung deutlich geringer. Der Einfluss der GHK-Füllstoffmenge auf das Relaxationsverhalten von PP ist damit als gering zu bewerten.

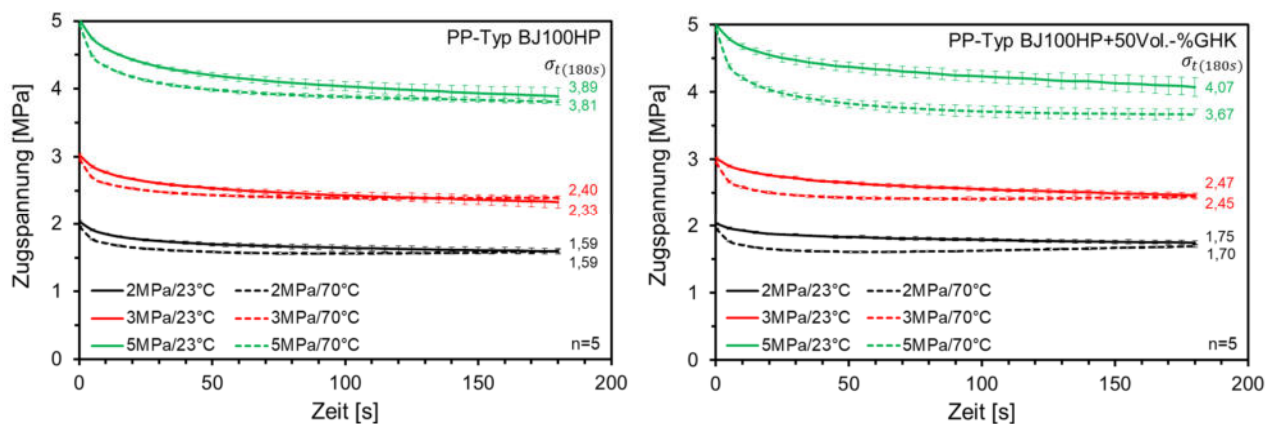


Bild 5.20 Relaxationsverhalten angelehnt an DIN 53441 in Abhängigkeit der Zeit
 links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation bei 23 °C und 70 °C
 rechts: PP-Typ BJ100HP mit 50 Vol.-% GHK Modifikation bei 23 °C und 70 °C

Bild 5.21 stellt die nach einer Zeit von 180 s auf 2 MPa/23 °C normierten Relaxationsspannungen der spritzgegossenen Zugstabproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts für unterschiedliche Temperaturen und Anfangsspannungen dar. Mit steigender Anfangsspannung kann eine Zunahme des Spannungsabfalls registriert werden. Bei 23 °C zeigt das unmodifizierte PP (Bild 5.21 links) eine Relaxationszugspannung ausgehend von 100 % bei 2 MPa über 146 % bei 3 MPa auf 244 % bei 5 MPa Anfangsspannung. Eine Veränderung dieses Verhaltens in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes, wie es bei der Kriechdehnung zu beobachten ist, kann hier nicht festgestellt werden. Bei 25 Vol.-% bzw. 50 Vol.-% GHK sind die normierten Zugspannungen zum Relaxationszeitpunkt $t = 180$ s mit 103 % bzw. 110 %, 147 % bzw. 155 % und 256 % bzw. 256 % ähnlich dem unmodifizierten Werkstoff. Bild 5.21 rechts zeigt die auf 2 MPa/23 °C normierten Relaxationsspannungen bei 70 °C Prüftemperatur. Ein Einfluss der Temperatur auf das Relaxationsverhalten ist ebenso nicht zu erkennen. Ebenso wenig ist eine füllstoffbedingte Veränderung des Relaxationsverhaltens zu beobachten. Die normierten Zugspannungen nach 180 s bei 0 Vol.-%, 25 Vol.-% und 50 Vol.-% bleiben bei gleicher Anfangsspannung ähnlich. Die sich einstellende Relaxationsspannung eines Verbundes nach einer Zeit t wird somit hauptsächlich durch das Polymer hervorgerufen und kann unabhängig des Füllstoffanteils berechnet werden. Da sich bei einem Drei-Phasen-Verbund das Polymer nach der Verarbeitung anteilig in der Primär-, als auch in der Sekundärzone befindet, muss zur Berechnung der vorherrschenden Spannungshöhe der jeweilige Haftverbund zwischen Matrix und Füllstoff bzw. Matrix und Faser entsprechend der Raumzone in der Simulation berücksichtigt werden.

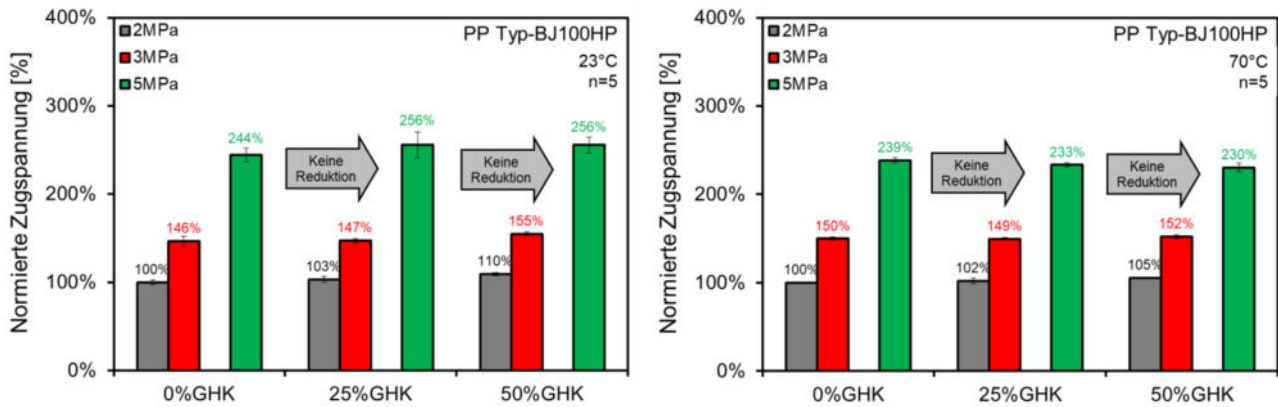
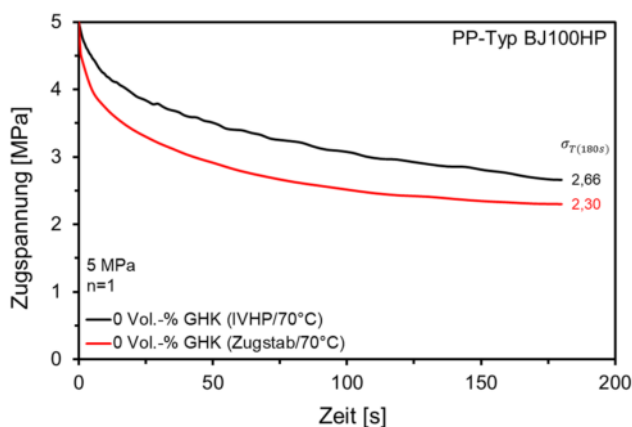


Bild 5.21 Normiertes Relaxationsverhalten in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts
 links: PP-Typ BJ100HP bei 23°C mit 2 MPa, 3 MPa und 5 MPa Anfangsspannung
 rechts: PP-Typ BJ100HP bei 70°C mit 2 MPa, 3 MPa und 5 MPa Anfangsspannung

Einen Vergleich des Relaxationsverhaltens von unmodifiziertem Polypropylen bei 70 °C zwischen Spritzgießproben und IVHP-Proben bei einer Anfangsspannung von 5 MPa zeigt Bild 5.22. Es ist ein analoger Verlauf der Spannungsrelaxation beider Proben erkennbar, wenn gleich die IVHP-Probe zu Beginn der Messung einen verminderten Abfall und nach 180 s eine um 0,36 MPa höhere Relaxationsspannung $\Delta\sigma_{t(180s)}$ aufweist. Dies könnte erneut mit der in z-Richtung weniger stark ausgeprägten Orientierung in Verbindung gebracht werden, weshalb für die Simulationsrechnungen in dieser Arbeit der Verlauf der Spannungsrelaxation der IVHP-Proben herangezogen und über das Maxwell-Modell nachgestellt werden soll.



PP-Typ BJ100HP				
Probenart / Temperatur / Füllstoffgehalt			Relaxationsverhalten	
			σ_{Zug}	$\Delta\sigma_{t(180s)}$
			[MPa]	[MPa]
IVHP	70 °C	0 Vol.-%GHK	5	2,66
Zugstab		0 Vol.-%GHK	5	2,30

Bild 5.22 Relaxationsverhalten angelehnt an DIN 53441 in Abhängigkeit der Zeit
 links: Vergleich von Spritzguss- und IVHP-Proben ohne Modifikation bei 70 °C
 rechts: Anfangsspannung und Relaxationsspannung nach 180 s

5.2.3 Textiler Filtereffekt

Der textile Filtereffekt ist wesentliche Voraussetzung zur Angleichung des Werkstoffverhaltens von Primär- und Sekundärzone. Bild 5.23 zeigt ganz links Aufnahmen der am Betriebspunkt hergestellten, unmodifizierten PP-Halbzeugproben bei einer Presszeit von 20 s. Äußerlich betrachtet ist durch die Orangefärbung des Polypropylens gut die vollständige Imprägnierung der Faserarchitektur zu erkennen. Weiter nach rechts laufend sind die Ergebnisse der visuellen Bewertung der mittels Compound modifizierten Halbzeugproben bei 25 Vol.-% (oben) bzw. 50 Vol.-% (unten) Füllstoffgehalt in Abhängigkeit der mittleren Füllstoffdurchmesser dargestellt. Alle Muster mit Modifikation zeigen Bereiche mit nicht vollständig imprägnierten Faserbündeln, welche in Form von weißen Zonen erkennbar sind. Die Häufigkeit dieser Zonen nimmt von links nach rechts und von oben nach unten zu. Der Füllstoff-Typ GHK iM16K mit 25 Vol.-% Gehalt zeigt makroskopisch gesehen die wenigsten Bereiche unvollständiger Tränkung, der Füllstoff-Typ

Omyacarb 2T-AV mit 50 Vol.-% Gehalt die Meisten. Die Beeinflussung der Imprägnierung durch Modifikationsart und -menge ist also visuell gut zu sehen.

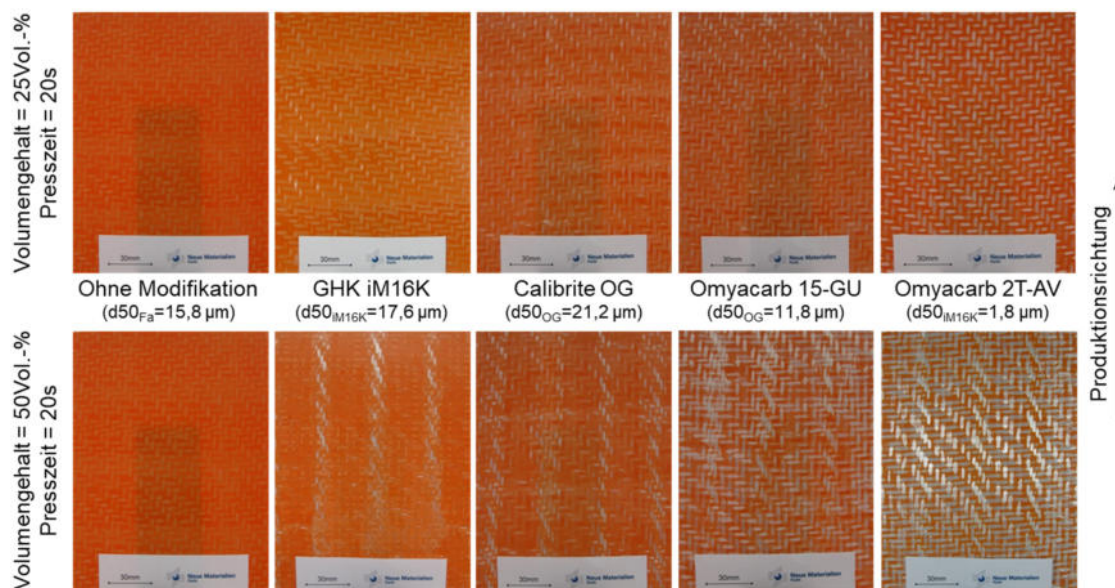


Bild 5.23 Aufnahmen von Halbzeugproben ohne und mit Modifikation bei 20 s Presszeit
links: Unmodifizierte Halbzeugproben
oben: Modifizierte Halbzeugproben mit 25 Vol.-% Füllstoffvolumengehalt
unten: Modifizierte Halbzeugproben mit 50 Vol.-% Füllstoffvolumengehalt

Bild 5.24 veranschaulicht das äußere Erscheinungsbild modifizierter Halbzeuge bei 40 s Presszeit. Bei 25 Vol.-% Füllstoffgehalt (Bild 5.24 oben) ist zu erkennen, dass lediglich das Halbzeug mit der Modifikation Omyacarb 2T-AV ($d_{50_{2T-AV}} = 1,8 \mu\text{m}$) unvollständig imprägniert ist. Alle anderen Modifikationen zeigen gute Imprägnierresultate. Lokal unimprägnierte Zonen treten erst bei einem Volumengehalt von 50 Vol.-% (Bild 5.24 unten) auf. In Produktionsrichtung ist eine streifenartige Zonenausbildung zu erkennen, die von links nach rechts betrachtet zunimmt. Die Modifikation Omyacarb 2T-AV zeigt keinerlei Streifen mehr und hat das schlechteste Ergebnis aller Proben.

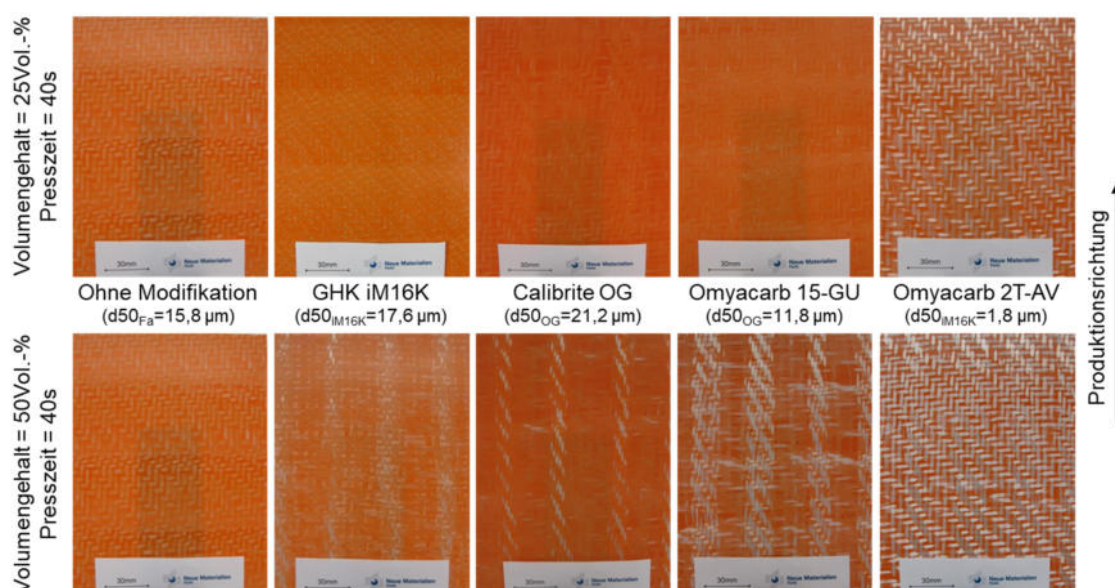


Bild 5.24 Aufnahmen von Halbzeugproben ohne und mit Modifikation bei 40 s Presszeit
links: Unmodifizierte Halbzeugproben
oben: Modifizierte Halbzeugproben mit 25 Vol.-% Füllstoffvolumengehalt
unten: Modifizierte Halbzeugproben mit 50 Vol.-% Füllstoffvolumengehalt

Bild 5.25 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen des unmodifizierten PP-Halbzeugs bei einer Presszeit von 20 s. Obwohl die Presszeit 10 s unter dem definierten Betriebspunkt liegt, wird eine gute Fasertränkung erzielt. Sowohl bei 50-facher, als auch bei 200-facher Vergrößerung ist deutlich zu erkennen, dass alle Filamente mit Polymermatrix umschlossen sind. Restluftanteile sind nicht oder nur unscheinbar vorhanden.

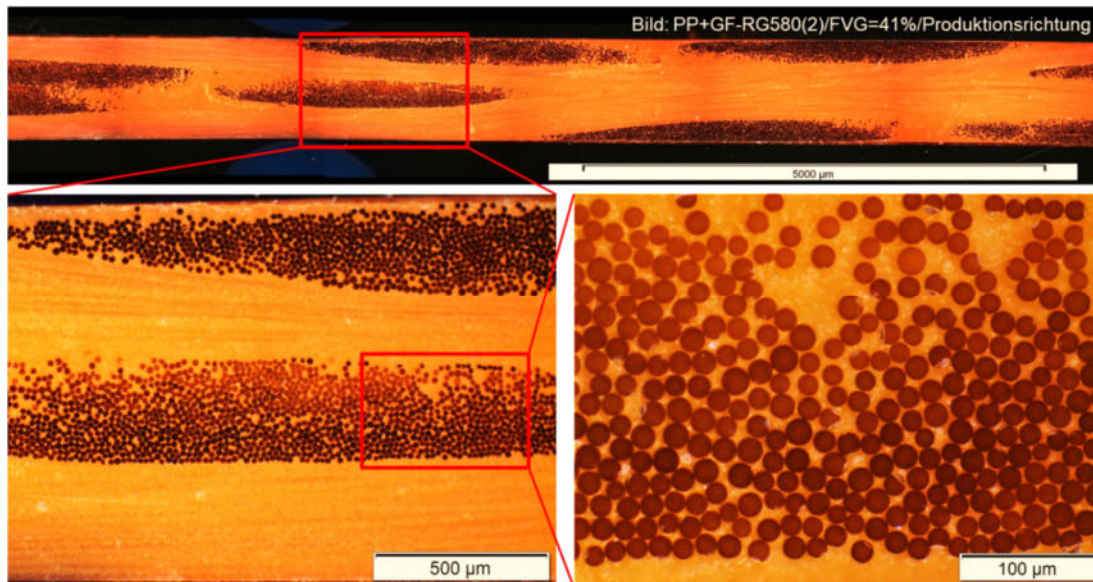


Bild 5.25 Anschliff einer unmodifizierten PP-Halbzeugprobe bei 20s Presszeit und 25-facher (oben), 50-facher (unten links) und 200-facher (unten rechts) Vergrößerung

Den Anschliff einer mit 50 Vol.-% GHK modifizierten PP-Halbzeugprobe bei 40 s Presszeit zeigt Bild 5.26. In der Gesamtaufnahme bei 25-facher Vergrößerung oben ist gut zu erkennen, dass sich die Füllstoffe über den gesamten Querschnitt der Probe homogen verteilen. Anhäufungen oder Lunker sind nicht vorhanden. Bei genauerer Betrachtung unter 50-facher Vergrößerung ist ersichtlich, dass die GHK bis an den oberen Randbereich der Probe vordringen. Bei 200-facher Vergrößerung ist schließlich der Entmischungsvorgang gut zu erkennen. Bereiche im Inneren der Faserbündel sind sowohl in Produktionsrichtung, als auch quer dazu vollständig imprägniert und frei von GHK. Es bildet sich eine Grenzlinie zwischen füllstoffreicher Matrix der Primärzone und imprägnierten Faserbündeln der Sekundärzone aus.

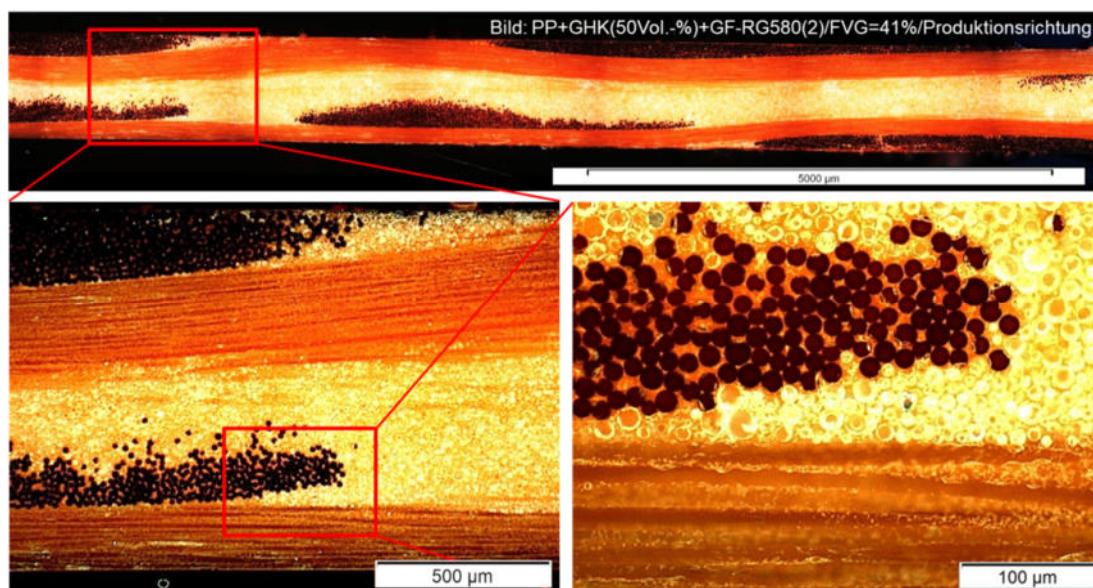


Bild 5.26 Anschliff einer modifizierten PP-Halbzeugprobe bei 40s Presszeit und 25-facher (oben), 50-facher (unten links) und 200-facher (unten rechts) Vergrößerung

In Tabelle 5.3 ist die Dichte der hergestellten 3-Phasen-Verbunde gegenüber der berechneten Solldichte bei 20 s und 40 s Presszeit dargestellt. Keines der untersuchten Halbzeuge erreicht die theoretische Vorgabe. Bei den unmodifizierten Halbzeugen (Spalte „kein Füllstoff“) ist zu erkennen, dass die ermittelte Dichte bei beiden Presszeiten nahe am Idealwert von 1,591 g/cm³ liegt, die Halbzeuge somit wenig Restluftanteil und damit eine ausreichende Imprägniergüte besitzen. Unter Zugabe von 25 Vol.-% Modifikation reduziert sich die Dichte der Verbundaufbauten in Abhängigkeit von Füllstoffart und Zeit. Unter Zugabe von 50 Vol.-% Modifikation sind die Abweichungen vom Sollwert in Abhängigkeit von Füllstoffart und Zeit deutlicher ausgeprägt. Die Ergebnisse der visuellen Bewertung können damit bestätigt werden. Auffällig ist, dass die Abweichung der Solldichte bei hohem Füllstoffgehalt bei den GHK von Typ iM16K deutlich geringer ausfällt, als bei den CaCO₃-modifizierten Halbzeugen vom Typ OG, 15-GU und 2T-AV.

Füllstoffgehalt Ausgangsmatrix	Kriterium	Dichte [g/cm ³]				
25 Vol.-%	Berechnet	1,591	1,543	1,877		
	20s Presszeit	1,561	1,495	1,779	1,744	1,680
	40s Presszeit	1,586	1,509	1,869	1,817	1,705
50 Vol.-%	Berechnet	1,591	1,477	2,145		
	20s Presszeit	1,561	1,374	1,916	1,890	1,816
	40s Presszeit	1,586	1,403	1,952	1,913	1,817
Füllstoff		Kein Füllstoff	iM16K	Calibrite OG	Omyacarb 15-GU	Omyacarb 2T-AV

Tabelle 5.3 Verbunddichte angelehnt an DIN EN ISO 1183 in Abhängigkeit der Füllstoffart

Der berechnete Imprägniergrad der modifizierten Organobleche ist in Bild 5.27 in Abhängigkeit der Füllstoffart dargestellt. Die mit 25 Vol.-% modifizierten Halbzeuge (Bild 5.27 links) zeigen, dass bei 20 s Presszeit keine Modifikation die Zielmarke von 98 % erreicht. Wird die Presszeit auf 40 s erhöht, wird die Zielvorgabe von der Modifikationstyp Calibrite OG erreicht und von der GHK-Type iM-16K fast erreicht. Omyacarb 15-GU verfehlt die Vorgabe knapp, die Type 2T-AV deutlich. Wird der Füllstoffgehalt der Matrix vor der Verarbeitung auf 50 Vol.-% erhöht (Bild 5.27 rechts), wird der Zielwert von keiner der verwendeten Füllstoffarten weder bei 20 s noch bei 40 s erreicht. Es ist ersichtlich, dass der Imprägniergrad für beide Presszeiten von iM16K über Calibrite OG und Omyacarb 15-GU zu Omyacarb 2T-AV abnimmt. Auffällig ist, dass der Abstand zur Zielvorgabe von 98 % kontinuierlich von d50 = 21,2 µm nach d50 = 1,8 µm abnimmt.

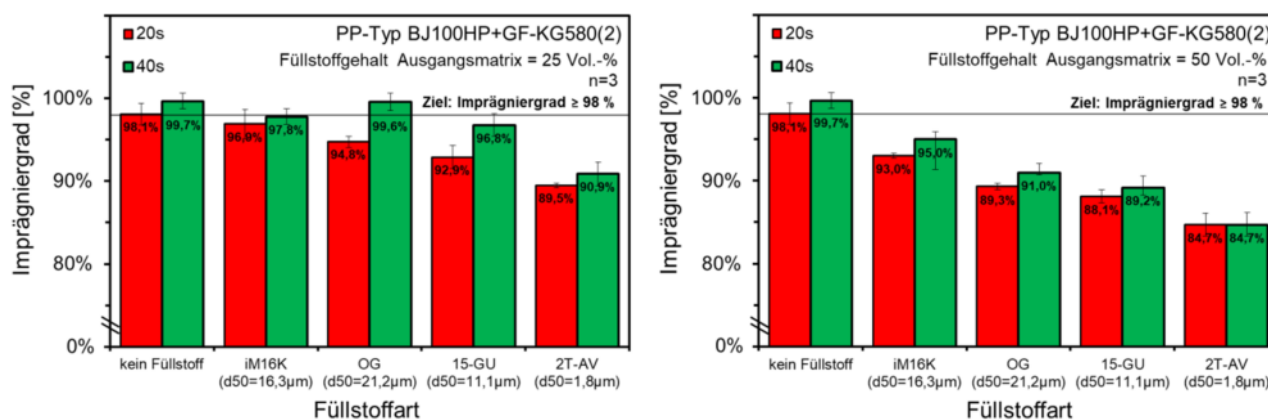


Bild 5.27 Berechneter Imprägniergrad in Abhängigkeit der Füllstoffart
links: Modifizierte Halbzeuge mit 25 Vol.-% Füllstoffgehalt
rechts: Modifizierte Halbzeuge mit 50 Vol.-% Füllstoffgehalt

Dass bei 50 Vol.-% Füllstoffgehalt der Imprägniergrad bei der GHK-Type iM16K höher ist als beim CaCO_3 vom Typ Calibrite OG kann mit der breiteren Verteilungskurve des Kalziumkarbonats zu kleineren Partikeldurchmessern begründet werden. Die gemessene untere Füllstoffkenngroße $d_{10_{Fü}}$ liegt bei Calibrite OG mit $d_{10_{OG}} = 2,5 \mu\text{m}$ deutlich geringer im Vergleich zu $d_{10_{iM16K}} = 6,1 \mu\text{m}$. Es liegt somit die Vermutung nahe, dass die untere Füllstoffkenngroße $d_{10_{Fü}}$ dann zu einer Behinderung des Imprägnierfortschritts führt, je weiter diese von der unteren Faserkenngroße $d_{10_{Fa}}$ entfernt liegt. Bildlich gesprochen tritt mit geringeren Feinanteilen bei steigendem Füllstoffgehalt eine Art Verstopfung der Faserbündelränder ein.

5.2.4 Imprägnierter Drei-Phasen-Verbund

Wie in Kapitel 4.2.4 vorgestellt kann der notwendige Füllstoffvolumengehalt zur vollständigen Angleichung des Schwindungsverhaltens zwischen Matrix und Fasern berechnet werden. Hierzu ist die Kenntnis der sich einstellenden Faserbündelgeometrie nach der Verarbeitung notwendig. In Bild 5.28 links sind die Ergebnisse der geometrischen Faserbündelvermessung dargestellt. Beim unmodifizierten PP-Halbzeug stellen sich nach 40 s Presszeit mittlere Faserbündelachsen von $a = 303 \mu\text{m}$ und $b = 3314 \mu\text{m}$ bei einem mittlerem Faserbündelabstand $e = 634 \mu\text{m}$ ein. Die Standardabweichung ist mit 14,9 % und 11,8 % bzw. 63,4 % relativ hoch. Das mit 50 Vol.-% modifizierte PP-Halbzeug erreicht bei gleicher Presszeit Geometriedaten im Mittel von $a = 241 \mu\text{m}$, $b = 3595 \mu\text{m}$ und $e = 782 \mu\text{m}$ bei einer Standardabweichung von 23,2 %, 26,0 % und 54,2 %. Durch die Verarbeitung von Füllstoffen in der Matrix kommt es bei der Herstellung des Verbundes zu einer Kompaktierung der sich einstellenden Faserbündelgeometrie. Dies spiegelt sich auch im berechneten Filamentvolumengehalt ϕ_{Fi}^* nach dem Imprägniervorgang wieder, der rechnerisch von 63,0 Vol.-% auf 73,1 Vol.-% zunimmt (Bild 5.28 rechts).

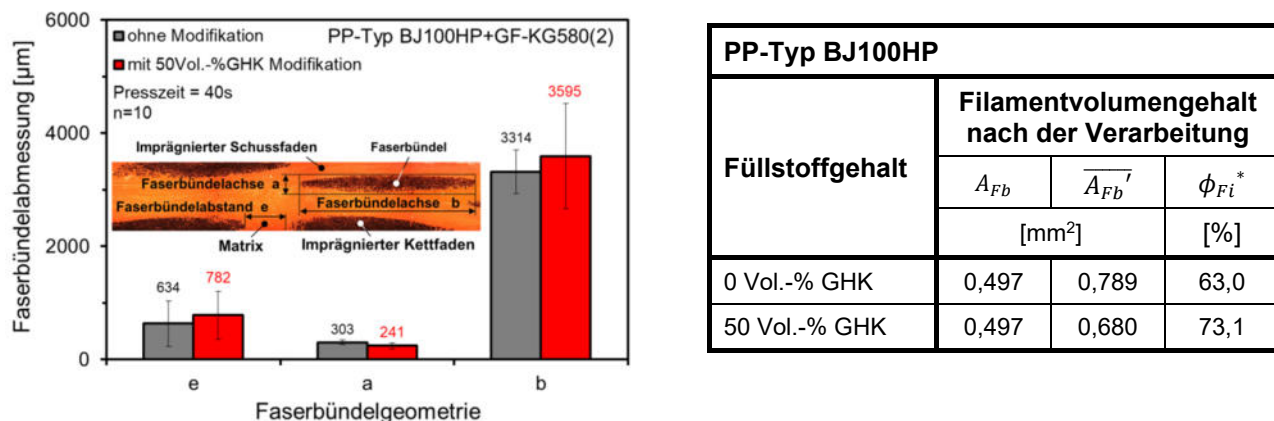
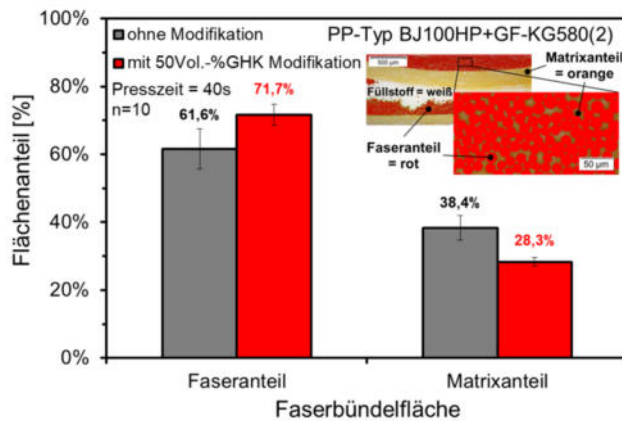


Bild 5.28 Geometrische Vermessung und Filamentvolumengehalt nach der Verarbeitung
links: Ermittelte Faserbündelgeometriedaten ohne und mit 50 Vol.-% Modifikation
rechts: Berechneter Filamentvolumengehalt ohne und mit 50 Vol.-% Modifikation

Zur Überprüfung der Erkenntnisse aus der geometrischen Vermessung wurde der sich einstellende Filamentvolumengehalt zusätzlich über eine Phasenanalyse ermittelt. In Bild 5.29 links sind die Ergebnisse der vorherrschenden Flächenanteile im Faserbündel dargestellt. Für den unmodifizierten Verbundaufbau stellt sich in Summe ein Flächenverhältnis von 61,6 % zu 38,4 % bei einer Standardabweichung von 5,89 % zu 3,66 % zwischen Fasern und Matrix ein. Die Vermessung des mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Aufbaus ergibt ein Verhältnis von 71,7 % zu 28,3 % bei einer Standardabweichung von 3,10 % zu 1,22 % (Bild 5.29 rechts). Im Vergleich zum berechneten Wert aus der geometrischen Vermessung ergibt sich für den Zwei- bzw. Drei-Phasen-Verbund eine Differenz von -1,4%. Es kann festgehalten werden, dass die Phasenanalyse aufgrund der geringeren Standardabweichung genauere Aussagen der sich einstellenden Verhältnisse beider Phasen innerhalb eines Faserbündels liefert. Allerdings unterliegt auch diese Methode einem relativen Fehler, welcher der Auflösung des Kamerasystems geschuldet ist. Trotzdem werden zur weiteren Berechnung im Folgenden die Ergebnisse der Phasenanalyse des unmodifizierten und mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Aufbaus verwendet.



PP-Typ BJ100HP			
Füllstoffgehalt	Flächenverhältnis nach der Verarbeitung		
	A_{Faser}	A_{Matrix}	ϕ_{Fi}^*
	[%]		[%]
0 Vol.-% GHK	61,6	38,4	61,6
50 Vol.-% GHK	71,7	28,9	71,7

Bild 5.29 Phasenanalyse und Filamentvolumengehalt nach der Verarbeitung
 links: Ermittelte Flächenanteile der Phasen ohne und mit 50 Vol.-% Modifikation
 rechts: Ermittelter Filamentvolumengehalt ohne und mit 50 Vol.-% Modifikation

Aus dem ermittelten FiVG kann nun in Abhängigkeit des Verbundes der notwendige FÜVG zur vollständigen Angleichung des Schwindungsverhaltens nach Kapitel 2.2.3 und 2.2.4 berechnet werden. In Bild 5.30 ist die Ausdehnung von Faserbündel und modifizierter Matrix (Primärmatrix) in Abhängigkeit von Filament- und Füllstoffvolumengehalt bei 23 °C dargestellt. Eine optimale Angleichung von FiVG zu FÜVG ergibt sich für den unmodifizierten Zwei-Phasen-Verbund bei einem Volumenverhältnis von 61,6 zu 67,1 Vol.-% (Bild 5.30 links). Die Faserbündelanalyse zeigt jedoch, dass der sich einstellende FiVG im modifizierten Verbund aufgrund der Kompaktierung deutlich höher ist. Bei einer Modifikationsmenge von 50 Vol.-% GHK ergibt sich dieser zu mindestens 71,7 Vol.-%. Dementsprechend ist der benötigte FÜVG in der Primärzone höher und liegt bei etwa 79,3 Vol.-% (Bild 5.30 rechts).

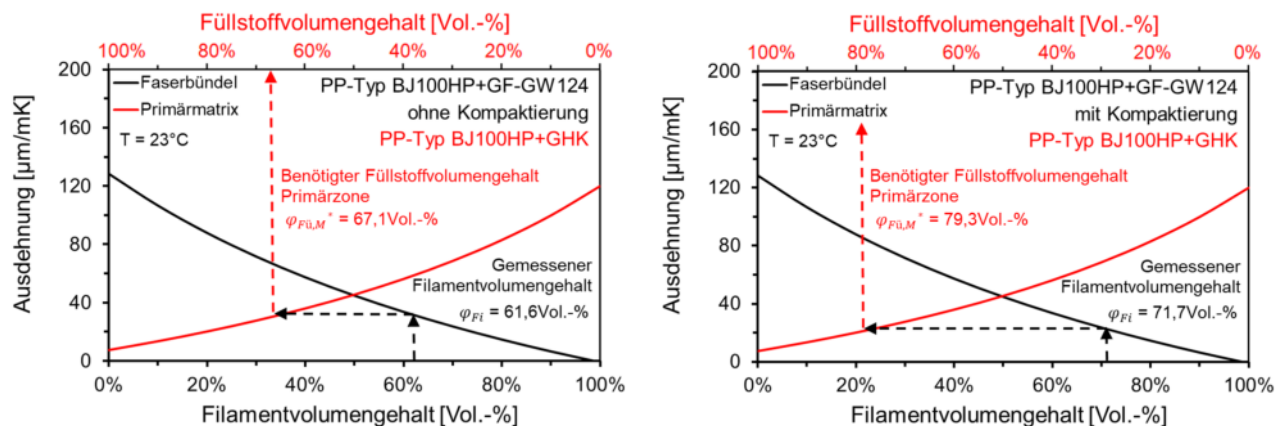


Bild 5.30 Benötigter Füllstoffvolumengehalt zur Angleichung des Schwindungsverhaltens von Faserbündel und Primärmatrix nach der Verarbeitung
 links: Notwendiger Füllstoffvolumengehalt der Primärmatrix ohne Kompaktierung
 rechts: Notwendiger Füllstoffvolumengehalt der Primärmatrix mit Kompaktierung

Da nun die notwendige Menge an Füllstoff in der Primärzone nach der Verarbeitung bekannt ist, kann der benötigte Anteil an Füllstoff in der Ausgangsmatrix vor der Verarbeitung berechnet werden. Bild 5.31 zeigt den Volumengehalt des Gesamtverbundes in Abhängigkeit des FÜVG im Compound. Theoretisch benötigt das unmodifizierte PP einen FÜVG von 40,2 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix, um das Schwindungsverhalten anzugleichen (Bild 5.31 links). Da im modifizierten Verbund der FiVG mit 71,7 Vol.-% höher liegt, muss die Ausgangsmatrix einen höheren FÜVG an GHK in der Ausgangsmatrix besitzen. Zur vollständigen Schwindungskompensation unter Berücksichtigung der Kompaktierung benötigt das Compound rechnerisch einen Anteil von 57,9 Vol.-% GHK vor der Verarbeitung (Bild 5.31 rechts).

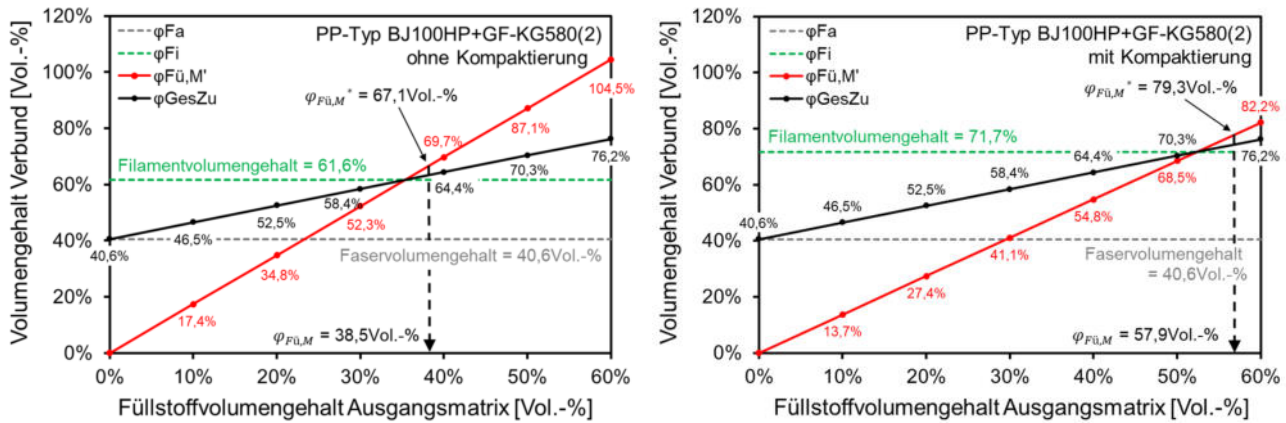


Bild 5.31 Benötigter Füllstoffvolumengehalt in der Ausgangsmatrix vor der Verarbeitung
 links: Notwendiger Füllstoffvolumengehalt des Compounds ohne Kompaktierung
 rechts: Notwendiger Füllstoffvolumengehalt des Compounds mit Kompaktierung

Die sich einstellenden Volumenverhältnisse eines mit 50 Vol.-% GHK modifizierten Drei-Phasen-Systems sind in Tabelle 5.4 dargestellt. Es ist ersichtlich, dass sich bei vollständiger Entmischung rechnerisch ein FÜVG von 68,5 Vol.-% GHK in der Primärzone nach der Verarbeitung ergibt. Im Vergleich zum benötigten Anteil von 79,3 Vol.-% entspricht das einem Delta von 10,8 Vol.-% fehlendem Füllstoffgehalt zur vollständigen Angleichung des Schwindungsverhaltens zwischen Primär- und Sekundärzone. Es ist also zu erwarten, dass bei den modifizierten PP-Organoblechen die Oberfläche nicht zu 100 % eben ausgeglichen sein wird, sondern eine leichte Restwelligkeit verbleibt.

„Vor der Verarbeitung“					„Nach der Verarbeitung“				
Gesamtsystem	ϕ_{Com}		$\phi_{Fa} = \phi_{Fb}$		ϕ_{Com}'		ϕ_{Fb}'		
	$\phi_{Fü}$	ϕ_{Ma}^*			$\phi_{Fü}'$	$\phi_{Ma,P}'$	$\phi_{Ma,S}'$	ϕ_{Fa}'	
[Vol.-%]	59,4	29,7	40,6		43,4	13,7	16,0	40,6	
Phase	Füllstoff	Matrix	Fasern		Füllstoff	Primär Matrix	Sekundär Matrix	Fasern	
[Vol.-%]	50	50	100		68,5	31,5	28,3	71,7	
	100				100		100		
Einzelbestandteil	$\phi_{Fü,M}$	$\phi_{Po,P}$	$\phi_{Fb} = \phi_{Fi}$		$\phi_{Fü,M}^*$	$\phi_{Po,P}^*$	$\phi_{Po,S}^*$	ϕ_{Fi}^*	
Zone	Primärzone	Sekundärzone			ϕ_{Com}^*		ϕ_{Fb}^*		

Tabelle 5.4 Berechnete Volumenverhältnisse eines mit 50 Vol.-% modifizierten PP-Halbzeugs nach Gesamtsystem und Einzelbestandteile vor und nach der Verarbeitung

Um den maximal möglichen FÜVG in der Primärzone nachzuweisen und damit die Grenzen dieser Technologie aufzuzeigen wurde unter Variation des GHK-Füllstoffgehaltes eine Imprägnierstudie bei 20 s und 40 s Presszeit am PP+GHK(x Vol.-%)+GF-RG580(2) Halbzeug durchgeführt. Die visuellen Ergebnisse dieser Studie sind in Abhängigkeit des Füllstoffvolumengehaltes in Bild 5.32 dargestellt. Bei einer Presszeit von 20 s (Bild 5.32 oben) ist zu erkennen, dass sich der Füllstoffeinfluss ab ca. 25 Vol.-% Anteil durch Zonen unimprägnierter Bereiche lokal bemerkbar macht. Ab ca. 30 Vol.-% ist der Strangauftrag der Direkt-Plastifizierung leicht, ab 40 Vol.-% mittelmäßig und ab 50 Vol.-% eindeutig erkennbar, wenn gleich Bereiche zwischen den Strängen gut imprägniert sind. Bei einer Presszeit von 40 s (Bild 5.32 unten) verschiebt sich die Grenze unvollständig imprägnierter Zonen zu höheren Füllstoffgehalten. Unimprägnierte Zonen sind visuell leicht ab ca. 40 Vol.-%, mittelmäßig ab ca. 50 Vol.-% GHK erkennbar. Die Makroimprägnierung ist mit diesem Ergebnis nicht als optimal zu deklarieren, wenn gleich die Mikroimprägnierung zwischen zwei Strängen als abgeschlossen betrachtet werden kann.

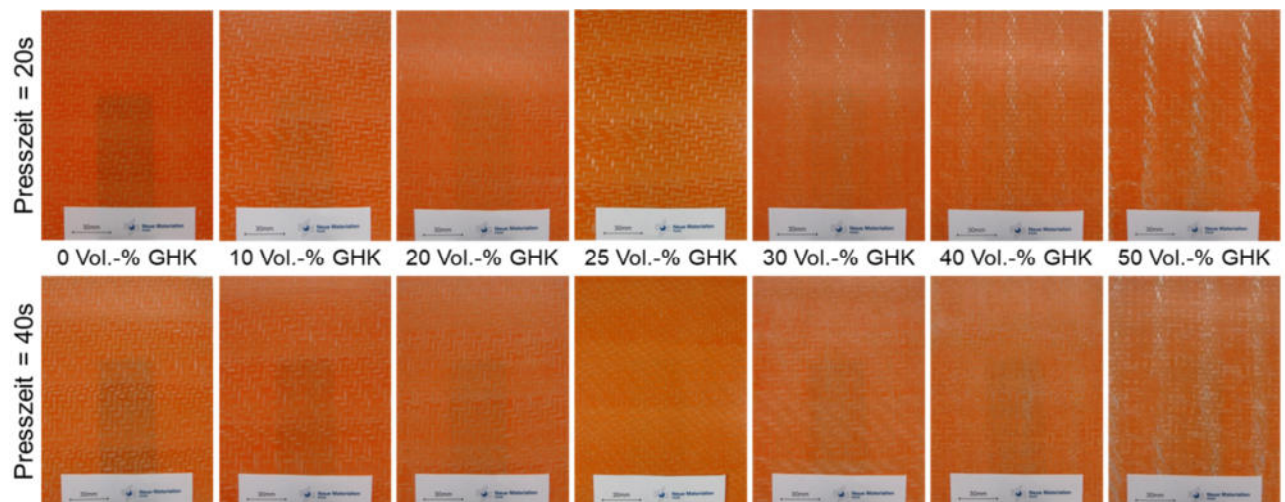


Bild 5.32 *Aufnahmen modifizierter PP-Halbzeugproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts
oben: PP-Halbzeugproben bei einer Presszeit von 20s
unten: PP-Halbzeugproben bei einer Presszeit von 40s*

Der Strangauftrag ist bei 40 s Presszeit erst ab 50 Vol.-% GHK wahrnehmbar, so dass Streifen unimprägnierter Bereiche sich mit dazwischenliegenden Zonen imprägnierter Bereiche abwechseln (Bild 5.33 links). Es liegt also die Vermutung nahe, dass der relativ lange Fließweg zwischen zwei Auftragssträngen in der Phase der Imprägnierung der Grund für dieses Phänomen ist, da mit steigendem Füllstoffgehalt die Fließfähigkeit des modifizierten Polymers deutlich abnimmt. Ein Gegenversuch mit erhöhten Temperaturen ($\Delta T = +30\text{ }^{\circ}\text{C}$) in der Einzugs- und Presszone zeigt, dass eine deutliche Verbesserung der oberen Imprägniergrenze erzielt werden kann (Bild 5.33 rechts), allerdings auf Kosten von erhöhtem Faserverzug, Lufteinschlüssen und deutlich sichtbaren Abkühlstreifen, weshalb zu hohe Temperatur vermieden werden sollte. Trotzdem kann festgehalten werden, dass bei homogenem Matrixauftrag der maximal zu entmischende Füllstoffgehalt höher als 50 Vol.-% GHK liegt. Ein Gegenversuch mit modifiziertem Pulver-Prepreg würde an dieser Stelle die Frage nach dem maximalen Füllstoffgehalt bei minimalem Fließweg klären.

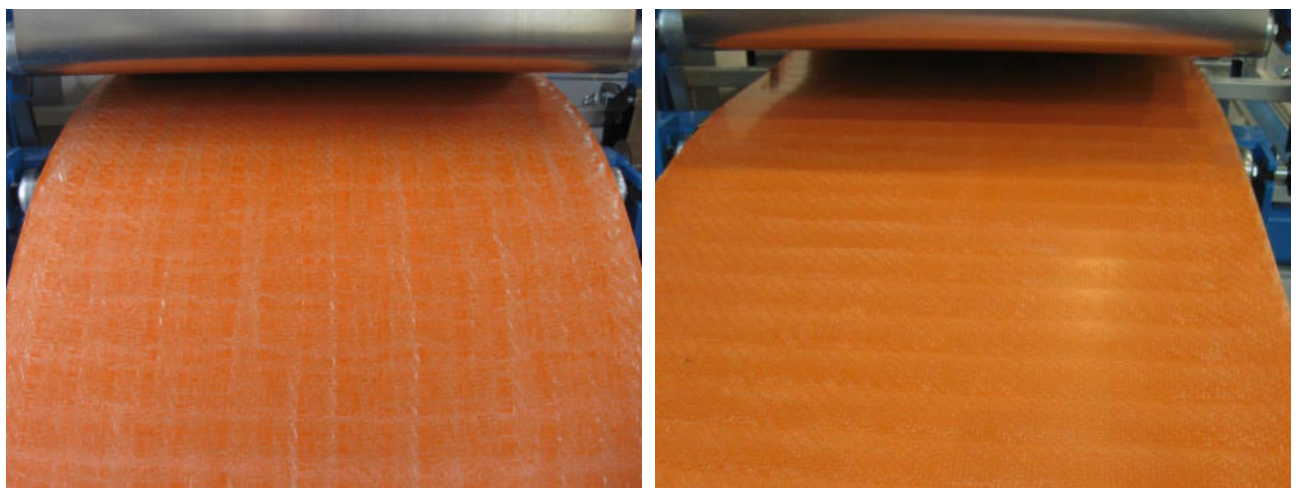


Bild 5.33 *Aufnahmen modifizierter PP-Halbzeugproben bei der Herstellung mit 50 Vol.-%
GHK Füllstoffgehalt bei einer Presszeit von 40s
links: Temperaturprofil von 160-230-230-80-40 °C
rechts: Überhöhtes Temperaturprofil von 190-260-260-80-40 °C*

In Bild 5.34 sind die Ergebnisse der berechneten und gemessenen Verbunddichte und der daraus ermittelte Imprägniergrad der PP-Halbzeugproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts in der Ausgangsmatrix dargestellt. Die gemessene Verbunddichte (Bild 5.34 links) weicht unabhängig der Presszeit bei allen Proben vom berechneten Sollwert ab, so auch bei den unmodifizierten Mustern.

Die Abweichung zum Sollwert reduziert sich mit steigender Presszeit von 20 s auf 40 s annähernd linear. Ebenso ist die Reduktion von umgerechnet 9,2 % des Sollwertes der Verbunddichte aufgrund des zunehmenden Füllstoffgehaltes an leichteren GHK von 0 Vol.-% zu 50 Vol.-% GHK zu erkennen. Der erzielte Imprägniergrad ist in Bild 5.34 rechts veranschaulicht. Der Zielwert von weniger als 2% Porosität wird bei einer Presszeit von 40 s bis 30 Vol.-% Füllstoffgehalt in der Ausgangsmatrix erreicht. Bei 40 Vol.-% bzw. 50 Vol.-% GHK fällt der erreichbare Imprägniergrad auf 95,9 % bzw. 95,0 % ab und deckt sich mit den visuellen Erkenntnissen der Strangabzeichnung.

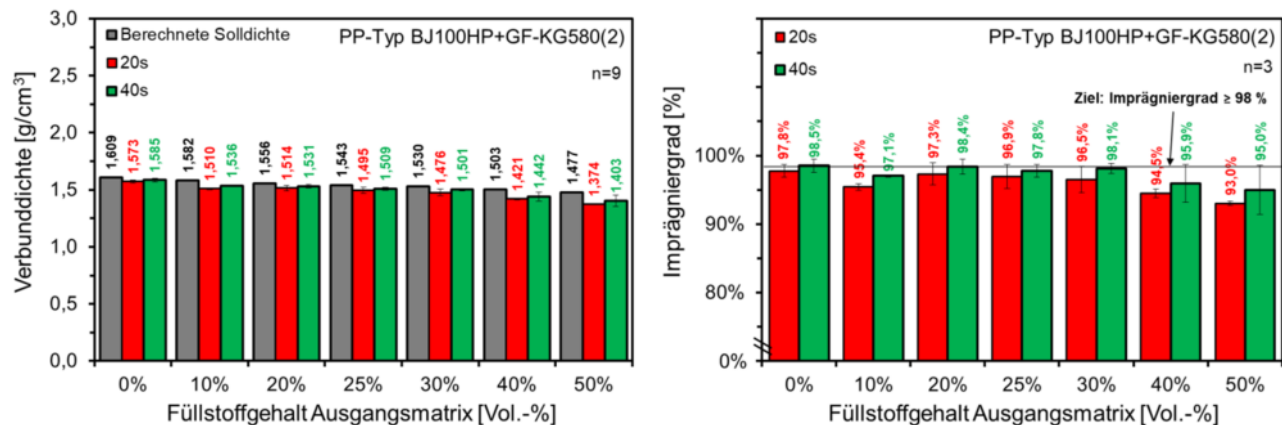


Bild 5.34 Verbunddichte angelehnt an DIN EN ISO 1183 und Imprägniergrad modifizierter PP-Halbzeugproben in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts in der Ausgangsmatrix
links: Verbunddichte bei einer Presszeit von 20 s und 40 s
rechts: Imprägniergrad bei einer Presszeit von 20 s und 40 s

5.2.5 Nachkonsolidierter Drei-Phasen-Verbund

Wie in Kapitel 4.2.5 diskutiert entsteht eine anmutende Formteiloberfläche im Moment der Abformung der Sollgeometrie. In Bild 5.35 ist die visuelle Begutachtung der isotherm (oben) und variotherm (unten) nachkonsolidierten Muster mit 0 Vol.-%, 25 Vol.-% und 50 Vol.-% dargestellt.

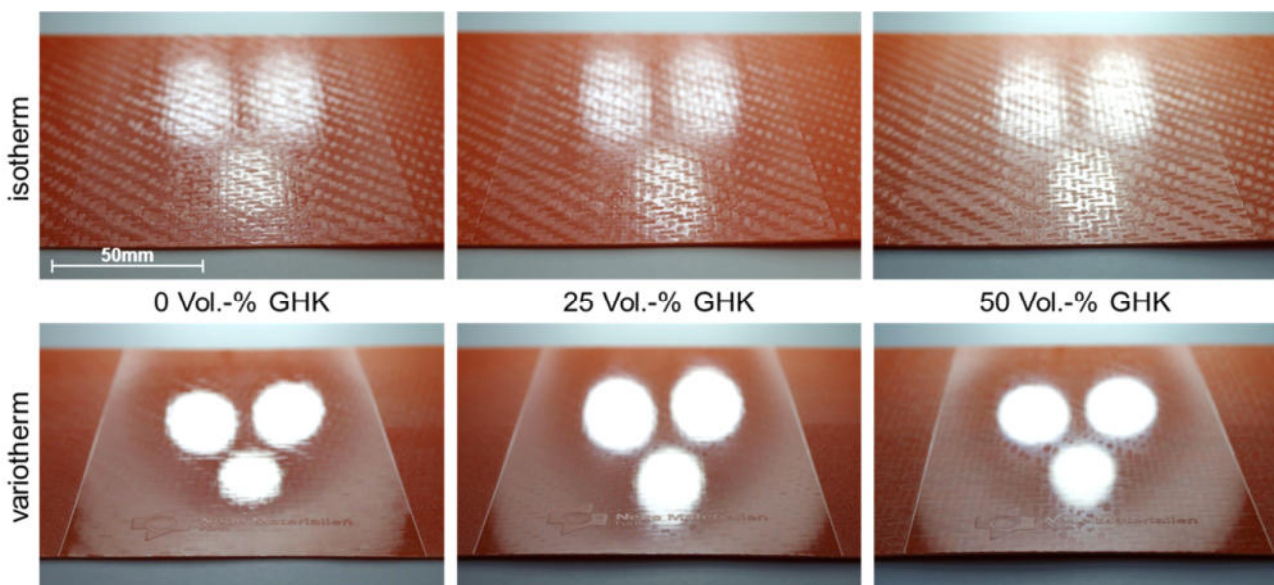


Bild 5.35 Aufnahmen nachkonsolidierter PP-Verbundmuster ohne und mit Modifikation
oben: Abgeformte Verbundoberfläche unter isothermen Werkzeugbedingungen
unten: Abgeformte Verbundoberfläche unter variothermen Werkzeugbedingungen

Bei den unter isothermer Werkzeugtemperatur von 40 °C umgeformten Verbundplatten ist zu erkennen, dass sowohl ohne als auch mit Modifikation die Oberflächengüte als raue, matte Struktur

abgeformt wird. Durch die im Vergleich zum Kristallitschmelzpunkt sehr niedrige Werkzeugtemperatur kommt es im Moment des Oberflächenkontaktes zu schlagartigem Erstarren der Deckschicht. Als Folge können die beim Aufheizen dekonsolidierten Fadenkreuzungen nicht mehr vollständig mit Matrix überflutet werden und es bilden sich Fasernester aus. Mit zunehmendem Füllstoffgehalt sinkt die Viskosität des Modifikationsgemischs und die Oberfläche wird matter. Werden die Verbundmuster unter variothermen Werkzeugbedingungen mit einer Temperatur von 180 °C umgeformt, bleibt die Matrix im Moment des Oberflächenkontaktes fließfähig und die Fadenkreuzungen können vollständig mit Matrix überflutet werden. Das optische Erscheinungsbild der unmodifizierten Type wird glänzend und klar. Mit zunehmendem Füllstoffgehalt sinkt die Viskosität und der Glanzeffekt nimmt von 25 Vol.-% zu 50 Vol.-% GHK-Anteil ab. Gleichzeitig sinkt mit steigendem GHK-Gehalt die Schwindung der Primärzone und die Leuchtmittelumrisse werden klarer, somit die Oberflächengüte besser.

Bild 5.36 zeigt den Modifikationseinfluss auf die Oberflächentopographie der nachkonsolidierten Verbundplatten unter variothermen Abformbedingungen in der Nahaufnahme. Ohne Modifikation (Bild 5.36 links) sind die Einfallstellen der Matrix zwischen den textilen Fadenkreuzungen im Bereich der Lichtspiegelung deutlich zu erkennen. Das Leuchtmittel verschwimmt und der Rand ist unscharf. Hingegen zeigt das mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Muster (Bild 5.36 rechts) wenig bis keine textile Struktur, der Umfang des Leuchtmittels ist deutlicher zu erkennen und der Rand erscheint umlaufend scharf. Die Verbesserung der Oberflächengüte ist haptisch wahrnehmbar und die Platten fühlen sich deutlich glatter an, wenn man mit den Fingerspitzen über die Oberfläche fährt. Es kann also festgehalten werden, dass durch die Modifikation der optische und haptische Eindruck spürbar verbessert werden kann.

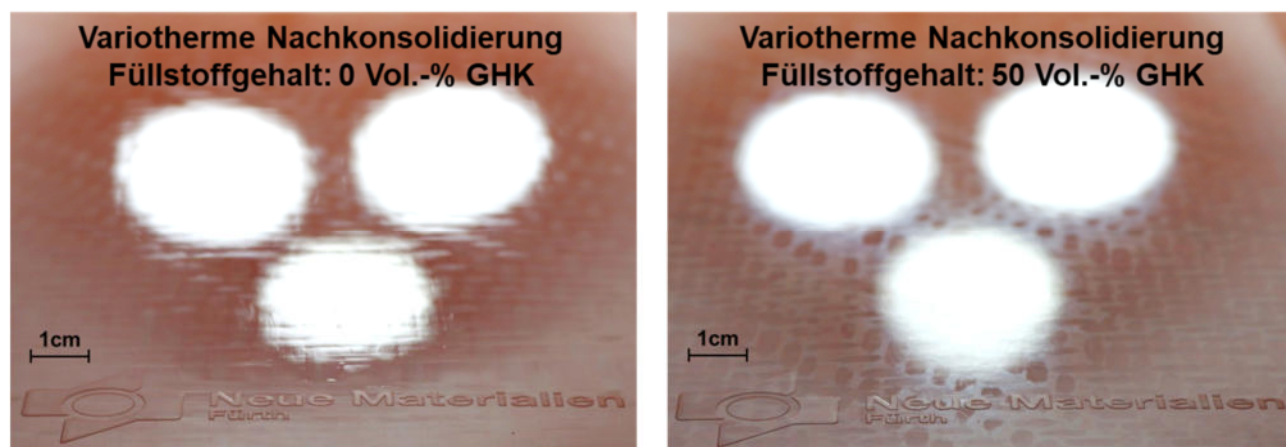


Bild 5.36 *Nahaufnahmen variotherm nachkonsolidierter PP-Verbundmuster*
links: Nachkonsolidierte Verbundoberfläche ohne Modifikation
rechts: Nachkonsolidierte Verbundoberfläche mit 50 Vol.-% GHK Modifikation

5.3 Oberflächeneigenschaften

Im Folgenden werden die Ergebnisse zur Bestimmung der Oberflächeneigenschaften von kontinuierlich verstärkten Faserverbunden vorgestellt. Ziel der Untersuchungen ist es Erkenntnisse über die sich einstellende Oberflächengüte entlang der Prozesskette zu generieren, um das Potential und die Grenzen zur Optimierung auszuschöpfen. Um den Einfluss der vorherrschenden Prozessbedingungen auf die textile Topographie zu verstehen, wurde eine Einspannvorrichtung gebaut und verifiziert. Um den Einfluss der Verstärkung auf die Textur zu bewerten, werden im Folgenden die Vermessungsergebnisse der Rohtextilien vorgestellt. Es folgen Aussagen zur geometrischen Veränderung der textilen Abzeichnung unter Zug- bzw. Druckbelastung. In einem zweiten Schritt werden die Oberflächeneigenschaften unmodifizierter Zwei-Phasen-Verbunde unter Variation der Matrix- und Textilart vorgestellt sowie ein Bezug zu kommerziell verfügbaren Produkten hergestellt. Um das Optimierungspotential durch lokale Anhäufung von Füllstoffen in der Primärzone zu bewerten, werden die Oberflächeneigenschaften der modifizierten Drei-Phasen-Verbunde in Abhängigkeit des Füllstoffanteils aufgezeigt und diskutiert. Abschließend werden die Resultate der

zeitabhängigen Bewertung der Oberflächeneigenschaften von Zwei- und Drei-Phasen-Verbunden unter Temperaturbelastung gegenübergestellt.

5.3.1 Textile Halbzeug-Oberflächen

In Bild 5.37 sind Beispiele der 3D-Vermessung und in Bild 5.38 Ergebnisse der Evaluierung in Form der maximalen Höhe S_z und der mittleren arithmetischen Höhe S_a des textilen Hauptwerkstoffs GW124-580K2-E35 dargestellt. Bild 5.38 links zeigt den Einfluss der Glasplatte auf die Höhe der skalenbegrenzenden 3D-Oberfläche an einer stark undulierenden Textilstelle. Es ist zu erkennen, dass die Messwerte bei gleicher Messmethode durch die Glasplatte beeinflusst werden. Die maximale Höhe S_z erhöht sich von 625,1 μm auf 652,3 μm und die mittlere arithmetische Höhe S_a von 73,4 μm auf 78,3 μm . Um diesen Einfluss auszublenden, werden alle Folgemessungen immer mit ein und derselben Glasplatte durchgeführt. Bild 5.38 rechts zeigt die Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs in der Vorrichtung unter Druckbelastung mittels Druckplatte und eingebauter Glasscheibe. Der Einfluss des Drucks auf die Höhe der skalenbegrenzenden 3D-Oberfläche ist bereits bei sehr geringer Belastung zu erkennen. Eine Belastung von etwa 0,00035 N/mm² (Gewicht Glasscheibe) reduziert die maximale Höhe S_z bereits von 645,4 μm auf 541,5 μm bzw. die mittlere arithmetische Höhe S_a von 108,1 μm auf 46,8 μm . Bei relativ hoher Druckbelastung von 2,5 N/mm² reduzieren sich die Werte weiter deutlich zu kleineren Skalaren und S_z sinkt auf 137,9 μm bzw. S_a auf 24,8 μm ab.

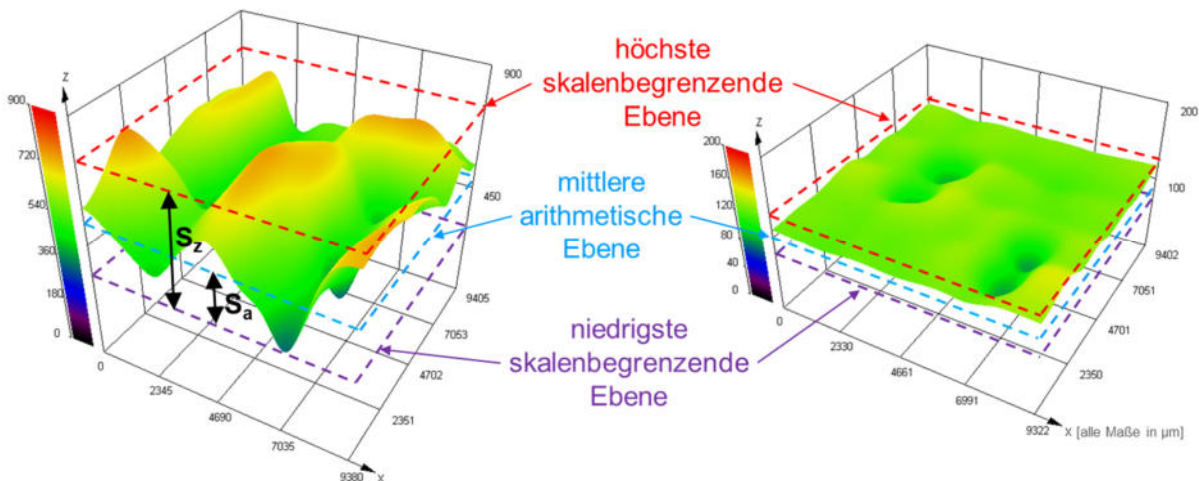


Bild 5.37 Beispiele der skalenbegrenzenden Oberfläche in 3D-Darstellung
links: Maximale und mittlere arithmetische Höhe ohne Druckbelastung
rechts: Maximale und mittlere arithmetische Höhe bei 2,5 N/mm² Druckbelastung

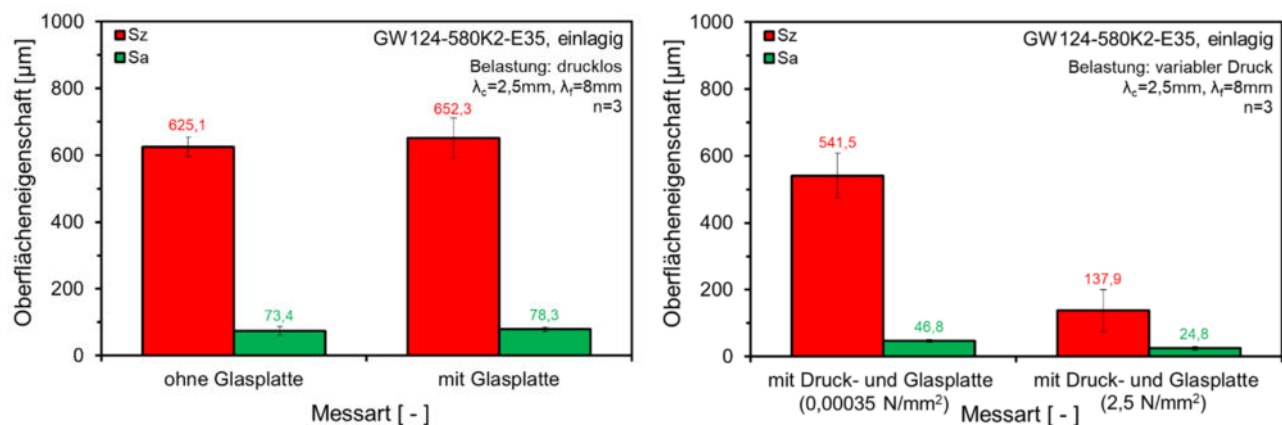


Bild 5.38 Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs in der Einspannvorrichtung nach DIN EN ISO 25178
links: Maximale und mittlere arithmetische Höhe ohne und mit Glasplatte
rechts: Maximale und mittlere arithmetische Höhe mit Druck- und Glasplatte

In Bild 5.39 sind 2D-Beispiele der Vermessung und in Bild 5.40 die Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs bei geringer Belastung von $0,00035 \text{ N/mm}^2$ in Form von S_z und S_a dargestellt. Die Reproduzierbarkeit der Messmethode ist über die durchgeführte Mehrfachmessung derselben Messstelle gut zu erkennen (Bild 5.40 links). Die Messwerte der Höhen weichen lediglich in der ersten Nachkommastelle ab. Einen sehr großen Einfluss auf die lokale Topographie des Textils hat die bewertete Messstelle. Bei der Vermessung von geometrisch identischen Fadenkreuzungen eines Textilausschnitts (Bild 5.39 und Bild 5.40 rechts) weichen die maximalen Höhen S_z um die Bandbreite $\Delta S_z = 107,3 \mu\text{m}$ und die mittlere arithmetischen Höhe S_a um die Bandbreite $\Delta S_a = 3,5 \mu\text{m}$ voneinander ab. Das entspricht für S_z einem Mittelwert von $376,6 \mu\text{m}$ bei Standardabweichung von $53,97 \mu\text{m}$ (14,3%) und für S_a einem Mittelwert von $35,1 \mu\text{m}$ bei Standardabweichung von $1,97 \mu\text{m}$ (5,6%). Das Textil bringt somit bereits im Anlieferungszustand eine hohe Streuung der lokalen Oberflächeneigenschaften mit, die sich in Form der maximalen Höheunterschiede S_z und deren Schwankungsbreite gut widerspiegeln. Die regelmäßige Struktur des Textils hingegen gleicht die mittlere arithmetische Höhe S_a gut aus, sodass sich dieser Wert nur geringfügig ändert und für weitere Auswertungen und Interpretationen nur bedingt eignet.

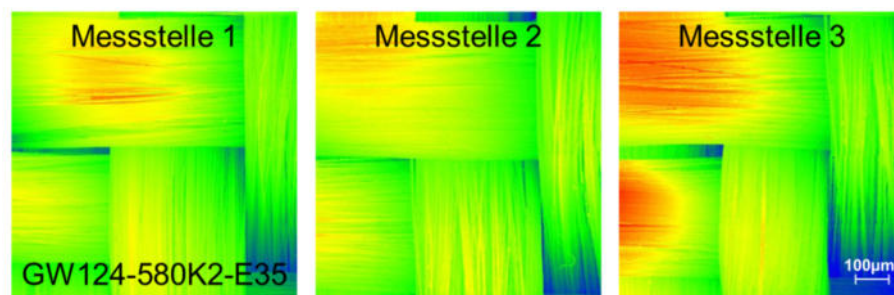


Bild 5.39 Beispiele der skalenbegrenzenden Oberfläche in 2D-Darstellung
Von links nach rechts: Messstelle 1, 2 und 3 des textilen Hauptwerkstoffs

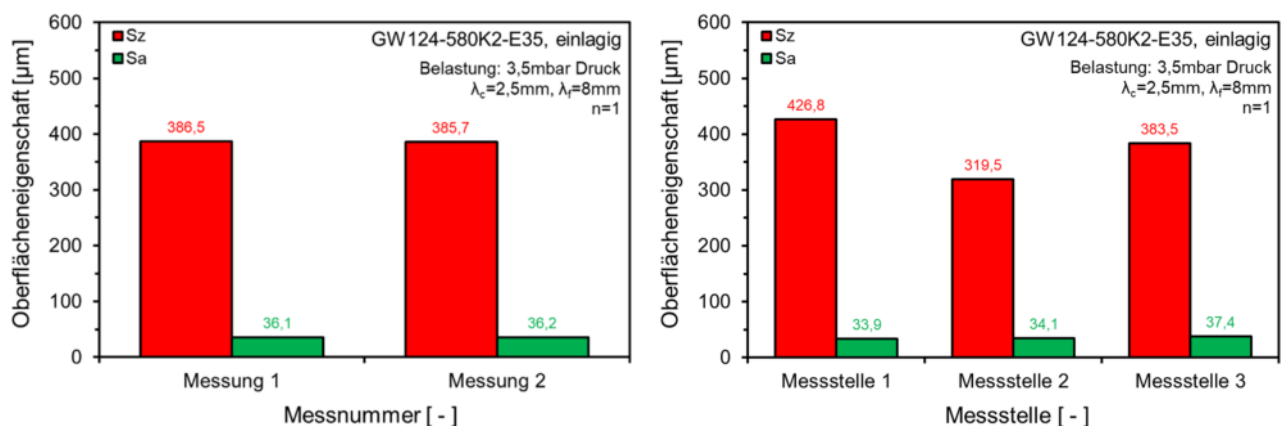


Bild 5.40 Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs nach DIN EN ISO 25178
links: Maximale und mittlere arithmetische Höhe bei gleicher Messposition
rechts: Maximale und mittlere arithmetische Höhe bei variierender Messposition

Bild 5.41 veranschaulicht die Oberflächeneigenschaften kommerzieller, nicht gespreizter Textilien gleicher Garne in Abhängigkeit der Webart bei geringer Belastung von $0,00035 \text{ N/mm}^2$ in Form von S_z und S_a . Es ist eine Verbesserung der Oberflächengüte mit zunehmender Ondulation und abnehmendem Flächengewicht bei vergleichbarem Garn in Kette und Schuss zu erkennen. Bild 5.41 links zeigt die Reduktion der Kennwerte für Textilien mit grobem Garn. Die mittlere maximale Höhe S_z reduziert sich vom System ohne Bindung über die Körperbindung zur Leinwandbindung von $544 \mu\text{m}$ über $377 \mu\text{m}$ auf $339 \mu\text{m}$. Die Leinwandbindung hat in diesem Fall die geringste Topographie und eignet sich hingegen dem Stand der Technik [17] somit am besten für ästhetische Anwendungen. Analog verhalten sich Textilien mit feinem Garn (Bild 5.41 rechts). Die Leinwandbindung hat mit $S_z = 148 \mu\text{m}$ die geringste Topographie der drei untersuchten Textilarten. Im direkten Vergleich von grobem zu feinem Garn (halbiertes Flächengewicht) kann für das jeweilige

Textil bei geringer Druckbelastung mit einer Reduktion der Topographie in etwa von 50 % gerechnet werden. Dies erklärt den hohen Einsatz von Feingeweben für ästhetische Faserverbundanwendungen.

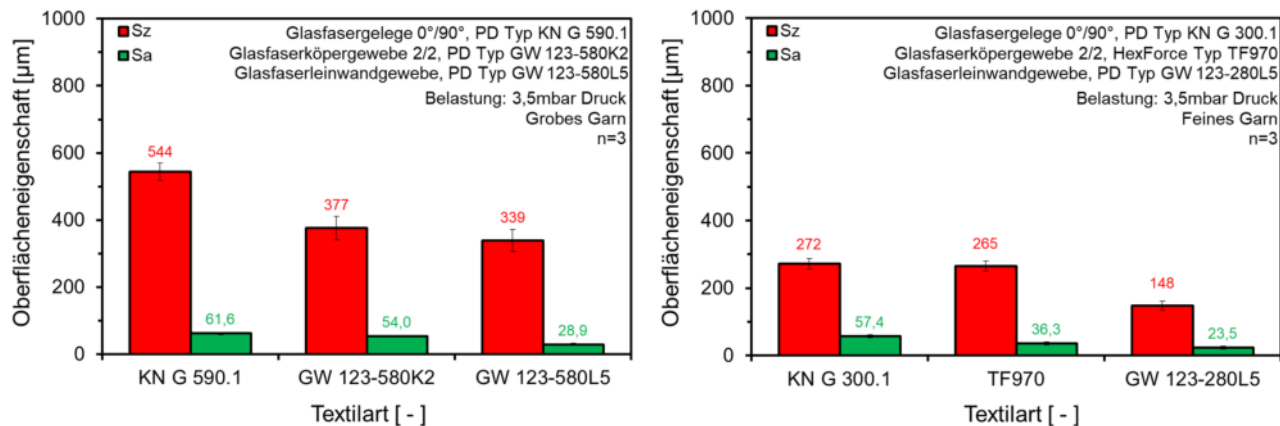


Bild 5.41 Oberflächeneigenschaften kommerzieller Textilien nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit der Textilart (siehe Tabelle 3.2)
links: Maximale und mittlere arithmetische Höhe verschiedener Grobtextilien
rechts: Maximale und mittlere arithmetische Höhe verschiedener Feintextilien

Die textile Topographie ändert sich unter Verarbeitungsbedingungen. In Bild 5.42 sind die gemessenen Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs in Abhängigkeit der Belastungsart in Form von S_z und S_a , sowie die geometrischen Änderungen Δl bzw. d_{tex} dargestellt. Unter Zugbelastung (Bild 5.42 links) ist eine mäßige Reduktion der textilen Topographie zu erkennen. Von geringer zu hoher Zugkraft verändert sich die Textillänge um 440 µm deutlich, während S_z lediglich von 645 µm auf 620 µm und S_a von 108 µm auf 95 µm abnimmt. Wesentlich ausgeprägter ist der Einfluss unter Druckbelastung (Bild 5.42 rechts). Eine Erhöhung des Pressdrucks in 5 bar-Schritten von 0 bar auf 25 bar verringert S_z von anfänglich 620 µm bei 0 bar auf 138 µm bei 25 bar bzw. S_a von 95 µm auf 33 µm. Auffällig ist der exponentielle Abfall der Oberflächeneigenschaften. Bereits bei einer Druckbeaufschlagung von 5 bar wird S_z auf 96,5 % und S_a auf 90,3 % des erzielten Endniveaus bei 25 bar vermindert. Eine Erhöhung des Pressdrucks oberhalb von 10 bar führt während der Verarbeitung also zu keiner merklichen Veränderung der textilen Oberflächenkennwerte.

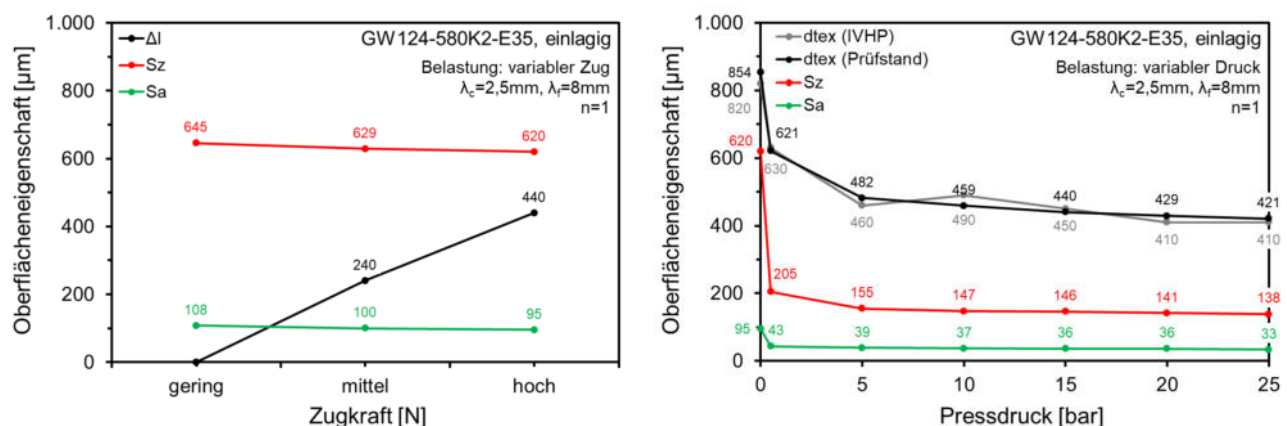
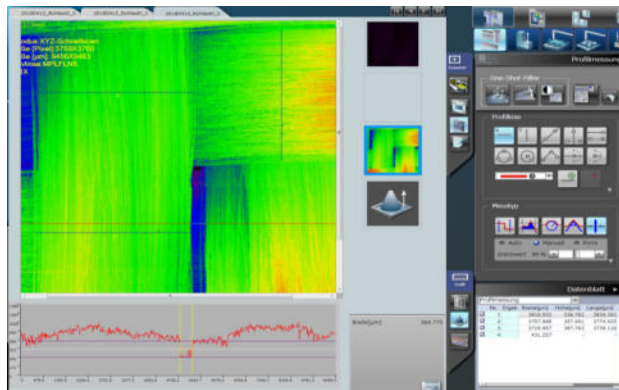


Bild 5.42 Oberflächeneigenschaften des textilen Hauptwerkstoffs nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit der Belastungsart und -höhe
links: Längenänderung, maximale und mittlere arithmetische Höhe unter Zug
rechts: Dickenänderung, maximale und mittlere arithmetische Höhe unter Druck

In Bild 5.43 links ist die geometrische Vermessung der Faserbündel des Hauptwerkstoffs bei einer Druckbelastung von 5 bar veranschaulicht. Bild 5.43 rechts listet die dazugehörigen Messdaten tabellarisch auf. Es ist zu erkennen, dass sowohl die vertikale als auch die horizontale

Faserbündelachse a bzw. b mit zunehmender Druckbelastung abnehmen, während der Faserbündelabstand e zunimmt. Für eine exakte Vorhersage der sich einstellenden Oberflächengüte im Verbund ist dieses geometrische Verhalten ein wesentliches Merkmal.



Glasfaserköpergewebe Typ GW124-580K2-E35				
Druckbelastung		Faserbündelmesswerte		
		e	a	b
		[μm]	[μm]	[μm]
0	[bar]	398	721	3765
5		1067	208	3460
20		1051	180	3437

Bild 5.43 Bestimmung der Geometriedaten des textilen Hauptwerkstoffs unter Variation der Druckbelastung
links: Geometrische Vermessung der Faserbündel in der Einspannvorrichtung
rechts: Faserbündelmesswerte bei unterschiedlichen Druckbelastungen

5.3.2 Konsolidierte Zwei- und Drei-Phasen-Verbundoberflächen

In Bild 5.44 sind die Oberflächeneigenschaften kommerzieller Faserverbundhalbzeuge in Abhängigkeit des Halbzeugtyps in Form der mittleren maximalen Höhe S_z und der mittleren arithmetischen Höhe S_a für Halbzeugdicken von $d = 1,0 \text{ mm}$ (links) und $d = 2,0 \text{ mm}$ (rechts) dargestellt. Es ist für beide Dicken ersichtlich, dass S_z wesentlich stärker variiert, als S_a . Dies kann durch das Abzeichnen der regelmäßigen textilen Struktur erklärt werden und wurde bereits bei der textilen Vermessung festgestellt. Für die Bewertung der Oberflächengüte sind somit die maximale Höhe S_z und deren Schwankungsbreite entscheidend. Diese Messwerte spiegeln sozusagen die flächenhafte Welligkeit des Organoblechs wider. Betrachtet man S_z für die Halbzeugdicke $d = 1,0 \text{ mm}$ (Bild 5.44 links), so kann eine Abnahme von Tepex®dynamite 102RG600(2)/47% über 104RG600(2)/47% zu Tepex®optilite 110frFG290(4)/47% beobachtet werden. Es ist somit ein Matrix-, als auch ein Gewebeeinfluss auf die Oberflächengüte erkennbar. Betrachtet man S_z für die Halbzeugdicke $d = 2,0 \text{ mm}$ (Bild 5.44 rechts), so fällt der Matrixeinfluss bei gleichem textilen Aufbau deutlich weniger ins Gewicht als der Einfluss des feineren Gewebegarns. Der textile Einflussfaktor auf die Oberflächeneigenschaften ist dem Einfluss der Matrix überlegen. Es kann festgehalten werden, dass die hier untersuchten, kommerziellen Zwei-Phasen-Verbunde mit einem minimalen S_z -Wert im Mittel von $9,8 \mu\text{m}$ für Tepex®optilite 110frFG290(8)/47% noch deutlich im sichtbaren Bereich des menschlichen Wahrnehmungsvermögens liegen.

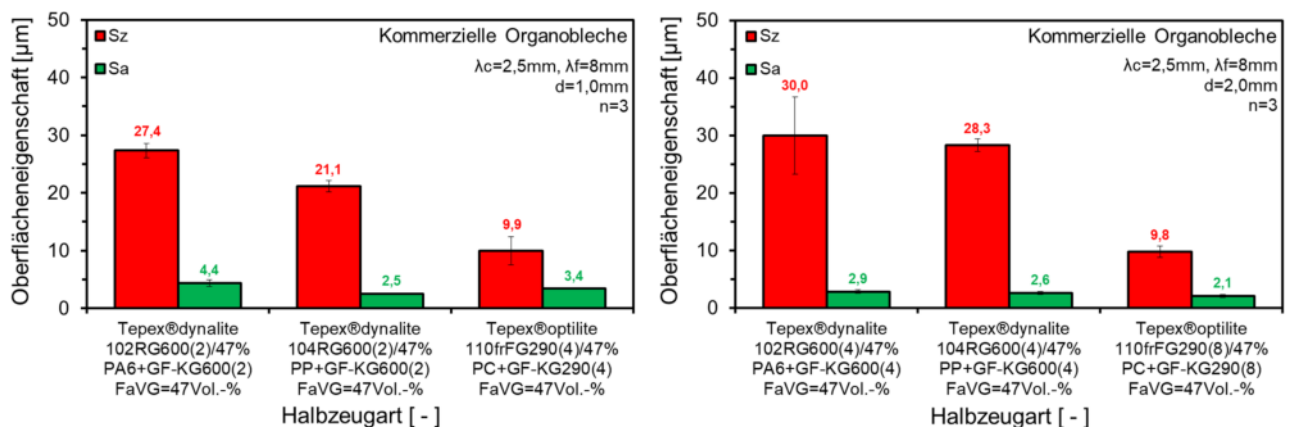


Bild 5.44 Oberflächeneigenschaften kommerzieller Faserverbundhalbzeuge nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit des Halbzeugtyps
links: Halbzeugdicke $d = 1,0 \text{ mm}$
rechts: Halbzeugdicke $d = 2,0 \text{ mm}$

Die Frage nach dem Einflussfaktor zwischen Matrix und Verstärkung hat Blinzler bereits 2002 untersucht und qualitativ die Textur und quantitativ die Wahl der Matrix und Beschichtung auf die Welligkeit der Oberfläche bestimmt [13]. In Bild 5.45 ist der Einfluss von Matrix und Verstärkung auf die Oberflächeneigenschaften bei einer Halbzeugdicke von $d = 1,1$ mm dargestellt. Bei einem von grob zu fein variierendem Textilaufbau (Bild 5.45 links) reduziert sich in Abhängigkeit der gewählten Verstärkung bei gleicher Matrix die mittlere maximale Höhe S_z um mehr 60 %. Im vorliegenden Fall verringert sich S_z von 23,9 μm beim textilen Hauptwerkstoff zu 8,3 μm mit Feingewebe und zusätzlichem Vliesstoff in der Decklage. Der Einflussfaktor der Matrix wird bei gleicher Verstärkung mit angepasster Schlichte in Bild 5.45 rechts aufgezeigt. Der von Blinzler detektierte niedrige Kristallinitätsgrad, die geringe thermische Ausdehnung und die kleinen Temperaturspannen zwischen Erstarrung und Gebrauch zur Verminderung der Welligkeit sind nur bedingt ersichtlich. Zwar schneidet Luran 358 N als modifizierter, amorpher Vertreter mit einem S_z -Wert von 23,5 μm am besten ab, jedoch zeigt auch das teilkristalline BJ100HP mit 23,9 μm eine im Vergleich niedrige maximale Höhe. Deutlich wird der Unterschied erst beim höher schmelzenden, teilkristallinen B30S, welches mit 29,0 μm den höchsten S_z -Wert aufweist. Das niedrige Rekristallisationsverhalten des PP scheint also dem Ausdehnungsverhalten zu überwiegen. Nichts desto trotz ist gesamtheitlich betrachtet der Einfluss der Matrix auf die Oberflächengüte bei gegebenem Textil geringer einzustufen als das Potential zur Oberflächenverbesserung durch die Wahl feinerer Verstärkungen, wenn gleich natürlich auf Kosten des Preises. Jedoch schafft es auch das feinste Textil nicht, die Oberflächengüte von Zwei-Phasen-Verbunden so zu vermindern, dass S_z -Werte im unteren, einstelligen μm -Bereich erzielt werden können.

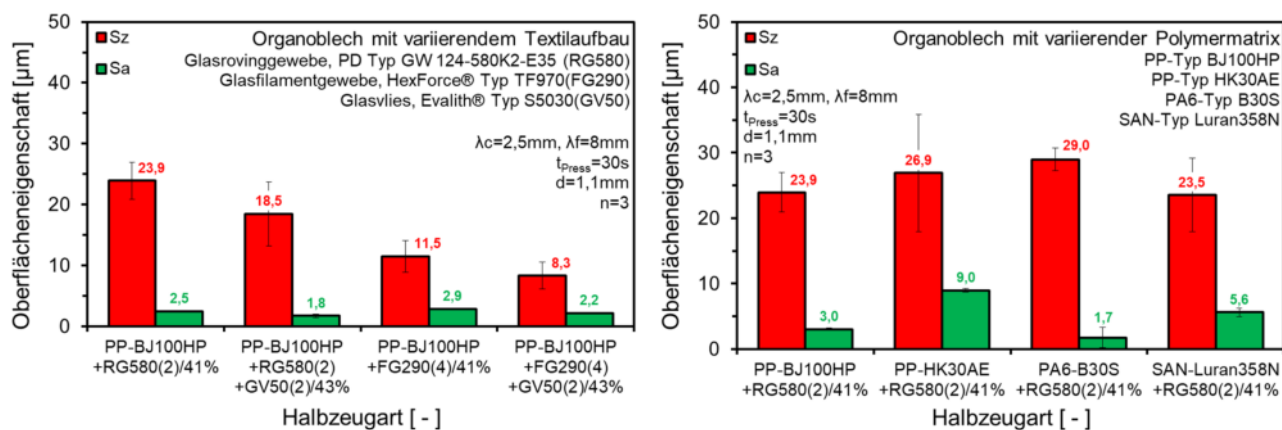


Bild 5.45 Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Faserverbundhalbzeuge nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit der Halbzeugart
 links: Variierender Textilaufbau
 rechts: Variierende Polymermatrix

In Bild 5.46 sind die Oberflächeneigenschaften der mit GHK modifizierten Drei-Phasen-Verbunde in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes in der Ausgangsmatrix dargestellt. Bereits bei einer Presszeit von $t_{\text{press}} = 20$ s (Bild 5.46 links) ist die Verbesserung der Oberflächengüte gut erkennbar. Mit steigendem Füllstoffgehalt von 0 Vol.-% auf 50 Vol.-% GHK reduziert sich die mittlere maximale Höhe S_z von 30,8 μm auf 10,6 μm , was einer prozentualen Verbesserung von 65,6 % entspricht. Obwohl für die Herstellung des Systems der grobe textile Hauptwerkstoff vom Typ GW124-580K2-E35 (Abk. GF-RG580) in zweilagigem Aufbau und eine zu kurze Presszeit verwendet wurden, erreicht das Halbzeug das annähernd gleiche Niveau wie der optimierte Feingewebe-Aufbau mit zusätzlicher Vliesdeckschicht. Wird die Presszeit auf $t_{\text{press}} = 40$ s erhöht und das Temperaturprofil in der Einlaufzone um $\Delta T +30$ °C optimiert (Bild 5.46 rechts), verbessert sich die Oberflächengüte nochmals und erreicht mit zunehmendem Füllstoffgehalt von 0 Vol.-% auf 50 Vol.-% GHK-Gehalt der Ausgangsmatrix S_z -Werte von 24,7 μm bzw. 8,3 μm , was einer prozentualen Verbesserung von 66,4 % entspricht. Die Verbesserung der Oberflächeneigenschaft spiegelt sich auch in der mittleren arithmetischen Höhe der Halbzeuge wider, welche ebenfalls kontinuierlich abnimmt. Mit steigendem Füllstoffgehalt reduziert sich S_a bei einer Presszeit von 20 s von 4,2 μm auf 1,7 μm (59,5%) bzw. bei einer Presszeit von 40 s von 3,9 μm auf 1,2 μm (69,3 %).

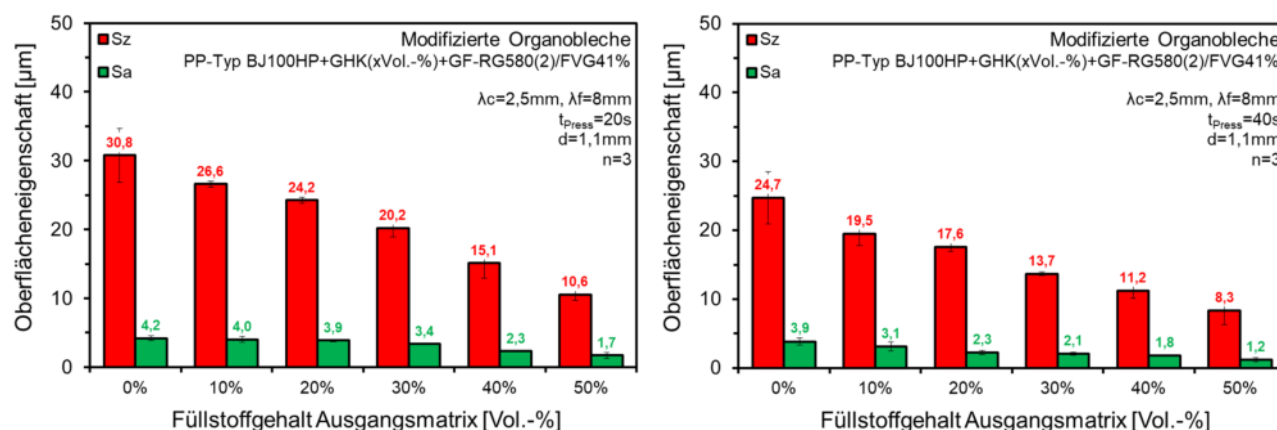


Bild 5.46 Oberflächeneigenschaften modifizierter Faserverbundhalbzeuge nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit des Füllstoffanteils in der Ausgangsmatrix
 links: Oberflächeneigenschaften bei einer Presszeit von 20 s
 rechts: Oberflächeneigenschaften bei einer Presszeit von 40 s

5.3.3 Nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasen-Verbundoberflächen

Die Oberflächeneigenschaften der nachkonsolidierten Zwei- und Drei-Phasen-Verbunde sind in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes in der Ausgangsmatrix in Bild 5.47 dargestellt. Zum Vergleich sind die Werte der auf der Intervall-Heißpresse hergestellten, konsolidierten Halbzeugmuster bei einer Presszeit von 40 s zusätzlich mit aufgeführt. Die mittlere maximale Höhe S_z (Bild 5.47 links) reduziert sich bei isothermer Nachkonsolidierung von 56,2 μm ohne Modifikation auf 37,4 μm bei 25 Vol.-% GHK und schließlich auf 13,4 μm bei 50 Vol.-% GHK Modifikation. Das entspricht einer prozentualen Minderung von -33,3 % bei 25 Vol.-% GHK und von -76,2 % bei 50 Vol.-% GHK Modifikation im Vergleich zum Ausgangswert ohne Modifikation (Bild 5.47 rechts). Bei variothermer Nachkonsolidierung reduziert sich S_z von 25,0 μm ohne Modifikation auf 16,4 μm bei 25 Vol.-% GHK und auf 7,2 μm bei 50 Vol.-% GHK Modifikationsanteil. Das entspricht einer prozentualen Minderung von -34,6 % bei 25 Vol.-% GHK und von -71,1 % bei 50 Vol.-% GHK Modifikation im Vergleich zum Ausgangswert.

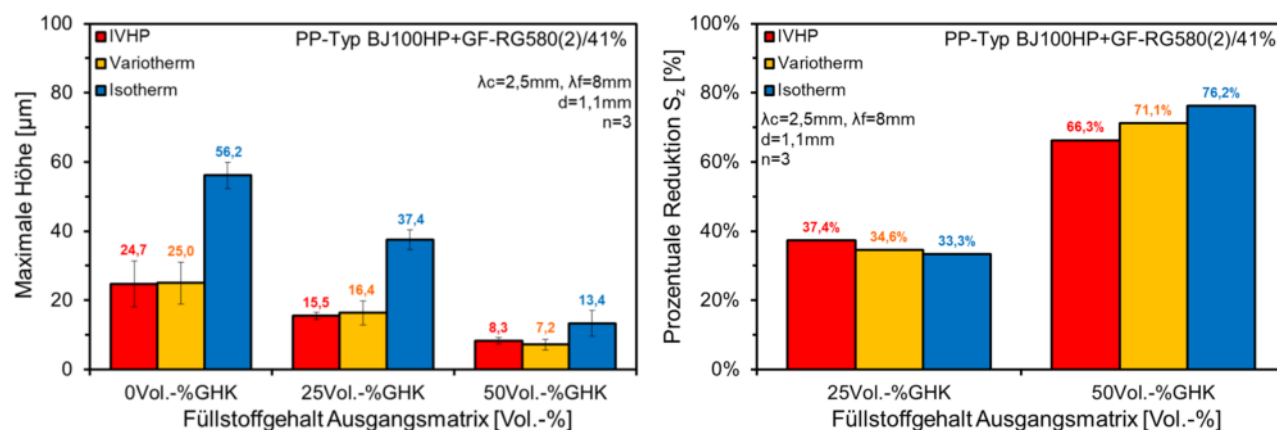


Bild 5.47 Maximale Oberflächenhöhe modifizierter Faserverbundhalbzeuge nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit des Füllstoffanteils
 links: Mittlere, maximale Höhe
 rechts: Prozentuale Reduktion

In Bild 5.48 ist die mittlere arithmetische Höhe S_a in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes in der Ausgangsmatrix dargestellt. Die Mittelwerte von S_a (Bild 5.48 links) reduzieren sich bei isothermer Nachkonsolidierung von 8,73 μm ohne Modifikation auf 5,82 μm bei 25 Vol.-% GHK und auf 2,09 μm bei 50 Vol.-% GHK Modifikation und bei variothermer Nachkonsolidierung von 3,80 μm ohne auf 2,54 μm bei 25 Vol.-% GHK und auf 1,12 μm bei 50 Vol.-% GHK Modifikation. Das entspricht einer

prozentualen Reduktion von -33,3 % bzw. -76,0 % bei isothermer und -33,1 % bzw. -70,5 % bei variothermer Nachkonsolidierung im Vergleich zum Ausgangswert (Bild 5.48 rechts). Das Verbesserungspotential ist somit auch für den Lageparameter der durchschnittlichen Höhe der skalenbegrenzenden Oberfläche ersichtlich.

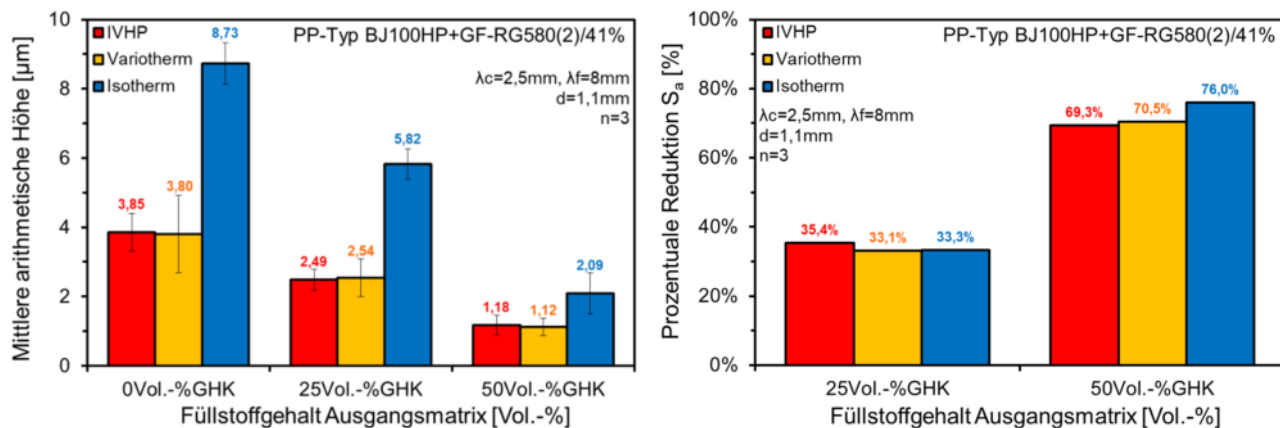


Bild 5.48 Mittlere arithmetische Oberflächenhöhe modifizierter Faserverbundhalbzeuge nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit des Füllstoffanteils
links: Mittlere, arithmetische Höhe
rechts: Prozentuale Reduktion

Für alle drei betrachteten Verfahrensvarianten kann ein deutliches Verbesserungspotential der Oberflächengüte mit zunehmendem Füllstoffanteil nachgewiesen werden. Bedenkt man, dass für PP-basierte Systeme zur vollständigen Homogenisierung des Ausdehnungsverhaltens, unter Berücksichtigung der Kompaktierung der Faserbündel, die theoretisch berechnete Menge an Füllstoffgehalt in der Ausgangsmatrix bei 57,9 Vol.-% GHK liegt, kann mit dem untersuchten Mengenanteilen von 25 Vol.-% bzw. 50 Vol.-% GHK keine homogen schwindende Verbundplatte mit vollständig glatter Oberfläche entstehen. Rechnerisch liegt die erreichbare, prozentuale Reduktion der Oberflächenhöhe bei 59,7% mit 25 Vol.-% bzw. 87,0 % mit 50 Vol.-% Füllstoffanteil GHK. Mit den in dieser Arbeit erzielten Reduktionswerten von 34,6 % (S_z) und 33,1 % (S_a) bei 25 Vol.-% bzw. 71,1 % (S_z) und 76,2 % (S_a) bei 50 Vol.-% GHK-Gehalt werden die theoretisch berechneten Werte nicht erreicht. Dies kann einerseits darin begründet liegen, dass das Direktschmelze-Auftragsverfahren durch die langen Fließwege während der Makroimprägnierung keine ideal homogene Verteilung der Füllstoffe gewährleistet. Andererseits findet zwar ein fast vollständiger Entmischungsvorgang statt, jedoch verteilen sich die entmischten Füllstoffe nicht homogen in der Primärzone. Vielmehr findet durch die textile Filterwirkung eine Art Anhäufung der Partikel in der umgebenden Randzone der Faserbündel statt und es bildet sich eine Art „Füllstoffgürtel“ aus. Als Folge kann zwar die Verbundoberfläche verbessert werden, jedoch nicht in dem Maße, wie es rechnerisch zu erwarten wäre. Vor allem bei zu geringen Füllstoffanteilen kommt es zu keiner gleichmäßigen Verteilung, sondern es bilden sich sozusagen Zonen füllstoffreicher und füllstoffarmer Gebiete aus. Der Effekt ist mit einer sehr dichten Kugelpackung im Grenzgebiet zwischen Faserbündel und primärer Randzone sowie einer Compound-Kugelpackung im Zentrum der Primärzone, welche auf den ursprünglichen Füllstoffanteil in der Ausgangsmatrix zurückgeht, vergleichbar. Erst ein steigender Anteil an entmischten Füllstoffen bewirkt auch eine Anreicherung im Zentrum und damit eine homogenere Verteilung der Partikel über der gesamten Primärzone. Der Füllstoffgürtel kann auch visuell beobachtet werden. Bild 5.49 zeigt makroskopische (oben links) und mikroskopische (oben rechts und unten) Aufnahmen eines Drei-Phasen-Verbundes aus PP-Typ BJ100HP+50Vol.-%GHK+GF-RG580(2)/41%. Die leicht hellere Färbung der orange gefärbten Matrix um die imprägnierten Glasfaserbündel herum beweist, dass sich eine füllstoffreiche Zone gebildet hat. Die Zentren der Primärzone hingegen sind als füllstoffärmere Zonen (Compound-Füllstoffanteil) normal orange ausgebildet und die Faserbündel der Sekundärzone ohne Füllstoffanteil erscheinen dunkelorange.

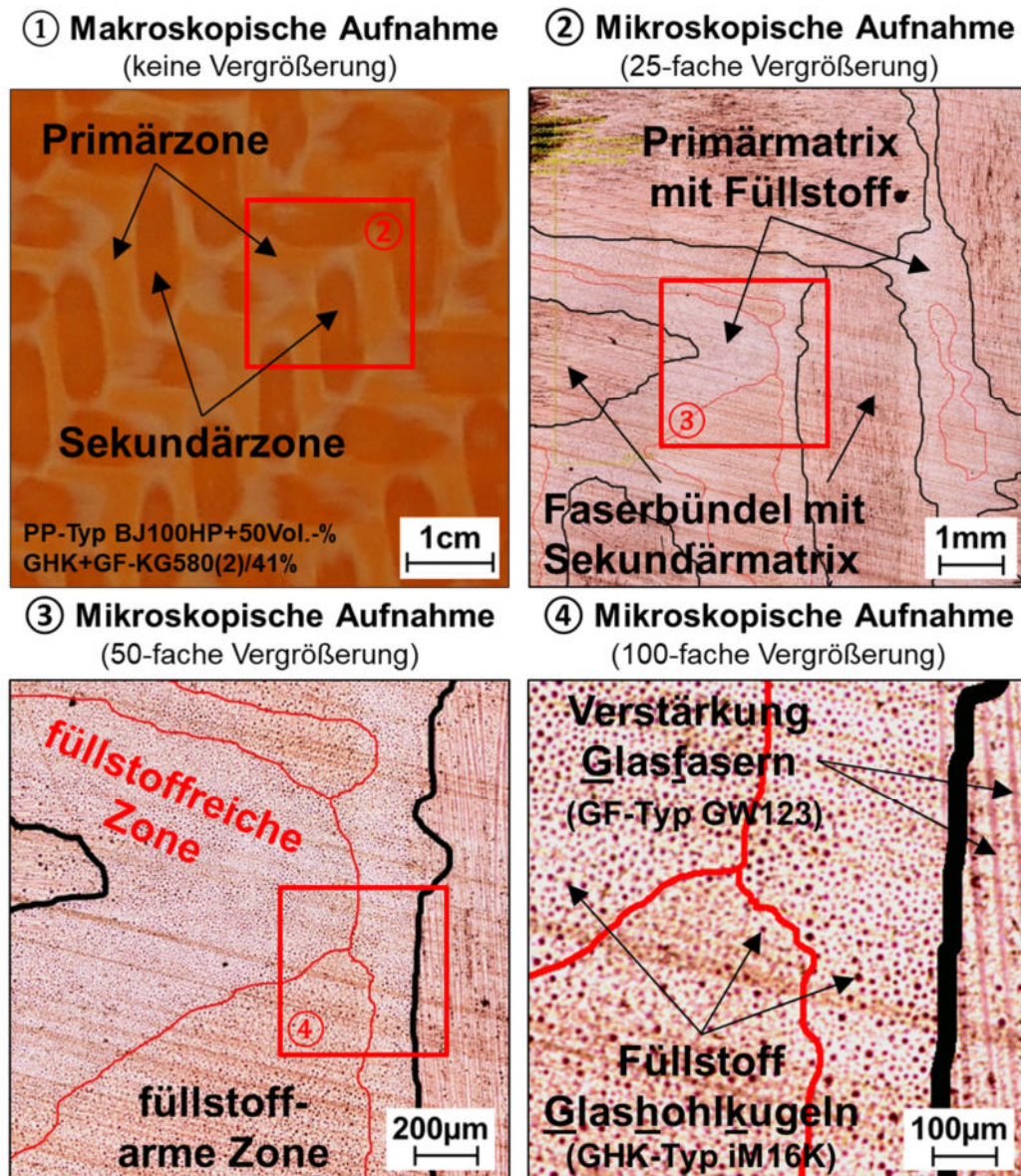


Bild 5.49 Füllstoffverteilung in der Primär- und Sekundärzone nach der Entmischung am Beispiel eines mit 50 Vol.-%GHK modifizierten PP-Halbzeugs
oben links: Makroskopische Aufnahme der Füllstoffverteilung
oben rechts und unten: Mikroskopische Aufnahmen der Füllstoffverteilung

Neben der Verbesserung der Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste ist ein weiteres Ziel dieser Arbeit die Erhöhung der Formstabilität der Verbundoberfläche. In Bild 5.50 ist die Veränderung der mittleren maximalen Höhe S_z in Abhängigkeit der Zeit bei einer Temperaturbelastung von 80 °C dargestellt. Die isotherm nachkonsolidierten Faserverbundmuster (Bild 5.50 links) zeigen eine Zunahme der erzielten Ausgangswerte nach Temperaturbelastung mit ähnlichem Verlauf wie das Retardationsverhalten. Beim unmodifizierten Zwei-Phasen-Verbund geht eine Erhöhung des S_z -Werts von 56,16 µm direkt nach der Herstellung auf 62,18 µm nach 528 h einher. Das entspricht einer Kriechdehnung von 6,02 µm bzw. 10,7 %. Der mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Drei-Phasen-Verbund verändert seine mittlere maximale Höhe S_z von 13,35 µm auf 16,43 µm, was einer Kriechdehnung von 3,08 µm bzw. 23,1 % entspricht. Die Dehnung halbiert sich somit von 6,02 µm auf 3,08 µm, verdoppelt sich jedoch prozentual gesehen. Die variotherm nachkonsolidierten Faserverbundmuster (Bild 5.50 rechts) äußern ebenso eine Verschlechterung der Oberflächengüte über der Zeit. Beim unmodifizierten Gesamtsystem erhöht sich S_z von 25,01 µm direkt nach der Herstellung auf 29,62 µm nach 528 h Temperaturbelastung, was einer Kriechdehnung von 4,61 µm bzw. 18,4 % entspricht. Der mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Drei-Phasen-Verbund verändert seine mittlere maximale Höhe S_z um eine Kriechdehnung von 1,88 µm

bzw. 26,1 %, von 7,22 μm auf 9,10 μm . Es kann also festgehalten werden, dass die gemessenen zeitlichen Oberflächenveränderungen deutlich über den ermittelten Kriechdehnungen der modifizierten Zugstab-Probekörper liegen. Dies stützt die Theorie, dass die von Blinzler beobachtete Relaxation des hohen Spannungszustandes hauptsächlich über eine transversale Dehnung im Faserbündel abgebaut wird [13].

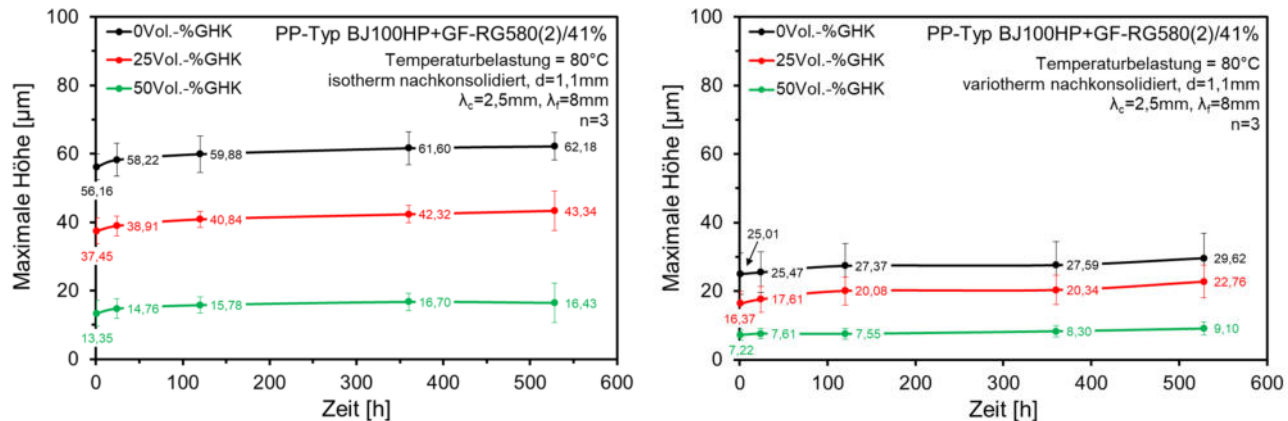


Bild 5.50 Veränderung der maximalen Oberflächenhöhe von Faserverbundhalbzeugen nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit der Zeit
links: Isotherm nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasenverbunde
rechts: Variotherm nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasenverbunde

In Bild 5.51 ist die Veränderung der mittleren arithmetischen Höhe S_a in Abhängigkeit der Zeit bei einer Temperaturbelastung von 80 °C dargestellt. Isotherm nachkonsolidierte Verbunde (Bild 5.51 links) zeigen einen mäßigen Anstieg der durchschnittlichen Lage der Oberfläche zur Ausgangshöhe, was auf das angesprochene Kriechverhalten des Verbundes zurückgeführt werden kann. Vergleicht man die Werte zwischen unmodifizierten und modifizierten Mustern, so fällt das höhere Niveau der S_a -Werte der Standard-Systeme nach 528 h auf: 9,72 μm zu 6,73 μm bzw. 2,56 μm mit steigendem Füllstoffgehalt. Entsprechend prozentual auf den Ausgangswert eine Zunahme von 10,7 % gegenüber 15,6 % bei 25 Vol.-% bzw. 22,6 % bei 50 Vol.-% GHK. Entsprechend stellen sich die Werte der variotherm nachkonsolidierten Verbunde (Bild 5.51 rechts) dar. S_a -Zunahme der unmodifizierten Systeme von 3,80 μm auf 4,61 μm (18,3 %) nach 528 h, gegenüber 2,54 μm auf 3,54 μm (39,4 %) und 1,12 μm auf 1,41 μm (25,9%) der modifizierten Systeme. Es kann damit kein Verhaltensunterschied zwischen Zwei- und Drei-Phasen-Verbunden detektiert werden. Wohl ist das Niveau der Ausprägung deutlich reduziert, was der verminderten Ausdehnung geschuldet ist, die zeitliche Veränderung bleibt jedoch gleich.

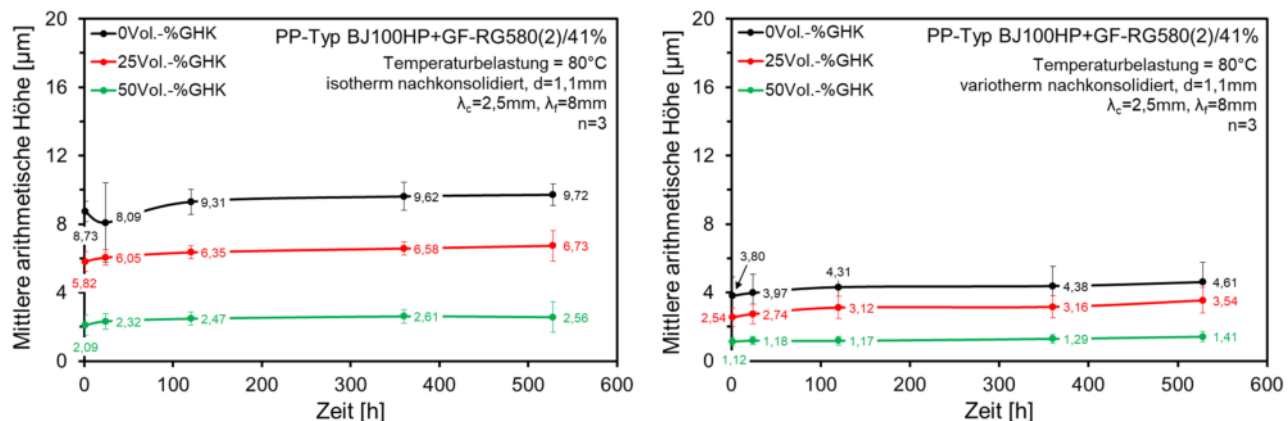


Bild 5.51 Veränderung der mittleren arithmetischen Oberflächenhöhe von Faserverbundhalbzeugen nach DIN EN ISO 25178 in Abhängigkeit der Zeit
links: Isotherm nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasenverbunde
rechts: Variotherm nachkonsolidierte Zwei- und Drei-Phasenverbunde

5.4 Simulationsergebnisse

Die Vorhersage der benötigten Mengenverhältnisse zur Angleichung des Ausdehnungsverhaltens unbekannter Materialkombinationen ist ein überaus wichtiges Instrument zur zielgerichteten Auslegung. Die Abzeichnung der textilen Topographie tritt in unterschiedlicher Ausprägung für unterschiedliche Matrix- und Verstärkungswerkstoffe auf und es erweist sich als vorteilhaft, wenn bei neuen, unbekannten Materialkombinationen nicht der gesamte Weg einer Evaluierung durchlaufen werden muss. Im Folgenden werden nun die Ergebnisse zur Vorhersage der sich einstellenden Oberflächengüte von Drei-Phasen-Verbundsystemen vorgestellt.

5.4.1 FVK-Einheitszelle

Die Basis der numerischen Simulation bildet der in Kapitel 4.4.2 vorgestellte Aufbau einer FVK-Einheitszelle. In Bild 5.52 ist das erzeugte Matrix- und Textilmodell der Zelle zur Vorhersage der Verbundoberfläche dargestellt. Bei beiden Modellen handelt es sich um Zwei-Phasen-Mischmodelle, welche die entsprechenden Werkstoffeigenschaften der Verbundpartner beinhalten. Das Matrixmodell (Bild 5.52 links) repräsentiert die geometrische Konstruktion der Primärzone, in welcher die Eigenschaften der Matrix temperatur- und richtungsabhängig sowie viskoelastisch und die Eigenschaften der Füllstoffe temperaturunabhängig, isotrop und reinelastisch erfasst sind. Das Textilmodell (Bild 5.52 rechts) stellt die Sekundärzone der imprägnierten Faserbündelgeometrie dar, in welchem die Eigenschaften der Fasern temperaturunabhängig, orthotrop und reinelastisch sowie die Eigenschaften der Matrix temperaturabhängig, isotrop und elastisch erfasst sind. Es handelt sich in beiden Fällen also um teiltemperaturabhängige Modelle. Um die entsprechenden geometrischen Verhältnisse unter Verarbeitungsbedingungen zu berücksichtigen, wurden für die Matrix die Fertigungssolldicke und für die Faserbündel die ermittelten Daten der Faserbündelanalyse unter hoher Zugspannung und 20 bar Pressdruck verwendet. In Tabelle 5.5 sind die verwendeten geometrischen Parameter zum Aufbau des CAD-Modells aufgelistet.

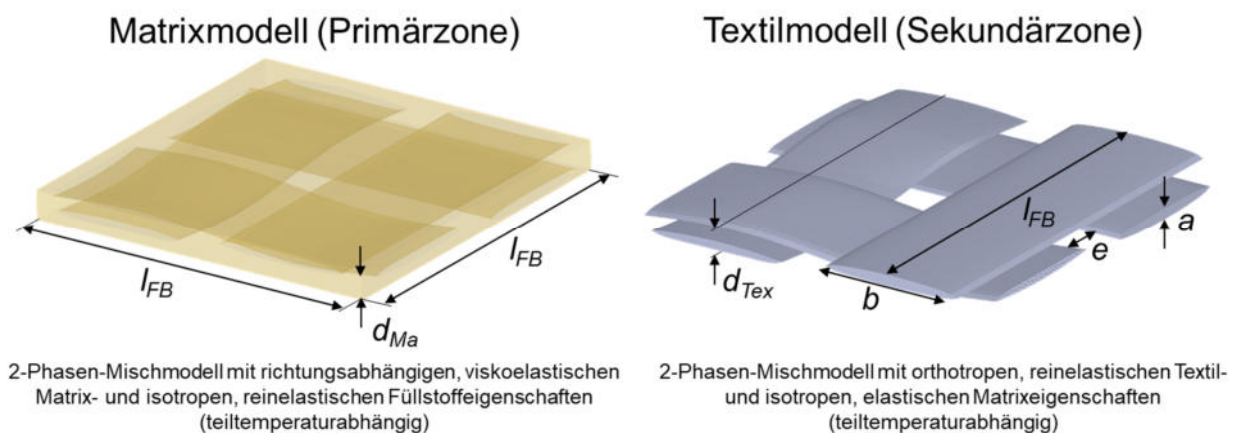


Bild 5.52 FVK-Einheitszelle mit berücksichtigten geometrischen Daten der Textilvermessung
links: 2-Phasen-Mischmodell der Primärzone (Matrixmodell)
rechts: 2-Phasen-Mischmodell der Sekundärzone (Textilmodell)

Bezeichnung	Geometrischer Parameter		
	Symbol	Einheit	Wert
Faserbündellänge	l_{FB}	[μm]	7.896
Kurze Faserbündelachse	a	[μm]	303
Lange Faserbündelachse	b	[μm]	3314
Faserbündelabstand	e	[μm]	634
Komprimierte Textildicke	d_{tex}	[μm]	539
Matrixsolldicke	d_{Ma}	[mm]	0,55

Tabelle 5.5 Geometrische Parameter zur Erzeugung der FVK-Einheitszelle

Will man das Retardationsverhalten der Sekundärzone simulieren, so müssen die viskoelastischen Eigenschaften der Matrix innerhalb der Faserbündel separat berücksichtigt werden. Um die belastungsabhängige Kriechdehnung quer zur Faserachse im Modell zu implementieren, wurde deshalb das Textilmodell verändert und in volumenentsprechende Einzelbereiche von reinen Filamenten und reiner Matrix aufgeteilt. Damit die elliptische Gesamtform eines Faserbündels eingehalten werden kann, wurden deshalb 25 und 50 Faserzonen pro Bündel mit unterschiedlich runden und elliptischen Querschnitten erzeugt und bei verschiedenen Knotenanzahlen sowie Elementtypen vernetzt. Bild 5.53 zeigt links beispielhaft die geometrische Aufteilung mit 25 elliptischen Faserzonen im Volumenverhältnis 70:30 Vol.-% pro Bündel und rechts die fehlgeschlagene Vernetzung an einzelnen Fasern. Alle durchgeführten Ansätze führen zu dem Ergebnis, dass einzelne Filamente nicht vollständig vernetzt werden können. Eine Vorhersage der zeitlichen Veränderung der Sekundärzone ist also auf diese Weise nicht möglich.

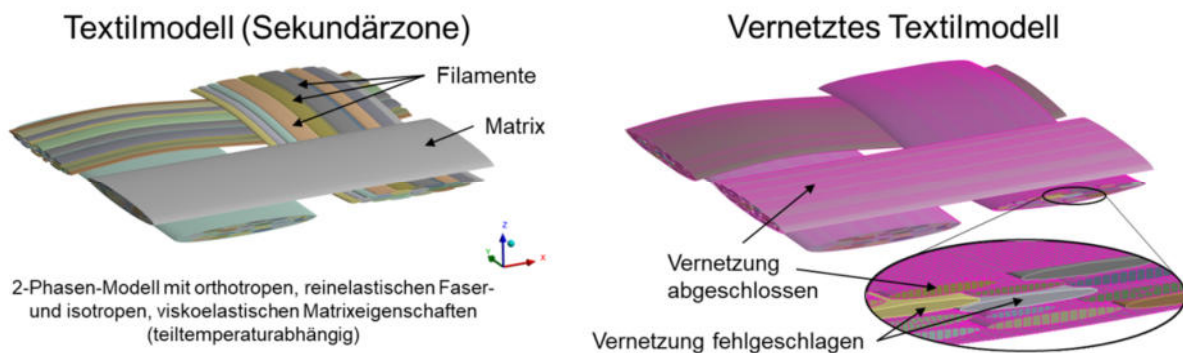


Bild 5.53 FVK-Einheitszelle mit berücksichtigten viskoelastischen Matriceigenschaften
links: 2-Phasen-Modell der Sekundärzone (Textilmodell)
rechts: Vernetztes Textilmodell mit fehlgeschlagenen Netzstellen

5.4.2 Implementierte Materialeigenschaften

Um Verbundoberflächen über analytische Berechnung und numerische Simulation vorhersagen zu können, muss die FVK-Einheitszelle mit entsprechenden Werkstoffkennwerten hinterlegt werden. Da das Verbesserungspotential von den sich einstellenden Volumenverhältnissen der Primär- und Sekundärzone abhängt, wurden bei der Berechnung die Anteile der jeweiligen Zone in 10 Vol.-% Schritten ausgehend vom Füllstoffvolumenanteil der Ausgangsmatrix variiert (Bild 5.54). Wie in Kapitel 5.2.4 vorgestellt können Füllstoffe die Geometrie der Faserbündel beeinflussen. Um diesen Effekt zu berücksichtigen, wurde die Simulation ohne und mit Kompaktierung durchgeführt. Bild 5.54 links zeigt den zugrunde gelegten Füllstoffvolumenanteil der Primärzone in Abhängigkeit des Füllstoffvolumenanteils der Ausgangsmatrix. Es ist ein leichter Abfall des primären Füllstoffanteils mit zunehmender Kompaktierung zu erkennen. Dieses Verhalten ist auf den zunehmenden Filamentvolumenanteil der Faserbündel zurückzuführen (Bild 5.54 rechts).

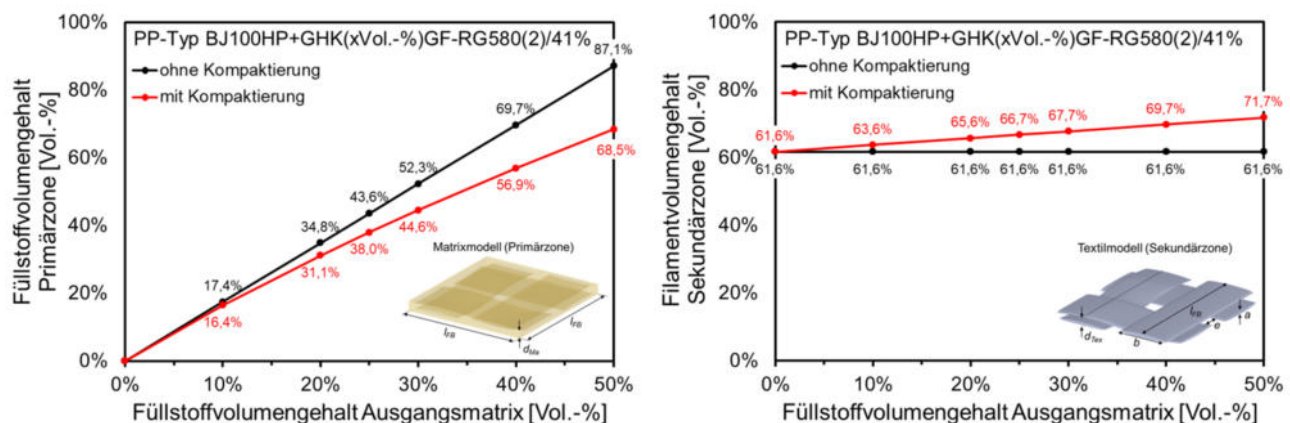


Bild 5.54 Variation des Füllstoff- und Filamentvolumenanteils in der Simulation
links: Berücksichtigter Füllstoffvolumenanteil der Primärzone
rechts: Berücksichtigter Filamentvolumenanteil der Sekundärzone

Im Folgenden werden die berücksichtigten Simulationskennwerte für die jeweilige Materialzone vorgestellt. Da in dieser Arbeit das Materialverhalten der Primärzone detailliert untersucht wurde, kann an manchen Stellen ein Vergleich der berechneten und der gemessenen Kennwerte erfolgen. In Bild 5.55 ist die transversale Ausdehnung und der Zugmodul der Primärzone in Abhängigkeit der Temperatur bei der Abkühlung von 140 °C auf -20 °C dargestellt. Die transversale Ausdehnung (Bild 5.55 links) nimmt mit zunehmendem Füllstoffgehalt deutlich ab und kann über die Berechnung ausreichend gut nachgestellt werden. Der Zugmodul (Bild 5.55 rechts) steigt mit abnehmender Temperatur an, wobei die Berechnung einen ab ca. 80 °C stärker zunehmenden Verlauf als die durchgeführten Messungen zeigt. Der Grund für die niedrigeren Messwerte könnte in einer schlechten Kunststoff-Füllstoff-Haftung begründet liegen.

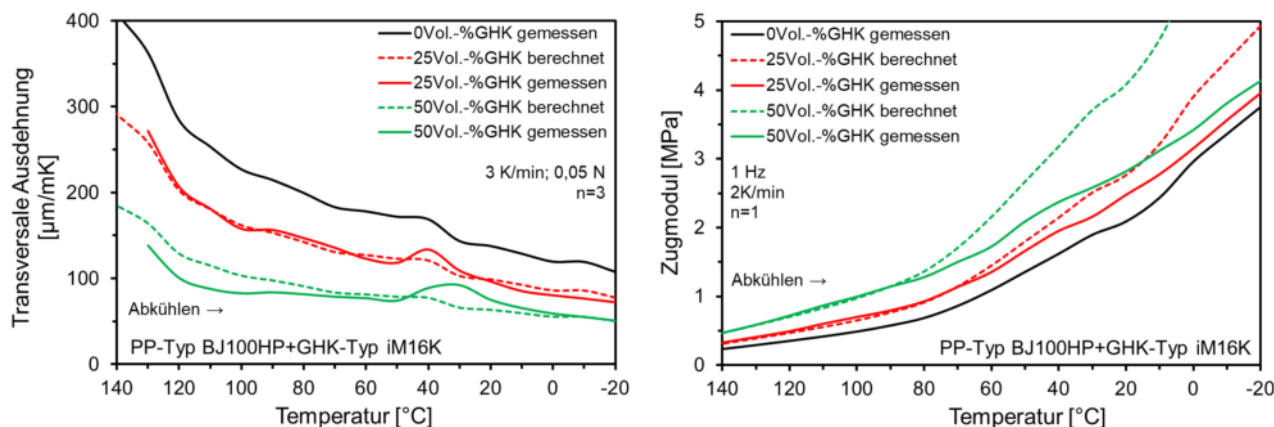


Bild 5.55 Ausdehnung und Zugmodul der Primärzone in Abhängigkeit der Temperatur
links: Transversale Ausdehnung für verschiedene Füllstoffgehalte in der Matrix
rechts: Zugmodul für verschiedene Füllstoffgehalte in der Matrix

Bild 5.56 zeigt die Wärmekapazität und die Verbunddichte der Primärzone in Abhängigkeit der Temperatur bei der Abkühlung von 140 °C auf -20 °C. Die Wärmekapazität (Bild 5.56 links) nimmt mit sinkender Temperatur ab und durchläuft ein polymerbedingtes Maximum bei etwa 55 °C. Dieses Verhalten kann durch die Berechnung gut nachgestellt werden, wenn gleich die Ausprägung des Peaks etwas kleiner ausfällt. Bild 5.56 rechts zeigt die Verbunddichte, die im betrachteten Temperaturbereich relativ konstant zunimmt und gut nachgestellt werden kann.

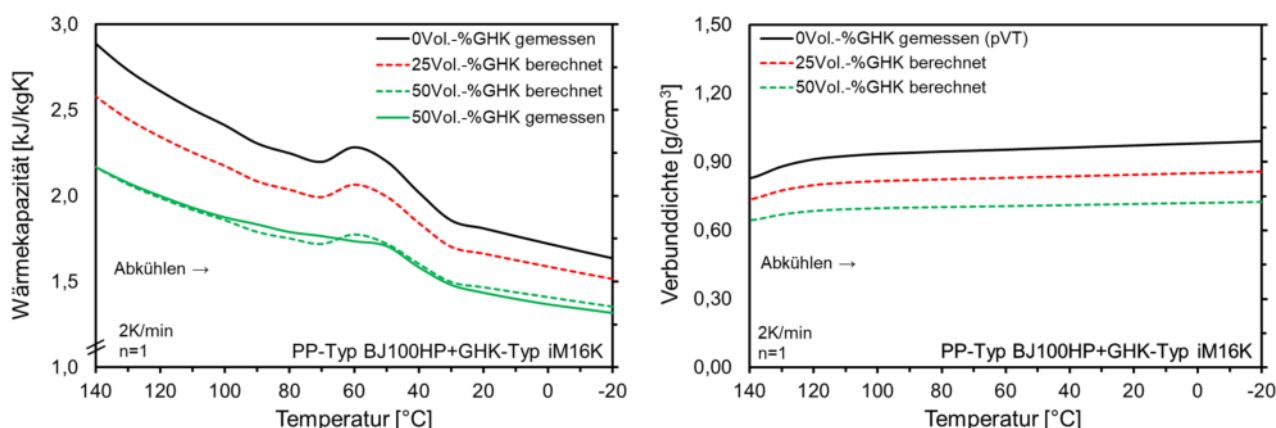


Bild 5.56 Wärmekapazität und Verbunddichte der Primärzone in Abhängigkeit der Temperatur
links: Wärmekapazität für verschiedene Füllstoffgehalte in der Matrix
rechts: Verbunddichte für verschiedene Füllstoffgehalte in der Matrix

Das Verhalten der Sekundärzone ist in Abhängigkeit der Temperatur in Form der axialen und transversalen Ausdehnung der Faserbündel bei der Abkühlung von 140 °C auf -20 °C in Bild 5.57 dargestellt. Es ist deutlich der Einfluss der Faserrichtung im Bündel zu erkennen. In axialer Richtung (Bild 5.57 links) ist die Ausdehnung aufgrund der mechanischen Faserdominanz behindert und damit auf niedrigem Niveau annähernd linear. Senkrecht zur Faserachse (Bild 5.57 rechts) ist die

Ausdehnung matrixdominiert und verhält sich entsprechend der vorherrschenden Volumenverhältnisse. Je mehr Filamentanteil (FiVG), desto weniger transversale Ausdehnung. Das reale Verhalten ist schwer zu messen, weil die Probenherstellung nur bedingt unterschiedliche FiVG zulässt. Um trotzdem einen Vergleich zwischen Berechnung und Realität zu ziehen, wurde die transversale Ausdehnung an unmodifizierten Halbzeugproben mit 61,6 Vol.-% FiVG gemessen. Es ist ersichtlich, dass Berechnung und Messung voneinander abweichen.

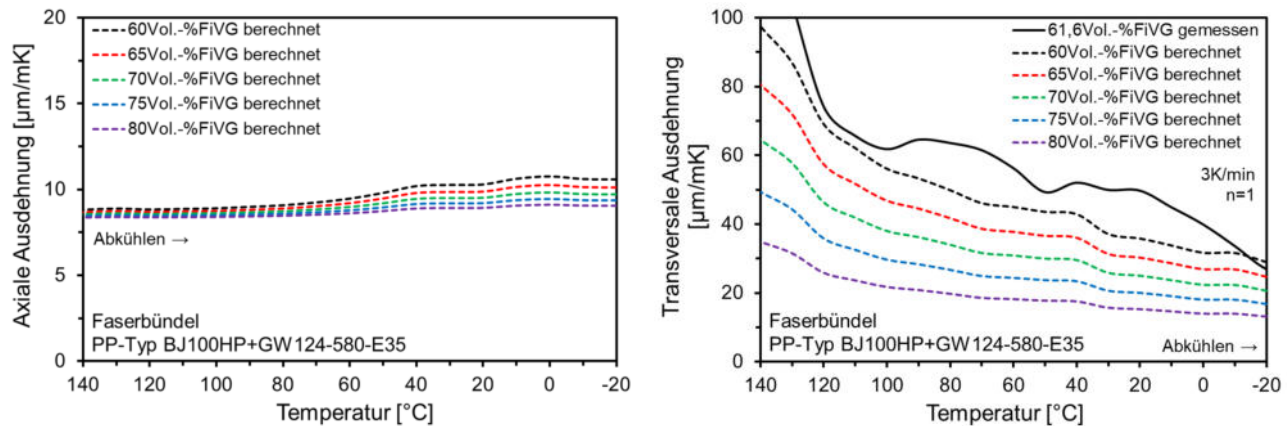


Bild 5.57 Ausdehnung der Sekundärzone in Abhängigkeit der Temperatur
links: Axiale Ausdehnung für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel
rechts: Transversale Ausdehnung für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel

In Bild 5.58 ist der richtungsabhängige Zugmodul der Faserbündel in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. In axialer Richtung (Bild 5.58 links) ist sehr schön die Zunahme der Steifigkeit mit steigendem Filamentanteil zu beobachten. Das Verhalten ist im betrachteten Temperaturbereich wegen der Faserdominanz annähernd homogen. In transversaler Richtung (Bild 5.58 rechts) ist der Fasereinfluss quasi nicht vorhanden und die mechanischen Eigenschaften werden von der Matrix bestimmt. Die Werte für den Zugmodul liegen etwa um eine Zehnerpotenz niedriger. Dieser Unterschied erklärt den Effekt der zeitlichen Abhängigkeit der Oberflächengüte sehr eindrucksvoll. Während bei der Abkühlung die Schwindung der Matrix in der Ebene durch die Faserlage deutlich behindert wird, stellt sich ein erhöhter Spannungszustand im Polymer Inneren ein. Je rascher die Abkühlung, umso höher der eingefrorene Belastungszustand. Dieser Zustand kann sich nur transversal abbauen, wodurch die imprägnierte Matrix zeitlich retardiert und sich in Dickenrichtung dehnt. Die Dehnung führt zu einer Formänderung der Oberfläche, und zwar in Abhängigkeit der lokalen Matrixmenge im Faserbündel, also mittig mehr als am Rand. Die umgebende Primärzone vermag ihre eigene Schwindung an die Sekundärzone anzupassen, kann aber aufgrund der fehlenden axialen Steifigkeit den Effekt nicht vollständig kompensieren.

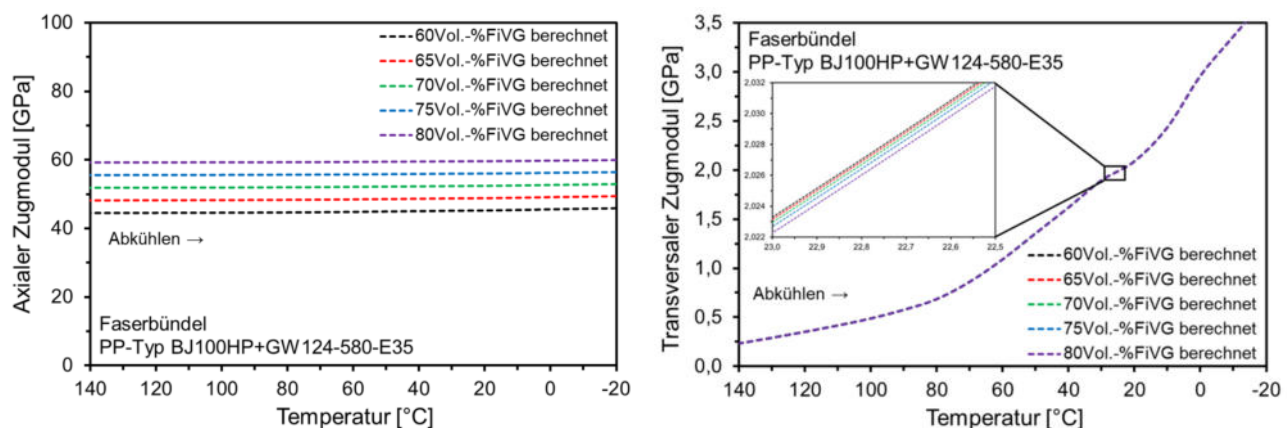


Bild 5.58 Zugmodul der Sekundärzone in Abhängigkeit der Temperatur
links: Axialer Zugmodul für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel
rechts: Transversaler Zugmodul für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel

Die sich einstellende Wärmekapazität und Verbunddichte der Faserbündel ist in Abhängigkeit der Temperatur in Bild 5.59 dargestellt. Mit zunehmendem Filamentanteil im Bündel ist eine leichte Reduktion der Wärmespeichermöglichkeit verbunden, die mit dem steigenden Faseranteil gut begründet werden kann (Bild 5.59 links). Generell ist das Verhalten mit sinkender Temperatur leicht abnehmend berücksichtigt. Die Verbunddichte (Bild 5.59 rechts) ist ebenfalls mit dem Filamentanteil verknüpft und erhöht sich deshalb bei dessen Zunahme. Aufgrund des meist hohen Anteils an Fasern im Bündel ist die Temperaturabhängigkeit vernachlässigbar.

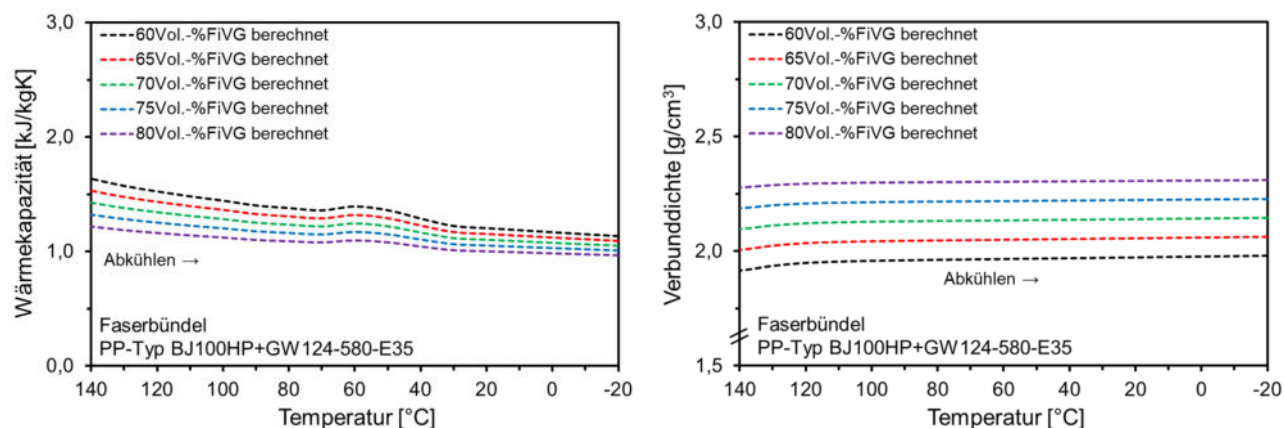


Bild 5.59 Wärmekapazität und Verbunddichte der Sekundärzone in Abhängigkeit der Temperatur
links: Wärmekapazität für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel
rechts: Verbunddichte für verschiedene Filamentgehalte im Faserbündel

Um die zeitliche Veränderung der Eigenschaften in der Vorhersage zu berücksichtigen, wurde neben den temperaturabhängigen Kennwerten auch die zeitliche Veränderung der Zugspannung im Modell berücksichtigt. In Bild 5.60 ist die Zugspannung in Abhängigkeit der Zeit für verschiedene Temperaturen und Füllstoffgehalte abgebildet. Betrachtet man die gemessene Zugspannung für zwei unterschiedliche Temperaturen (Bild 5.60 links), ist der in Kapitel 5.2.2 beschriebene Abfall der Spannung an den hergestellten Zugstab-Probekörpern gut zu beobachten. Dieses Verhalten kann über ein mehrstufiges Maxwell-Modell mit parallelen Elementen für beide Temperaturen nachgestellt werden und ergibt entsprechende Verschiebefunktion $\phi(T(t))$ (Tabelle 5.6). In Bild 5.60 rechts ist der Verlauf der Zugspannung für Füllstoffgehalte von 25 Vol.-% und 50 Vol.-% bei 23 °C in Abhängigkeit der Zeit dargestellt. Auch dieses Verhalten kann über parallele Maxwell-Elemente nachgestellt werden und ergibt eine Verschiebefunktion von eins (Tabelle 5.7). Der Einfluss der Modifikation auf das Relaxationsverhalten ist demnach mathematisch linear.

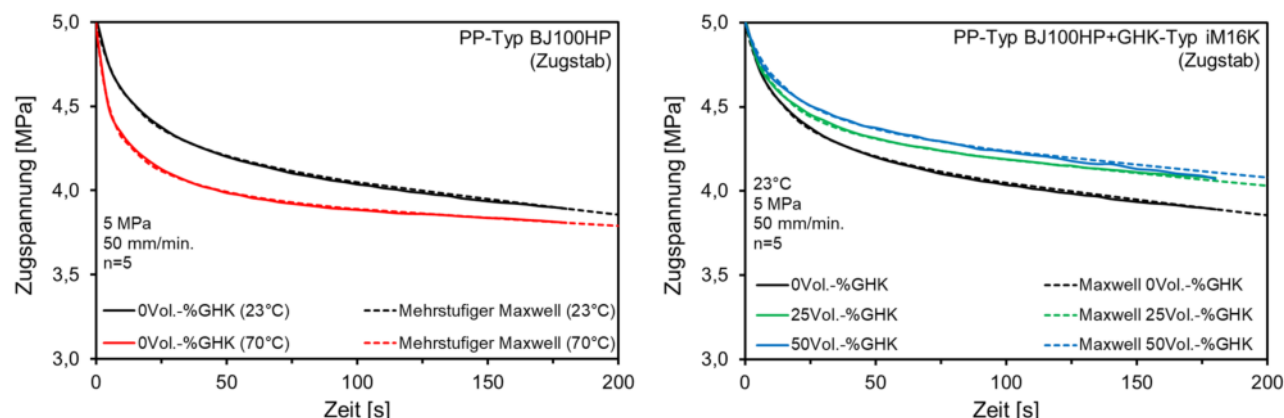


Bild 5.60 Über Maxwell-Elemente nachgestelltes Relaxationsverhalten angelehnt an DIN 53441 in Abhängigkeit der Zeit
links: PP-Typ BJ100HP ohne Modifikation bei 23 °C und 70 °C
rechts: PP-Typ BJ100HP mit 25 Vol.-% und 50 Vol.-% GHK Modifikation bei 23 °C

Werkstoff	Temperatur	Bezeichnung	Einheit	Maxwell-Zelle				
				1	2	3	4	5
PP-Typ BJ100HP	23 °C	Lamda	[s]	5	10	30	500	10000
		Koeffizienten	[-]	0,03	0,05	0,07	0,2	0,65
	70 °C	Lamda	[s]	3	5	25	350	20000
		Koeffizienten	[-]	0,05	0,07	0,08	0,08	0,72
		Verschiebefunktion	[-]	0,60	0,50	0,83	0,70	2,00

Tabelle 5.6 Maxwell-Elemente und Temperatur-Verschiebefunktion für PP-Typ BJ100HP

Werkstoff	Temperatur	Bezeichnung	Einheit	Maxwell-Zelle				
				1	2	3	4	5
PP-Typ BJ100HP	23 °C	Lamda	[s]	5	10	30	500	10000
		Koeffizienten	[-]	0,03	0,05	0,07	0,2	0,65
PP-Typ BJ100HP +25Vol.-%GHK	23 °C	Lamda	[s]	5	10	30	500	10000
		Koeffizienten	[-]	0,01	0,07	0,05	0,15	0,72
PP-Typ BJ100HP +50Vol.-%GHK	23 °C	Lamda	[s]	5	10	30	500	10000
		Koeffizienten	[-]	0,01	0,05	0,06	0,15	0,73
		Verschiebefunktion	[-]	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0

Tabelle 5.7 Maxwell-Elemente und Füllstoff-Verschiebefunktion für PP-Typ BJ100HP+GHK-Modifikation

5.4.3 Berechnungs- und Simulationsergebnisse

In Bild 5.61 sind die Ergebnisse der analytischen 2D-Berechnung der sich einstellenden FVK-Oberfläche in Form der maximalen Höhe (Flächenwelligkeit) in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts der Ausgangsmatrix dargestellt. Ohne Kompaktierung der Faserbündel (Bild 5.61 links) wird eine vollständige Angleichung des Schwindungsverhaltens bei einem Füllstoffvolumengehalt von 41,7 Vol.-% erreicht. Eine mit 50 Vol.-% GHK modifizierte Ausgangsmatrix würde damit in der Primärzone eine geringere Schwindung als in der Sekundärzone äußern und somit eine „umgekehrte“ Welligkeit von -3,9 µm erzeugen. Unter Berücksichtigung der Kompaktierung (Bild 5.61 rechts) stellt sich hingegen bei 50 Vol.-% GHK modifizierter Ausgangsmatrix eine Welligkeit von +3,9 µm ein, was einer prozentualen Reduktion von -83,9% entspricht.

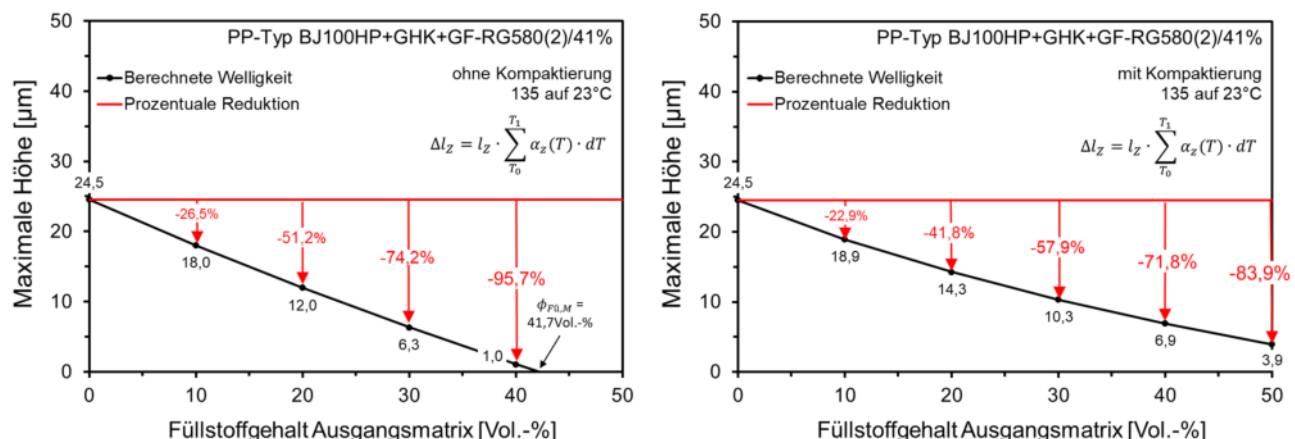


Bild 5.61 Analytische Berechnung der maximalen Höhe (Flächenwelligkeit) in Abhängigkeit des Füllstoffvolumengehaltes der Ausgangsmatrix
links: Drei-Phasen-Verbund ohne Berücksichtigung der Faserbündel-Kompaktierung
rechts: Drei-Phasen-Verbund mit Berücksichtigung der Faserbündel-Kompaktierung

Um aussagefähige 3D-Simulationen durchführen zu können, muss zunächst das erstellte Modell validiert werden. Die Bestimmung der notwendigen Knotenanzahl und daraus folgend die Abhängigkeit der maximalen Flächenhöhe von der Elementgröße sind in Bild 5.62 dargestellt. Ab einer Anzahl von etwa 100.000 Knoten (Bild 5.62 links) kann eine ausreichende Genauigkeit der minimalen bzw. maximalen Schwindungsberechnung erzielt werden. Wird die Knotenanzahl weiter erhöht, steigt die Genauigkeit der Berechnung nicht mehr an, sondern nur die Rechenzeit. Im Simulationsergebnis (Bild 5.62 rechts) spiegelt sich dies in Form der Oberflächeneigenschaften wider und der maximale Höhenunterschied kann bis zu einer maximalen Elementgröße von 0,1 mm gut bestimmt werden. Die Rechenzeit liegt mit 145 s in einem vernünftigen Rahmen, so dass auch größere Bauteile mit überschaubaren Rechenzeiten simuliert werden können.

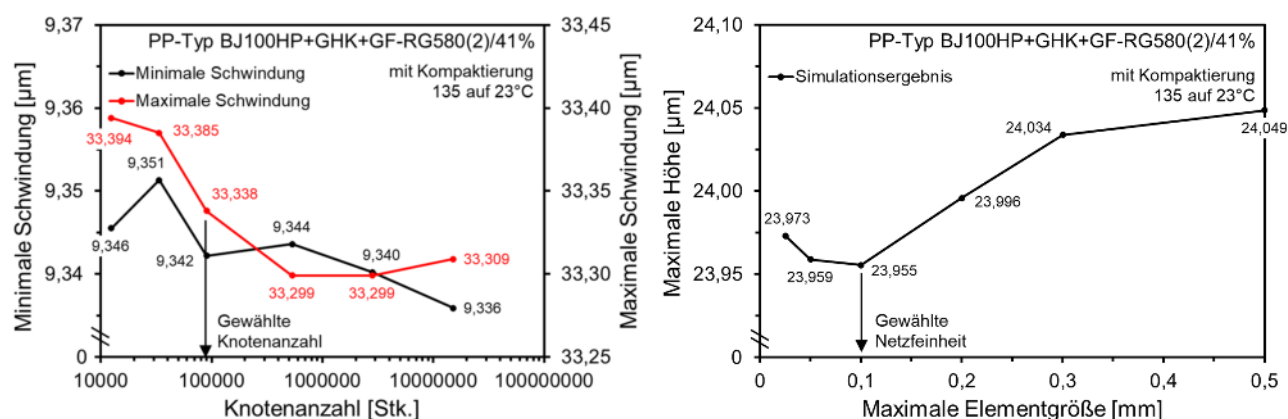


Bild 5.62 Validierungsergebnisse der Netzkonvergenzstudie des Simulationsmodells
links: Minimale und maximale Schwindung in Abhängigkeit der Knotenanzahl
rechts: Höhenprofil in Abhängigkeit der maximalen Elementgröße

Die durchgeführten Simulationsrechnungen wurden mit einer Elementgröße von 0,1 mm bei einer Knotenanzahl von 533.036 Stück auf Basis der FVK-Einheitszelle durchgeführt. In Bild 5.63 ist in der Draufsicht das sich einstellende Höhenprofil in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts der Ausgangsmatrix in zweidimensionaler Farbhöhenskala dargestellt, wobei der Nullpunkt auf den niedrigsten Punkt (Schwindungstal) der Fläche gelegt wurde. Im Simulationsergebnis erscheinen die schwindungsbedingten Einfallstellen der matrixreichen Gebiete der Primärzone somit als blaue Stellen zwischen den weniger stark schwinden Faserbündeln in rot.

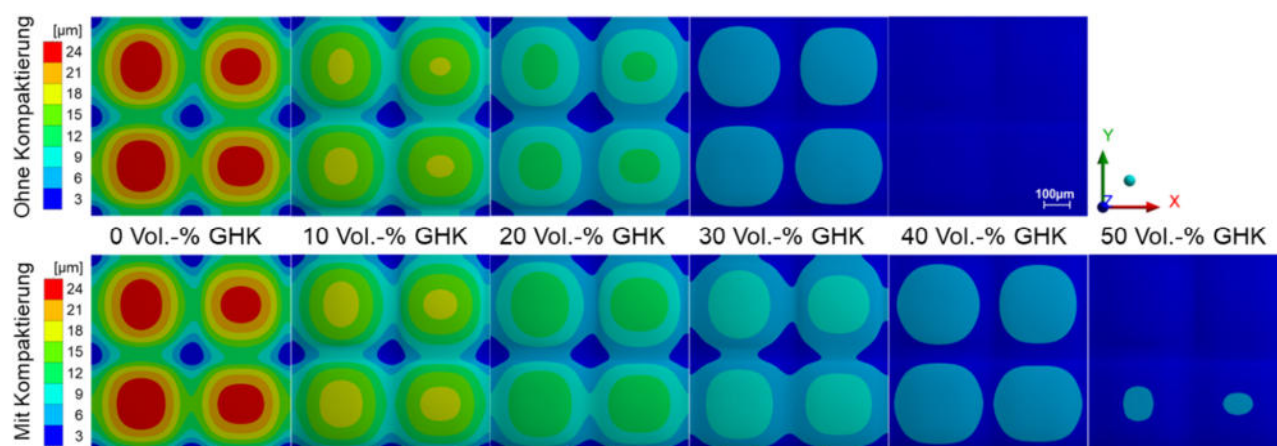


Bild 5.63 Visuelle Ergebnisse der numerischen Simulation in zweidimensionaler Farbskala in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts in der Ausgangsmatrix
oben: Berechnetes Höhenprofil ohne Kompaktierung der Faserbündel
unten: Berechnetes Höhenprofil mit Kompaktierung der Faserbündel

Ohne Kompaktierung (Bild 5.63 oben) ist zu erkennen, dass sich mit zunehmendem Füllstoffgehalt der Primärzone das Höhenprofil homogenisiert und ab ca. 40 Vol.-% bei der gewählten Auflösung

von 3 μm kaum noch Höhendifferenzen erkennbar sind. Ab ca. 44 Vol.-% GHK-Anteil in der Ausgangsmatrix drehen sich die Schwindungsverhältnisse um, so dass bei 50 Vol.-% GHK die modifizierte Primärzone weniger schwindet als die Faserbündel der Sekundärzone. Wird die Kompaktierung der Faserbündel berücksichtigt (Bild 5.63 unten) zeigt sich eine weniger stark ausgeprägte Angleichung der Schwindungsverhältnisse und bei 50 Vol.-% GHK sind noch leichte Höhendifferenzen der vorderen Fadenkreuzungen ersichtlich.

In Bild 5.64 sind die Berechnungsergebnisse der numerischen Simulation in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts der Ausgangsmatrix dargestellt. Ohne Kompaktierung (Bild 5.64 links) wird eine vollständige Angleichung des Schwindungsverhaltens bei 44,2 Vol.-% erreicht. Mit Kompaktierung (Bild 5.64 rechts) ist eine vollständige Angleichung des Verhaltens mit Füllstoffanteilen kleiner 50 Vol.-% GHK in der Ausgangsmatrix nicht möglich. Die zu erwartende, minimale Höhendifferenz beträgt 3,1 μm , was einer prozentualen Verbesserung von -87,0% entspricht.

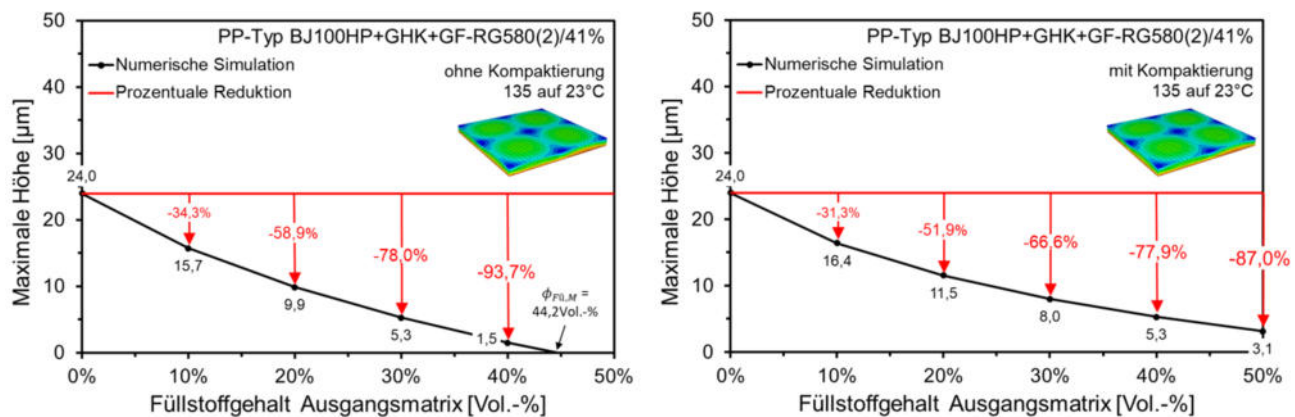


Bild 5.64 Simulationsergebnisse in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts in der Ausgangsmatrix
links: Drei-Phasen-Verbund ohne Berücksichtigung der Faserbündel-Kompaktierung
rechts: Drei-Phasen-Verbund mit Berücksichtigung der Faserbündel-Kompaktierung

Wie bereits in Kapitel 5.4.1 angedeutet, ist es mit der in dieser Arbeit gewählten FVK-Einheitszelle nicht möglich, die zeitliche Veränderung der Verbundoberfläche zu simulieren. Es müsste ein mathematisches Ersatzmodell für das Retardationsverhalten der Sekundärzone erstellt und im Simulationsprogramm hinterlegt werden, welches die Eigenschaften der Fasern orthotrop und reinelastisch sowie die Eigenschaften der Matrix temperaturabhängig, isotrop und elastisch erfasst. Da die viskoelastischen Eigenschaften der Matrix in der Primärzone erfasst und über mehrstufige Maxwell-Elemente mathematisch hinterlegt sind, kann zumindest die Oberflächenveränderung der matrixreichen Primärzonen bewertet werden. Bild 5.65 zeigt die sich einstellende FVK-Oberfläche direkt nach der Abkühlung auf Raumtemperatur (links) und nach 24 Stunden (rechts). Es wurde eine Veränderung der maximalen Höhe S_z von ca. 0,9 μm berechnet, was im Simulationsbild durch die hellere Blaufärbung der Matrix nach 24 h visualisiert werden kann.

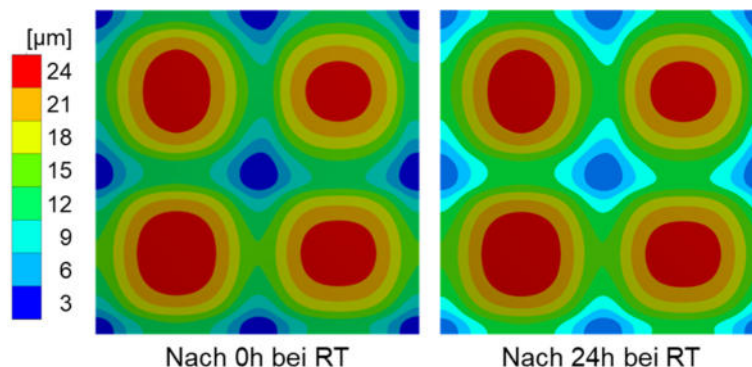


Bild 5.65 Visuelle Ergebnisse der numerischen Simulation in Abhängigkeit der Zeit
links: Berechnetes Höhenprofil nach 0 h bei Abkühlung auf Raumtemperatur
rechts: Berechnetes Höhenprofil nach 24 h bei Abkühlung auf Raumtemperatur

6 Bewertung der Ergebnisse

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass durch Modifikation der thermoplastischen Matrix mit Füllstoffen das temperaturabhängige Verhalten der polymerreichen Matrixzone außerhalb der textilen Verstärkung an das Verhalten der imprägnierten Faserbündel angepasst werden kann. Bei geeigneter Wahl von Faser- und Partikelgröße kann ein Filtereffekt des Textils genutzt und damit das Verhalten der Matrixzone lokal angeglichen werden. Wird die Menge des Polymer-Füllstoff-Gemischs optimal abgestimmt, kann im entstehenden Drei-Phasen-Verbund das Schwindungsverhalten homogenisiert und die Auswirkungen der viskosen Eigenschaften des Polymers vermindert werden. Im Ergebnis verbessert sich die Güte der Verbundoberfläche und das Kriechverhalten unter wechselnden Temperaturbedingungen nimmt ab. Sind in Abhängigkeit der bauteilspezifischen Textilverstärkung die sich einstellenden Volumenverhältnisse bestimmt, kann eine Bewertung der benötigten Modifikationsart vor der Herstellung erfolgen. Ist die Modifikationsart bekannt, kann durch rechnerische Analyse das sich einstellende Verhalten vorhergesagt und die notwendige Füllstoffmenge berechnet werden. Werden die Einzelwerkstoffe modifiziert und deren Verhalten füllstoffabhängig charakterisiert, kann mit Hilfe einer Simulation die zu erwartende Oberflächengüte für verschiedene Aufbauten numerisch berechnet werden. Somit steht final ein Werkzeug zur Verfügung, welches ohne aufwendige Evaluierung und Vermessung die quantitative Oberflächengüte eines Drei-Phasen-Verbundes in Abhängigkeit der Ausgangswerkstoffe, deren geometrischen Verhältnisse und Mengenanteile vorhersagen kann.

6.1 Textile Filterwirkung

Um die faserumgebende Matrix (Primärzone) so mit Füllstoffen anzureichern, dass das entstehende Verhalten äquivalent zum Verhalten der imprägnierten Faserbündel (Sekundärzone) ist, muss das eingesetzte Textil einen Entmischungsvorgang bewirken. Bei optimaler Abstimmung der Größenverteilungskurve von Füllstoff zu Faserwerkstoff können die sich einstellenden Wirkzusammenhänge des textilen Filtereffekts in einem Prozessmodell wie folgt beschrieben werden (Bild 6.1): In der Startphase der Entmischung verteilen sich die Füllstoffe zunächst durch die fortschreitende Makroimprägnierung zum Zeitpunkt t_1 zwischen den Makroporen der Verstärkung in der Primärzone. Erste Füllstoffpartikel reichern sich an den Faserbündelrändern an und die Phase der Mikroimprägnierung beginnt. Mit fortschreitender Imprägnierung treten zum Zeitpunkt t_2 erste größere Füllstoffanhäufungen im Randbereich der Faserbündel auf. Die entmischte Matrix dringt tiefer in das Faserbündel ein und bildet im Inneren eine entmischte Schmelzefront aus. Zum Zeitpunkt t_3 hat sich in der matrixreichen Primärzone ein geschlossener Füllstoffgürtel um das Faserbündel gebildet und das Faserbündel ist füllstofffrei und vollständig imprägniert. Makro- und Mikroimprägnierung sind abgeschlossen. Die Partikelverteilung in der Primärzone ist mit der Anreicherung um das Faserbündel verknüpft. Bezogen auf den Filamentvolumengehalt bewirken geringere Füllstoffanteile eine inhomogenere Verteilung. Ziel einer Modifikation muss demnach ein möglichst gleicher Anteil beider Verstärkungen sein.



Bild 6.1 Prozessmodell des textilen Entmischungsvorgangs (textiler Filtereffekt)

Mit Hilfe einer Faser- und Partikelanalyse kann der textile Entmischungsvorgang vorhergesagt werden. Hierzu müssen die vorherrschenden Volumenanteile beider Fraktionen gemessen und daraus die Größenverteilungskurven bestimmt werden. Um eine Abschätzung des zu erwartenden Filtereffekts zu treffen, müssen die korrespondierenden Durchmesser der Faser- und Füllstoffverteilungskurven $d(x)_{Fa}$ und $d(x)_{Fü}$ bei einer Häufigkeit von 10 %, 50 % und 90 % sowie des häufigsten Durchmessers ausgelesen und zueinander ins Verhältnis gesetzt werden, um daraus das Realverhältnis zu bestimmen. In Bild 6.2 sind die Verteilungskurven eines ungenügend funktionierenden (links) und eines gut funktionierenden (rechts) Filtereffekts dargestellt. Das in den Untersuchungen verwendete CaCO_3 vom Typ Omyacarb 2T-AV (Bild 6.2 links) hat im Vergleich zum textilen Rovinggewebe zu viele kleine Partikel und verstopft die Filamente der Faserbündel (Kapitel 5.2.3). Alle berechneten Realverhältnisse liegen deutlich unter eins. Die verwendeten Glashohlkugeln vom Typ iM16K (Bild 6.2 rechts) hingegen haben im Vergleich zur Verstärkung ähnliche Durchmesser. Die berechneten Realverhältnisse liegen deutlich näher am Idealwert. Eine Behinderung der Mikroimprägnierung konnte aber auch bei dieser Füllstofftype festgestellt werden, jedoch keine Verstopfung. Diese Tatsache kann mit dem Realverhältnis $R(10) = 0,42$ begründet werden. Würde das Verhältnis nahe oder größer eins liegen, wäre die Behinderung minimiert und die Imprägnierleistung damit ähnlich der ungefüllten Matrix.

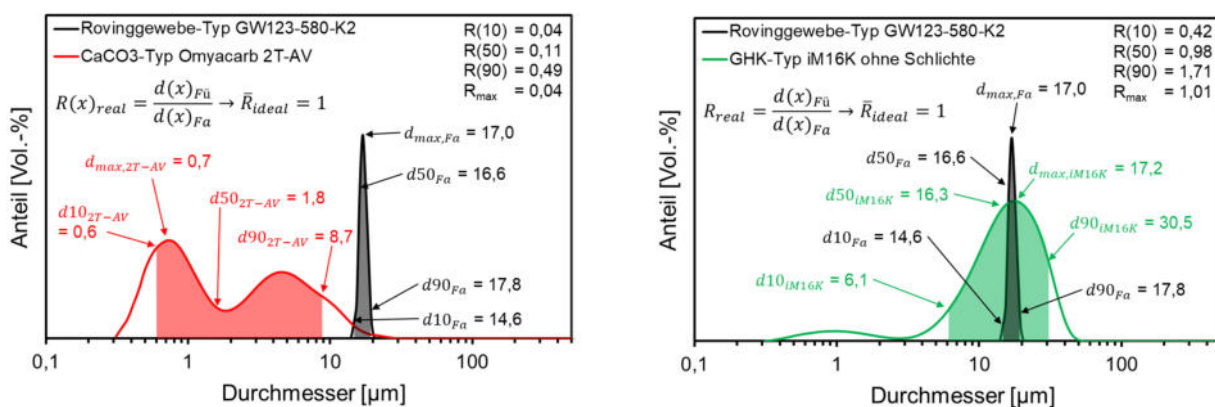


Bild 6.2 Vergleich der Faser- und Füllstoffgrößenverteilungskurve mit Bestimmung der Realverhältnisse bei 10 %, 50 %, 90 % und der maximalen Häufigkeit
links: Realverhältnisse zwischen Rovinggewebe und CaCO_3 -Typ Omyacarb 2T-AV
rechts: Realverhältnisse zwischen Rovinggewebe und GHK-Typ iM16K

In Tabelle 6.1 sind die berechneten Realverhältnisse aller untersuchten Füllstoffe im Vergleich zum verwendeten Faserwerkstoff dargestellt. Aus dem Realverhältnis R_{max} des am häufigsten vorkommenden Durchmessers ist ersichtlich, dass die Type Omyacarb 2T-AV sich mit einem Wert von 0,04 als Modifikation nicht eignet. Aus dem Realverhältnis $R10$ kann bei der Type Omyacarb 15-GU mit 0,06 abgeleitet werden, dass der Feinanteil dieser Modifikation zu klein ist und ab einem bestimmten Mengenanteil zu Verstopfung der Filamente führt. Die Füllstoffe mit guten Voraussetzungen zur vollständigen Entmischung sind die beiden GHK Typen iM16K und das Calibrite OG, wenn gleich bei letzterem der $R10$ Wert bei höheren Volumenanteilen zu Beeinträchtigung der Mikroimprägnierung führt, was die Untersuchungsergebnisse bestätigen.

Faserwerkstoff	Füllstoff	Realverhältnis			
		R10	R50	R90	Rmax
Rovinggewebe-Typ GW123-580-K2	iM16K ohne Schlichte	0,42	0,98	1,71	1,01
	iM16K mit Schlichte	0,41	1,07	1,89	1,15
	Omyacarb 2T-AV	0,04	0,11	0,49	0,04
	Omyacarb 15-GU	0,06	0,67	2,96	1,42
	Calibrite OG	0,17	1,28	3,00	1,42

Tabelle 6.1 Realverhältnisse zwischen Faserwerkstoff und Füllstoff bei einer Häufigkeit von 10 %, 50 % und 90 % und des häufigsten Durchmessers

6.2 Erzielbare Oberflächenverbesserung

Das Hauptziel dieser Arbeit ist die Oberflächenverbesserung endlosfaserverstärkter Thermoplaste über Füllstoffe. Die Untersuchungsergebnisse zeigen, dass mit zunehmendem Füllstoffgehalt in der Primärzone eine signifikante Reduktion der Schwindung und damit eine Optimierung der FVK-Oberflächentextur einhergeht. Das Verbesserungspotential nimmt jedoch aufgrund der zunehmenden Kompaktierung der Faserbündel mit steigendem Füllstoffgehalt ab. Eine vollständige Angleichung der unterschiedlichen Schwindungsverhältnisse von Primär- und Sekundärzone ist zudem mit den Fließ- und Schwindungseigenschaften von Polymer und Füllstoff verknüpft. Ungünstige Kombinationen (z.B. hochviskose Polymere oder/und nicht-sphärische Füllstoffformen) können im Extremfall zu sehr hohen Mengenanteilen und damit zu nicht realisierbaren Konstellationen führen. Wird aber umgekehrt der Füllstoff gezielt nach Größe, Form und Ausdehnung auf das zu optimierende System abgestimmt, bestehen hinsichtlich Vorhersage und Umsetzung keine Einschränkungen. Im Ergebnis kann das Materialverhalten beliebiger Kombinationen homogenisiert und die entstehende Verbundoberfläche verbessert werden.

Soll die Oberfläche eines bekannten Faserverbundmaterials optimiert werden, kann mit den Erkenntnissen dieser Untersuchung bewertet werden, unter welchen Voraussetzungen eine Modifikation zur wirtschaftlichen Halbzeugherstellung führt. Versuche haben gezeigt, dass die Beschickung der Matrix im Vorfeld der Halbzeug-Herstellung auch mit höheren Füllstoffanteilen prozesssicher bewerkstelligt werden kann. Unter Anpassung der Prozessbedingungen bei der Konsolidierung ist in der Phase der Makroimprägnierung eine vollständige Benetzung der Faserbündel trotz der füllstoffbedingten Viskositätssteigerung erreichbar. Ebenso ist in der Phase der Mikroimprägnierung bei überschaubarer Erhöhung der Presszeit eine Entmischung sowie vollständige Imprägnierung möglich. Im Ergebnis lässt sich ein Drei-Phasen-Verbundhalbzeug erzeugen, welches in gewohnter Art und Weise schneid-, halt- und weiterverarbeitbar ist. Bei der Weiterverarbeitung zu 3D-Bauteilen bestehen keine Einschränkungen hinsichtlich Formbarkeit oder Funktionalität gegenüber herkömmlichen Zwei-Phasen-Systemen. Lediglich sollten aufgrund der erschwerten Fließfähigkeit die Verarbeitungstemperaturen leicht angehoben werden.

Ein wesentliches Werkzeug zur Umsetzung der entwickelten Technologie stellt die Vorhersage der notwendigen Volumenverhältnisse in der Ausgangsmatrix in Abhängigkeit der verwendeten Werkstoffe dar. Die durchgeführten Analysen und Berechnungen zeigen, dass unter Kenntnis der sich lokal einstellenden Materialeigenschaften und deren geometrischen Verhältnissen das Verbesserungspotential ausreichend genau vorhergesagt werden kann. Dies gilt jedoch nur unter der Voraussetzung, dass das Polymer ausreichend lange fließfähig bleibt. Werden in der Weiterverarbeitung isotherm temperierte Werkzeuge verwendet, friert die mit Füllstoffen stark angereicherte Primärzone schlagartig ein und die Oberfläche verschlechtert sich. Um diesen Effekt hinreichend genau abbilden zu können, müsste das Simulationsmodell analog Hildebrandt [15] um eine Abbildung des polymeren Fließverhaltens in Abhängigkeit des Füllstoffgehaltes und der damit verknüpften „no-flow“-Temperatur erweitert werden.

Ein weiteres, wesentliches Ziel dieser Arbeit ist die Verbesserung der Formstabilität der Verbundoberfläche endlosfaserverstärkter Thermoplaste unter wechselnder Temperaturbelastung. Die durchgeführten Messungen zeigen, dass das Relaxationsverhalten kaum, das Retardationsverhalten deutlich von der Modifikation beeinflusst werden kann. Im Ergebnis reduziert sich das Kriechverhalten proportional zum Füllstoffgehalt unabhängig der Anfangsbelastung und Temperatur, während der Spannungsabfall unabhängig von Belastung und Temperatur unbeeinträchtigt bleibt. Die Verarbeitungsbedingungen bei der Halbzeugherstellung haben auf beide Effekte nur mäßigen Einfluss und ermöglichen so eine gute Überprüfung des Verhaltens. Werden die Erkenntnisse auf das zeitliche Gesamtverhalten eines Drei-Phasen-Verbundes übertragen, so bewirkt das verminderte Kriechverhalten des Modifikats bezogen auf die Formstabilität der Oberfläche eine Verbesserung der matrixreichen Primärzone. Hingegen kann in der Sekundärzone die von Blinzler [13] beobachtete Retardation des hohen Spannungszustandes im Inneren der Faserbündel nicht verhindert werden. Als Folge stellt sich eine im Vergleich zum unmodifizierten System gleichbleibende transversale Dehnung der Bündel ein. Bildlich könnte man sich den modifizierten Verbund so vorstellen, dass die matrixreiche Primärzone formstabiler ist, aber von den angrenzenden und darunter liegenden Faserbündeln der Sekundärzone in Abhängigkeit der

Umgebungsbedingungen transversal mehr oder minder verschoben wird. Eine Modifikation der matrixreichen Primärzone vermindert zwar das Ausdehnungsverhalten in selbiger deutlich, verhilft aber nur bedingt das Kriechverhalten im Gesamtsystem zu reduzieren. Soll die Oberfläche eines Faserverbundes dauerhaft formstabil sein, müsste die Matrix zusätzlich mit nanoskaligen Füllstoffen modifiziert werden, um den viskosen Anteil des Polymers im Inneren der Faserbündel zusätzlich zu reduzieren. Die Formstabilität kann damit bei der Fertigung reduziert werden, bei der Lagerung besteht aber weiterhin die zeitliche Veränderung der Faserbündel.

In Bild 6.3 sind die zusammengefassten Ergebnisse der mikroskopischen Vermessung, der numerischen Simulation und der analytischen Berechnung dargestellt. Bereits am konsolidierten Halbzeug ist die Übereinstimmung der Vorhersage und des Verbesserungspotentials ersichtlich (Bild 6.3 links). Für das in dieser Arbeit untersuchte Polypropylen-Glasfaser Organoblech mit Standard-Rovinggewebe konnte eine Reduktion der maximalen Höhe von 24,7 µm auf 8,3 µm nachgewiesen werden. Das entspricht einer prozentualen Verbesserung von 66,4 %. Wird das Halbzeug unter variothermen Formbedingungen nachkonsolidiert (Bild 6.3 rechts), ergibt sich eine weitere Verminderung der maximalen Höhe auf 7,2 µm, prozentual gesehen von 71,2 %. Über eine vorgeschaltete Prepreg-Fertigung könnte die Matrixverteilung weiter optimiert und der berechnete Füllstoffvolumengehalt zum Schwindungsausgleich vollständig ausgeschöpft werden. Damit ist die Möglichkeit geschaffen, die Oberflächeneigenschaften stark schwindender Matrices wie PP individuell an unterschiedliche textile Verstärkungen anzupassen. Als Folge der textilen Flexibilität können kostengünstige Verstärkungen verwendet und dadurch deutliche Preisvorteile erzielt werden.

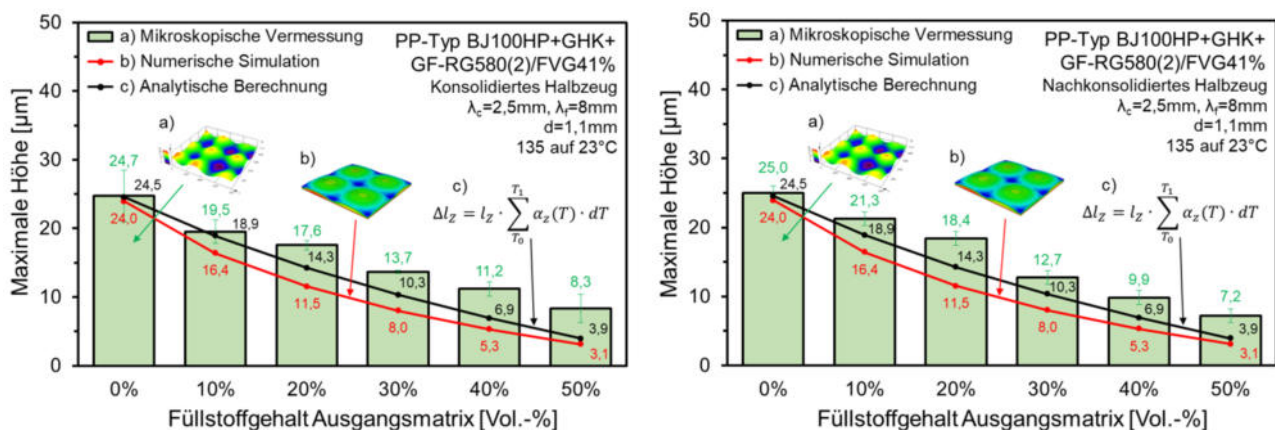


Bild 6.3 Vergleich der Verbundoberfläche von mikroskopischer Vermessung zu numerischer Simulation und analytischer Berechnung in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts
 links: Konsolidiertes Halbzeug
 rechts: Nachkonsolidiertes Halbzeug (variotherm)

In Bild 6.4 ist die nachkonsolidierte Verbundoberfläche bezogen auf das unmodifizierte Ausgangsprodukt über der Zeit bei einer Temperaturbelastung von 80 °C und das damit verbundene Verbesserungspotential der Formstabilität aufgetragen. Bei isothermer Formgebung (Bild 6.4 links) verbessert sich mit 50 Vol.-% GHK die maximale Höhe um ca. drei Viertel gegenüber der unmodifizierten Type und die Formstabilität geht von -10,7 % auf -5,5 % zurück. Bei variothermer Formgebung (Bild 6.4 rechts) reduziert sich mit 50 Vol.-% GHK die maximale Höhe ebenfalls um knapp drei Viertel und das Verbesserungspotential beträgt 71,1 %. Die Formstabilität vermindert sich von -18,4% im unmodifizierten Zustand auf -7,5 % mit 50 Vol.-% Modifikation. Beide Verfahrensvarianten haben damit das gleiche Verbesserungspotential, wenn gleich die erzielbare Güte der Verbundoberfläche bei isothermen Formgebungsbedingungen aufgrund der schnell unterschrittenen „no-flow“-Temperatur deutlich schlechter ausfällt. Die Verbesserung lässt sich haptisch mit den Fingerspitzen bereits an den isotherm konsolidierten Musterplatten erfühlen und verdeutlicht das Potential dieser Technologie für lackierte oder dekorierte Faserverbunde.

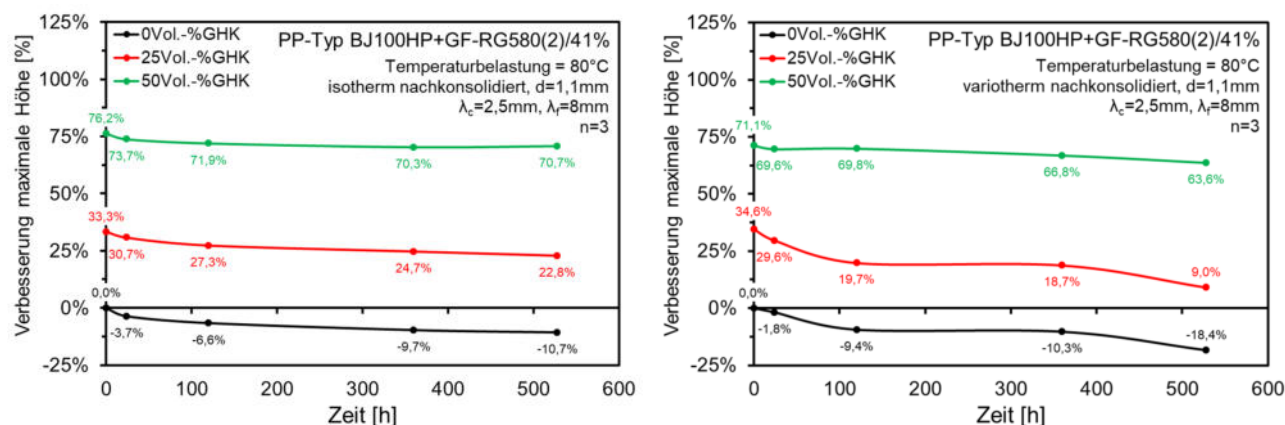


Bild 6.4 Verbesserungspotential und Formstabilität nachkonsolidierter Verbundoberflächen in Abhängigkeit der Zeit
links: Isotherm nachkonsolidiertes Halbzeug
rechts: Variotherm nachkonsolidiertes Halbzeug

6.3 Vorhersage der Oberflächenoptimierung

Mit den erzielten Ergebnissen konnte aufgezeigt werden, dass bei geeigneter Werkstoffauswahl ein textiler Filtereffekt genutzt und die faserumgebende Matrix so mit Füllstoffen angereichert werden kann, dass das entstehende Schwindungsverhalten in Oberflächenrichtung gleich dem Verhalten der imprägnierten Faserbündel ist. Als Folge der homogenen Schwindung des Drei-Phasen-Verbundes verbessert sich die Oberflächengüte und das Kriechen unter wechselnden Temperaturbedingungen nimmt ab. Um diese Eigenschaften auf unbekannte Materialkombinationen zu übertragen und die dafür notwendigen Mengenverhältnisse zur Angleichung vorherzubestimmen, kann ein verschaltetes Nomogramm verwendet werden (Bild 6.5). Für ein zu optimierendes, unmodifiziertes Zwei-Phasen-Verbundsystem wird der Filamentvolumengehalt eines Faserbündels gemessen. Ausgehend davon kann für die zu bewertende Faser-Matrixkombination die transversale Faserbündeldehnung abgelesen werden. In Abhängigkeit der Faserbündeldehnung kann nun der notwendige Füllstoffvolumengehalt der Primärzone zur vollständigen Angleichung des Schwindungsverhaltens für verschiedene Modifikationsarten über die Modifikatausdehnung bestimmt werden. Ist der Füllstoffvolumenanteil bekannt, kann unter der Annahme vollständiger Entmischung die benötigte Menge an Füllstoff in der Ausgangsmatrix ermittelt werden. Um das Leichtbaupotential zu bewerten, kann zusätzlich der Gesamtzusatzstoffgehalt abgeleitet, die Matrixmenge des Polymers vorhergesagt und damit das Flächengewicht des sich ergebenden Drei-Phasen-Verbunds berechnet werden. Die Vorhersage der Oberflächenoptimierung unbekannter Materialkombinationen spiegelt einen Drei-Phasen-Verbund wider, der unter der Annahme homogener Phasenverteilung einen orthotropen Verbundkörper mit senkrecht zur Laminebene ideal isotropen Eigenschaften darstellt. Dieser Zustand wird in der Realität wegen der inhomogenen Füllstoffverteilung, instationärer Verarbeitung und sonstiger Einflüsse nicht vollständig erreicht. Jedoch ermöglicht die Methode eine erste Bewertung der notwendigen Mengenanteile zur Einschätzung des möglichen Verbesserungspotentials von Verbundoberflächen.

Am Beispiel der in dieser Arbeit untersuchten Materialkombination ergibt sich damit folgende Vorgehensweise (Bild 6.6): Für das PP+GF-System wurde der Filamentvolumengehalt zu 61,6% bestimmt ①. Daraus ergibt sich eine Faserbündeldehnung von 32 $\mu\text{m}/\text{m K}$ ②. Zur vollständigen Angleichung des Verhaltens wird unter Berücksichtigung der Faserbündelkompaktierung von etwa 16% ein Füllstoffvolumengehalt von 79,3 Vol.-% in der Primärzone benötigt ③. Bei vollständiger Entmischung über den textilen Filtereffekt muss bei nunmehr 71,7 Vol.-% Filamentvolumengehalt ④ die Ausgangsmatrix mit 57,9 Vol.-% Füllstoffen ⑤ angereichert werden. Der entstehende Drei-Phasen-Verbund hätte bei einem Faservolumengehalt von 41 Vol.-% ⑥ damit einen Gesamtzusatzstoffgehalt von 74,4 Vol.-% ⑦. Jetzt kann mit dem Polymervolumengehalt von 25,6 Vol.-% das Flächengewicht zu 1625 g/m^2 berechnet werden.

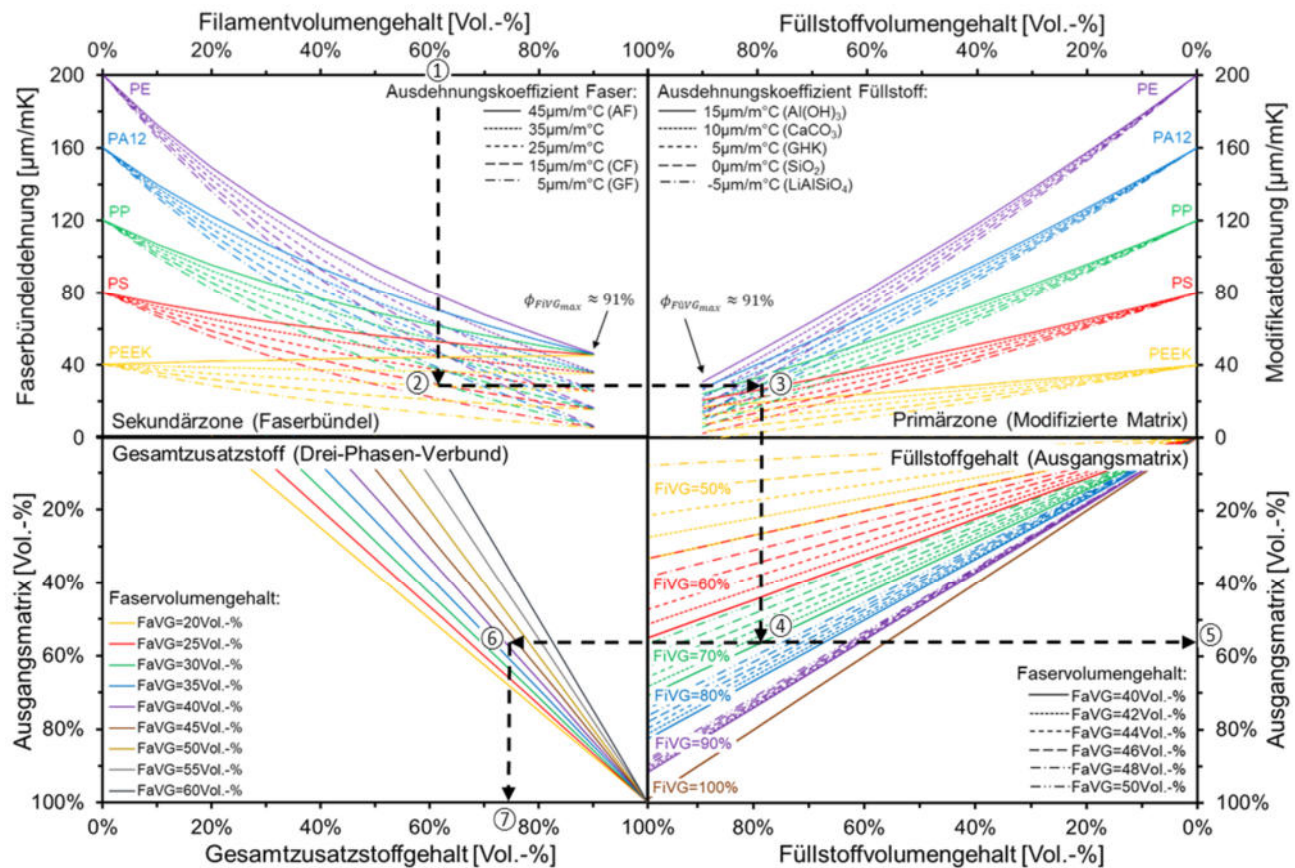


Bild 6.5 Verschaltetes Nomogramm zur Vorhersage der notwendigen Mengenverhältnisse zum vollständigen Schwindungsausgleich unbekannter Materialkombinationen

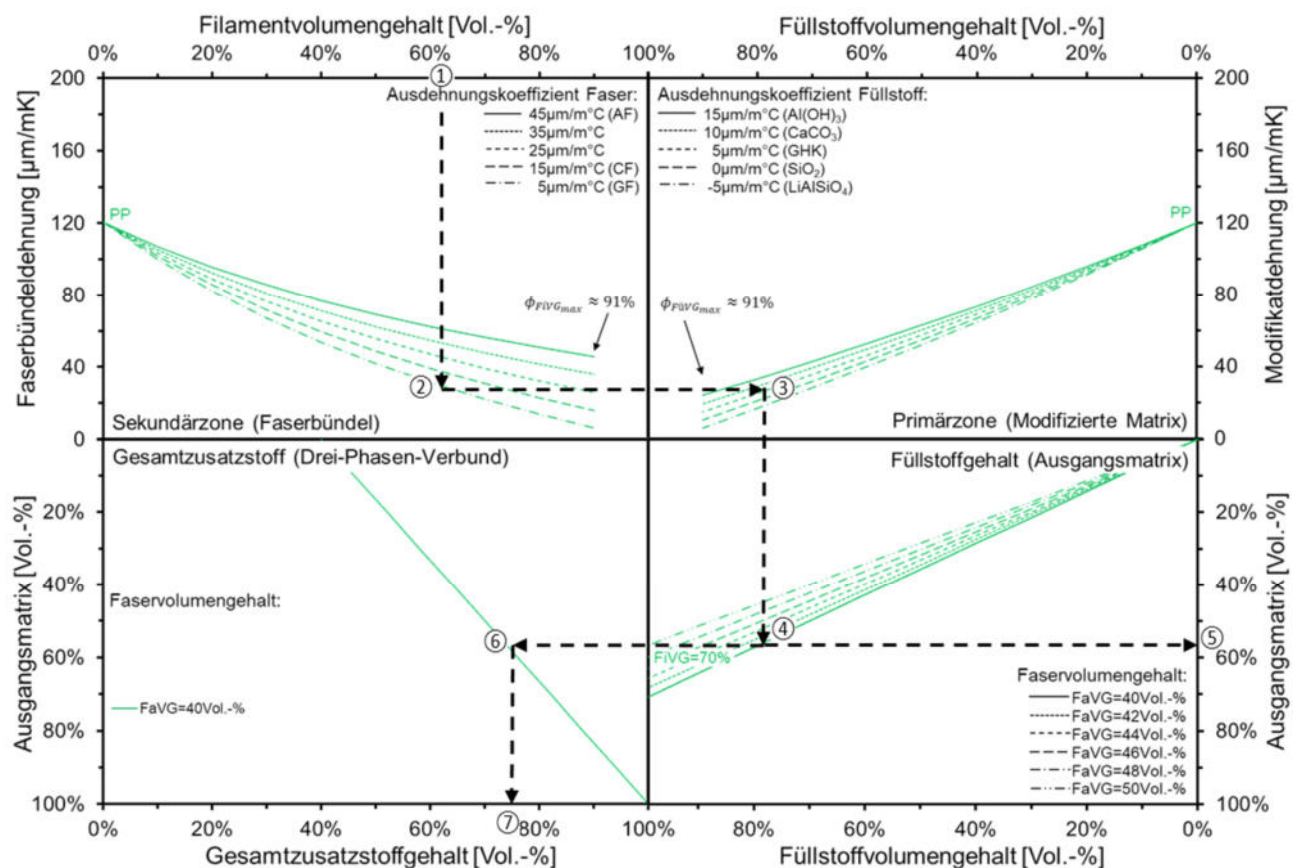


Bild 6.6 Verschaltetes Nomogramm zur Vorhersage der notwendigen Mengenverhältnisse zum vollständigen Schwindungsausgleich von PP+GF

7 Zusammenfassung

Die Verbesserung der Oberflächengüte endlosfaserverstärkter Thermoplaste ist schon seit längerer Zeit ein Thema in Wissenschaft und Forschung. Bisherige Lösungen setzen jedoch sehr spät in der Prozesskette an, sodass das Hauptproblem des unterschiedlichen Schwindungsverhaltens der Verbundpartner in den jeweiligen Materialzonen nicht behoben ist. Als Folge der thermisch bedingten Matrixschwindung entstehen bei der Verarbeitung Einfallstellen, welche eine anmutende Oberflächengüte im Sichtbereich verhindern. Das ursächliche Problem wird zusätzlich noch durch die lokal unterschiedlich vorherrschenden Volumenanteile verstärkt.

In dieser Arbeit wurde die lokale Angleichung des stark unterschiedlichen Werkstoffverhaltens der Einzelbestandteile in den vorherrschenden Raumzonen untersucht. Der Ansatz ist die temperaturabhängigen Polymereigenschaften außerhalb an die vorherrschenden, annähernd homogenen Eigenschaften innerhalb der imprägnierten Faserbündel anzugleichen. Dabei wird das eingesetzte Textil als eine Art Filter verwendet, um die faserumgebende Matrix (Primärzone) so mit Füllstoffen anzureichern, dass das entstehende Schwindungsverhalten gleich dem Verhalten der imprägnierten Faserbündel (Sekundärzone) ist.

Um die gewünschte, lokale Erhöhung des Füllstoffgehaltes der Primärzone zu erzielen, müssen zur funktionierenden Umsetzung die gewählten Modifikationen (Füllstoffe) eine Kombination aus ausreichend geringem Ausdehnungsverhalten, optimaler Partikelgröße und idealem Volumenanteil besitzen. Durch den wissenschaftlichen Kern dieser Arbeit, nämlich das Verständnis über Entmischung und lokale Anhäufung der Füllstoffpartikel, kann die Technologie auf unterschiedliche Materialkombinationen angewendet werden. Der wesentliche Vorteil ist, dass verschiedenartige Polymere über die Art und Menge an Füllstoffen individuell angepasst werden können. Es besteht somit keine Einschränkung hinsichtlich des Matrix- oder Textilsystems. Dementsprechend hohe Füllstoffgehalte müssen nicht über den polymeren Modifikationsträger von Beginn an erfolgen, sondern werden während der Verarbeitung durch Entmischung im Verbund selbst erzeugt.

Um eine gute Imprägnierung und Konsolidierung zu gewährleisten, muss für ein sicheres Verarbeitungsfenster zunächst die Fließfähigkeit der Matrix betrachtet werden. Maßgebliches Kriterium für einen optimalen Faserverbund ist der Vorgang des vollständigen Tränkens der Faserbündel in der Phase der Mikroimprägnierung und damit die notwendige Grundviskosität des Polymers. Hingegen kann das Fließverhalten in der Phase der Makroimprägnierung aufgrund der geringen Fließwiderstände vergleichsweise hoch sein, sodass ein mittlerer bis hoher Füllstoffgehalt durchaus prozesssicher verarbeitet werden kann. Der Trick der vorgestellten Arbeit ist, dass als Folge des Entmischungsvorgangs die Viskosität der modifizierten Matrix auf das Ausgangsniveau zurücksinkt, wodurch eine vollständig abgeschlossene Mikroimprägnierung der Faserbündel bei gleichzeitiger Erhöhung des Füllstoffanteils in der Primärzone erreicht werden kann.

Sind in Abhängigkeit der bauteilspezifischen Verstärkung die Anforderungen bestimmt, kann über ein Einheitszellenmodell eine Bewertung der benötigten Modifikation vor der Herstellung erfolgen. Ist die Modifikation bekannt, kann durch rechnerische Analyse das sich einstellende Verhalten vorhergesagt und die notwendige Füllstoffmenge definiert werden. Werden die Einzelwerkstoffe modifiziert und deren Verhalten füllstoffabhängig charakterisiert, kann mit Hilfe der Simulation die zu erwartende Oberflächengüte für verschiedene Aufbauten numerisch berechnet werden. Somit steht ein Werkzeug zur Verfügung, welches ohne aufwendige Evaluierung und Vermessung die Oberflächengüte von Faserverbunden in Abhängigkeit der Ausgangswerkstoffe, der geometrischen Verhältnisse und Mengenanteile vorhersagen kann.

Mit Hilfe einer Faser- und Partikelanalyse wurden die Größenverhältnisse von Fasern und Füllstoffen sowie deren Häufigkeitsverteilung bestimmt. Um eine optimale Filterwirkung des Textils bestimmen zu können, wurden die korrespondierenden Durchmesser beider Werkstoffe bei einer Häufigkeit von 10 %, 50 % und 90 % sowie die häufigsten Durchmesser zueinander ins Verhältnis gesetzt. Ein idealer Entmischungsvorgang stellt sich demnach bei Realverhältnissen von größer gleich eins ein, wobei bei Werten $\gg$ eins ein gegenläufiger Effekt für die zu erwartende Oberfläche des Verbundes entsteht. Die Versuche zeigen, dass vor allem die unteren und mittleren Verhältnisse R10 und R50

entscheidende Faktoren zur funktionierenden Umsetzung darstellen, wobei $R10 < 0,25$ zu Faserverstopfung und $R50 < 0,8$ zu einer unzureichenden Entmischung führt.

Ist in Abhängigkeit der Größenverhältnisse eine geeignete Füllstoffauswahl erfolgt, kann die notwendige Menge an Modifikation beispielsweise über Compoundierung in den Matrixwerkstoff eingebracht werden. Tests mit unterschiedlichen Füllstoffarten haben gezeigt, dass Modifikate mit Volumenanteilen von 50 Vol.-% prozesssicher erzeugt werden können. Um die notwendigen, hohen Füllstoffgehalte durch textile Filterwirkung in der Primärzone zu erzielen, sollte aufgrund der ansteigenden Viskosität die Verarbeitungstemperatur leicht angehoben werden. Im Ergebnis können lokale Volumengehalte von bis zu 70 Vol.-% außerhalb der Faserbündel erreicht werden. Messungen der vorherrschenden Volumenanteile im Faserbündel bestätigen den Bedarf, wenn gleich mit zunehmendem Füllstoffgehalt eine Kompaktierung der Bündel während der Verarbeitung einhergeht. Bei Volumenanteilen von 50 Vol.-% Füllstoff in der Ausgangsmatrix konnte eine Zunahme des Filamentvolumengehalts von bis zu 16% detektiert werden.

Die durchgeführte Werkstoffcharakterisierung zeigt neben der Erhöhung der Viskosität auch, dass eine größere Beeinträchtigung des Prozessfensters für das Compound nicht zu erwarten ist. Die gemessenen Temperaturen für den Glasübergang und die Rekristallisation bleiben nahezu unbeeinträchtigt. Hingegen kann das temperaturabhängige Werkstoffverhalten optimiert werden. So lässt sich das Ausdehnungsverhalten der Matrix massiv reduzieren und an das Verhalten der Faserbündel angleichen. Ebenso kann das Kriechverhalten vermindert werden. Messungen unterschiedlicher Modifikationsmengen belegen, dass ein linearer Zusammenhang zwischen Füllstoffvolumengehalt und Kriechdehnung besteht. Hingegen wird das Relaxationsverhalten kaum beeinflusst, so dass im Faserbündelinneren weiterhin mit Spannungsabbau in Form transversaler Ausdehnung zu rechnen ist. Die Formstabilität kann damit absolut gesehen zwar im Verhältnis des lokalen Füllstoffanteils vermindert, relativ gesehen aber nicht verbessert werden.

Das Hauptziel dieser Arbeit ist die Optimierung der Oberflächengüte endlosfaserverstärkter Thermoplaste, weshalb die skalenbegrenzende Oberfläche flächenhaft entlang der Prozesskette bewertet wurde. Zunächst wurde der Verfahrenseinfluss auf die Oberfläche der zu benetzenden Verstärkung untersucht. Hierbei kann festgehalten werden, dass die Textur wesentlich vom Prozessdruck beeinflusst wird und ab einer Druckgrenze von etwa 10 bar ihre charakteristische Topographie einnimmt. Die entstehende Oberflächengüte eines Halbzeugs wird zwar vom individuellen Schwindungsverhalten der Matrix bei gleicher Verstärkung beeinflusst, jedoch überwiegt der Einfluss des textilen Aufbaus. Bei optimaler Konstellation der Verbundpartner kann die FVK-Oberfläche jedoch nicht soweit verbessert werden, dass das menschliche Empfinden eine qualitativ anmutende Güte wahrnimmt. Quantitativ bewegen sich die gemessenen Werte der maximalen Höhe S_z trotz Filamentgewebe und Vliesdeckschicht bei ca. 10 μm . Hingegen konnte mit modifizierter Primärzone für das untersuchte, grobe Rovinggewebe mit Polypropylenmatrix ein Messwert von knapp 7 μm erzielt werden. Das entspricht im direkten Vergleich zum unmodifizierten Verbund einer Verbesserung von mehr als 70 %. Eine vollständige Angleichung des Werkstoffverhaltens wurde jedoch wegen der inhomogenen Füllstoffverteilung nicht erzielt. Bezogen auf amorphe Matrices könnte damit ein Drei-Phasen-Verbund mit einer Flächenwelligkeit von kleiner 2 μm unter Verwendung einer Standard-Verstärkung von 600 g/m^2 Flächengewicht mit 1200 tex Faden in Kette und Schuss erzeugt werden.

Über analytische Berechnung sowie numerische Simulation wurde die FVK-Oberflächengüte gerechnet und in Abhängigkeit der Ausgangsmaterialien vorhergesagt. Die Ergebnisse zeigen eine ausreichend gute Vorhersage der zu erwartenden Textur und liefern Aussagen über Möglichkeiten und Grenzen der Technologie. Durch die flexible Angleichung der lokalen Einzelbestandteile im Gesamtsystem wird ein Zustand homogener Werkstoffeigenschaften unabhängig der Materialkombination und Verarbeitungstechnologie geschaffen. Insbesondere bei der Umformung zu dreidimensionalen Halbzeugen, wenn homogene Temperaturverteilung, gleichmäßige Druckübertragung oder ideale Faserausrichtung nicht immer gewährleistet werden können, kann den Verbundoberflächen zu besserer Güte verholfen werden. Schließlich trägt die Technologie nicht unwesentlich zur Qualitätssteigerung bei, denn gefilterte Füllstoffe wandern in allen Phasen der Verarbeitungskette genau an jene Stellen, wo sie gebraucht werden.

8 Literaturverzeichnis

- [1] Gude, M.,
Lieberwirth, H.,
Meschut, G.,
Zäh, M. F. Chancen und Herausforderungen im ressourceneffizienten
Leichtbau für die Elektromobilität
Dresden, Freiberg, Paderborn, München: 2015.
- [2] V.-G. M. Engineering Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und
Energieversorgung
Düsseldorf: Verein Deutscher Ingenieure e.V., 2014.
- [3] Witten, E. Der GfK-Markt Europa 2016
GAK - Gummi Fasern Kunststoffe, Bd. 01, Nr. 70, pp. 19-21,
2017.
- [4] Müller, T.
Al-Sheyyab, A.
Kühnert, I.
Schmachtenberg, E. Grossserientauglich
Plastverarbeiter, Nr. 11, pp. 30-32, 11 2007.
- [5] Götze, C. Vom Nischenprodukt zur Serienreife
Kunststoffe, Nr. 03, 2016.
- [6] Erbstößer, U. Fast 50 Prozent Gewichtseinsparung
Kunststoffe, Nr. 03, 2015.
- [7] N.N. Pressen mit Prozessmonitoring
Plastverarbeiter, Bd. 56, Nr. 02, pp. 52-53, 2005.
- [8] Lässig, R.
Eisenhut, M.
Mathias, A.
Schulte, R.
Peters, F.
Kühmann, T.
Waldmann, T.
Begemann, W. Serienproduktion von hochfesten Faserverbundbauteilen
Amsterdam et al.: Roland Berger Strategy Consultants,
pp. 25-26, 2012.
- [9] Nowacki, J.
Neitzel, M. Fahrzeug-Außenteile aus Organoblechen
Kunststoffe, Bd. 87, Nr. 9, pp. 1154-1156, 1997.
- [10] Bond Laminates Continuous fiber reinforced thermoplastics - on the road to
success in large-scale series production
22 02 2016. [Online]. Available: <http://bond-laminates.com/en/company/press-releases-media/latest-press-releases/2016-00017e/>. [Zugriff am 12.02.2017].
- [11] Zinckgraf, S.
Streicher, M. Teletronics: Hohe Prozessintegration mit extremer
Dünnwandtechnik
Injection, p. 17, 10 2016.
- [12] Schapery, A. Thermal expansion coefficients of composite materials based
on energy principals
Journal of composite materials, Bd. 3, Nr. 2, pp. 380-404, 1968.
- [13] Blinzler, M. Werkstoff- und prozesseitige Einflussmöglichkeiten zur
Optimierung der Oberflächenqualität endlosfaserverstärkter
Thermoplaste
Dissertation, TU Kaiserslautern, 2002.

-
- [14] Mayer, C. Prozeßanalyse und Modellbildung bei der Herstellung gewebeverstärkter, thermoplastischer Halbzeuge
Dissertation, TU Kaiserslautern, 1999.
- [15] Hildebrandt, K. Material- und prozessspezifische Einflüsse auf die Oberflächeneigenschaften von endlosfaserverstärkten Thermoplasten
Dissertation, TU Kaiserslautern, 2015.
- [16] Domininghaus, H.
Elsner, P.
Eyerer, P.
Hirth, T. Kunststoffe. Eigenschaften und Anwendungen
Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2004, 2008.
- [17] Ehrenstein, G. W. Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften
2. Aufl. München: Carl Hanser Verlag, 2006.
- [18] Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V. Handbuch Faserverbundkunststoffe
Wiesbaden: Springer Fachmedien, 2010.
- [19] Verein Deutscher Ingenieure VDI-Richtlinie 2014
Düsseldorf: VDDI-Gesellschaft Kunststofftechnik, 1989.
- [20] Lück, A.
Drummer, D.
Hoffmann, L. Oberflächeneigenschaften endlosfaserverstärkter Thermoplaste - Halbzeugmodifikation für den Einsatz im Sichtbereich
25. Fachtagung Technomer, Chemnitz, 2017
- [21] Neitzel, M.
Mitschang, P. Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung
München: Hansa Verlag, 2004.
- [22] Ostgathe, M.
Mayer, C.
Neitzel, M. Faserverstärkte Halbzeuge für die Umformung, in Symposium Neue Werkstoffe in Industrie und Forschung, Sampe Deutschland, 1995.
- [23] INEOS Styrolution Group GmbH Stylight thermoplastic composites for lightweight applications
Frankfurt: 2014.
- [24] Ten Cate N.V. Advanced composites
Nijverdal: 2016.
- [25] Bond Laminates GmbH Advanced thermoplastic composites
Brillon: 2013.
- [26] Cherif, C. Textile Werkstoffe für den Leichtbau. Techniken - Verfahren - Materialien - Eigenschaften
Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2011.
- [27] Flemming, M.
Ziegmann, G.
Roth, S. Faserverbundbauweisen. Halbzeuge und Bauweisen
Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1996.
- [28] Dvorak, G. Micromechanics of Composite Materials
Dordrecht: Springer Netherlands, 2013.
- [29] Michaeli, W. Einführung in die Kunststoffverarbeitung
München: Carl Hanser Verlag, 2010.
- [30] Ehrenstein, G. W. Polymer Werkstoffe. Struktur - Eigenschaften - Anwendung
München: Carl Hanser Verlag, 3. Auflage, 2011.

- [31] Ehrenstein, G. W. Mit Kunststoffen konstruieren
München: Carl Hanser Verlag, 3. Auflage, 2007.
- [32] Flemming, M.
Ziegmann, G
Roth, S. Faserverbundbauweisen. Fasern und Matrices
Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 1995.
- [33] Kleinholz, R. Neue Erkenntnisse bei Textilglasfasern zum Verstärken von
Kunststoffen
22. Internationale Chemiefasertagung, Dornbirn: 1983.
- [34] Teschner, R. Glasfasern
Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2013.
- [35] Bigaud, D.
Hamelin, P. From geometrical description to mechanical prediction -
Application to woven fabric composites
Science and Engineering of Composite Materials, Bd. 7(4),
1998
- [36] Wöginger, A. Prozesstechnologien zur Herstellung kontinuierlich
faserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge
Dissertation, TU Kaiserslautern: 2003.
- [37] Christmann, M. Optimierung der 2D-Imprägnierung von thermoplastischen
Halbzeuge
Dissertation, TU Kaiserslautern: 2015.
- [38] Mayer, C.
Wang, X.
Neitzel, M. Macro- and micro-impregnation phenomena in continuous
manufacturing of fabric reinforced thermoplastic composites
Applied Science and Manufacturing, Bd. 29A, pp. 783-793,
1998.
- [39] Wöginger, A.
Blinzler, M.
et al. Prozesstechnologien zur Herstellung von thermoplastischen
FVK-Halbzeugen
in Tagungsband 8. Nationales Symposium SAMPE
Deutschland e.V., 2002.
- [40] Baur, E.
Brinkmann, S.
Osswald, T.
Schmachtenberg, E. Saechtling Kunststoff Taschenbuch
München: Carl Hanser Verlag, 30. Auflage, 2007.
- [41] Wypych, G. Handbook of fillers
3. Auflage, Toronto: ChemTec Publishing, 2010.
- [42] VDMA e.V. Fachgemeinschaft Gummi- und Kunststoffmaschinen,
Rheologie II, Teil 4. Kenndaten für die Verarbeitung
thermoplastischer Kunststoffe
München, Wien: Carl Hanser Verlag, S.34, 1986.
- [43] D'Arcy, H. Les Fontaines Publiques de la ville de Dijon
Exposition et Application des principes a suivre des formules a
employer dans les questions de distribution d'eau, pp. 559-614,
1856.
- [44] Jespersen, S.
Wakeman, M.
Michaud, V.
Cramer, D. M. J. Film stacking impregnation model for a novel net hape
thermoplastic composite preforming process
Composites Science and Technology, Bd. 68, Nr. 7-8, pp. 1822-
1830, 2008.

- [45] Drummer, D.
Müller, T.
Gröschel, C. Mechanisch tragende Leichtbaustrukturen mit thermoplastischen Kunststoffen in Erlanger-Bayreuther Kunststofftage, Erlangen: 2012.
- [46] Lück, A.
Hoffmann, L.
Drummer, D. Thermoplastische Hochleistungsverbunde mit erweiterter Funktionalität in Thermoplastische Faserverbundkunststoffe, Erlangen: 2013.
- [47] Henninger, F. Beitrag zur Entwicklung neuartiger Fertigungsverfahren zur Herstellung von Bauteilen aus kontinuierlich faserverstärkten Thermoplasten Dissertation, TU Kaiserslautern: 2005.
- [48] Müller, T. Methodik zur Entwicklung von Hybridstrukturen auf Basis faserverstärkter Thermoplaste Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2011.
- [49] Gröschel, C.
Drummer, D. Integrative Herstellung von Hochleistungsfaserverbundstrukturen durch Umformen mit Gasdruck Thermoplastische Faserverbundkunststoffe, Erlangen: 2013.
- [50] Neitzel, M.
Blinzler, M.
et al. Surface quality characterization of textile-reinforced thermoplastics Polymer Composites, Bd. 21, Nr. 4, pp. 630-635, 2000.
- [51] Guhr, U.
Grefenstein, A.
Hauck, C.
Reinelt, D. Einsatz von Kunststoffen in der Automobilproduktion ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift, Bd. 5, Nr. 102, pp. 344-348, 2000.
- [52] Engel Austria GmbH Teletronics: Hohe Prozessintegration mit extremer Dünnwandtechnik Injection, S. 17, Oktober 2016.
- [53] RocTool Motorola composite cover moulded with RocTool technologies win a second JEC innovation award Pressemitteilung, Le Bourget du Lac, 2015.
- [54] Sumitomo (SHI) Demag
Plastics Machinery
GmbH Systec Servo für innovatives Leichtbau-Funktionsteil mit Dekor-Optik Pressemitteilung, Schwaig, 2015.
- [55] Deutsches Institut für
Normung e.V. DIN EN 14598-1:2005-07: Verstärkte härtbare Formmassen - Spezifikation für Harzmatten (SMC) und faserverstärkte Pressmassen (BMC) - Teil 1: Bezeichnung München: Beuth-Verlag, 2005.
- [56] Schemme, M. Sicherung der Produktqualität bei der Herstellung und Verarbeitung von SMC-Werkstoffen Dissertation, Erlangen: 1997.
- [57] Siwajek, M. Lackierbarkeit verbessert Kunststoffe, Nr. 3, pp. 108-111, 2005.
- [58] Boylan, S.
Castro, J. Effect of reinforcement type and length on physical properties, surface quality and cycle time for Sheet Molding Compound (SMC) compression molded parts Journal of Applied Polymer Science, Nr. 90, p. 2557-2571, 2003.

- [59] DSM
DSM proposes new roads to weight reduction
Reinforced plastics, pp. 19-21, 05-06 2014.
- [60] Kia, H.
Modeling Surface Deformation of Glass Fiber Reinforced Composites
Journal of Composite Materials, Nr. 20, pp. 335-346, 1986.
- [61] Kia, H.
The Effect of Resin Formulation on the Surface Appearance of Glass Fiber Reinforced Polymers
Journal of Composite Materials, Nr. 21, pp. 1145-1161, 1987.
- [62] Kia, H.
A Technique for Predicting Molding Conditions which result in Class A Surfaces for Glass Fiber Reinforced Polymers
Journal of Composite Materials, Nr. 22, pp. 794-810, 1988.
- [63] Sanfeliz, J.
Murthy, P.
Chamis, C.
Computational Simulation of Surface Waviness in Graphite/Epoxy Woven Composites due to Initial Curing in 37th International Sampe Symposium, 1325-1338, 1992.
- [64] Li, W.
Lee, L.
Low Temperature Cure of Unsaturated Polyester Resins with Thermoplastic Additives - I. Dilatometry and Morphology Study
Polymer, Bd. 41, Nr. 2, pp. 697-710, 2000.
- [65] Li, W.
Lee, L.
Shrinkage Control of Low-profile Unsaturated Polyester Resins
Polymer, Bd. 39, Nr. 23, pp. 5677-5687, 1998.
- [66] Li, W.
Lee L.
Low Temperature Cure of Unsaturated Polyester Resins with Thermoplastic Additives - II. Structure Formation and Shrinkage Control Mechanism
Polymer, Bd. 41, Nr. 2, pp. 697-710, 2000.
- [67] Xu, L.
Lee, L.
Effect of Nanoclay on Shrinkage Control of Low Profile Unsaturated Polyester (UP) Resin Cured at Room Temperature
Polymer, Bd. 45, Nr. 21, pp. 7325-7334, 2004.
- [68] Ehrenstein, G. W.
Hoffmann, L.
Tome, A
Wolfrum, J.
Drummer, D.
2. Ergebnisbericht: Bewitterungsfeste Oberflächenbeschichtungen von Faserverbundteilen mit Class-A Anforderungen
Bayerischer Forschungsverbund für Oberflächen-, Schicht- und Trocknungstechnik, Erlangen: 1996.
- [69] Schubel, P.
Warrior, N.
Rudd, C.
Surface quality prediction of thermoset composite structures using geometric simulation tools
Plastics, Rubber and Composites, Bd. Vol.36, Nr. 10, pp. 428-437, 2007.
- [70] Reuter, W.
Hochleistungs-Faser-Kunststoff-Verbunde mit Class-A-Oberflächenqualität für den Einsatz in der Fahrzeugaußenhaut
Dissertation, TU Kaiserslautern: 2001.
- [71] Hopmann, C.
Michaeli, W.
Bastian, R.
CFK-Bauteile mit Class-A-Oberfläche
Kunststoffe, Nr. 6, pp. 52-55, 2012.
- [72] Haider, M.
Hubert, P.
Lessard, L.
An experimental investigation of class A surface finish of composites made by the resin transfer molding process
Composites Science and Technology, Bd. 67, Nr. 15-16, pp. 3176-3186, 2007.
- [73] Haider, M.
Hubert, P.
Lessard, L.
Cure shrinkage characterization and modeling of a polyester resin containing low profile additives
Composites Part A, Bd. 38, Nr. 3, pp. 994-1009, 2007.

- [74] Hayaty, M.
Beheshty, M. H. Shrinkage, Cure Characterization and Processing of Unsaturated Polyester Resin Containing PVAc Low-profile Additive
Iranian Polymer Journal, Bd. 13, Nr. 5, pp. 389-396, 2004.
- [75] Schubel, P.
Johnson, M.
Warrior, N.
Rudd, C. Characterisation of thermoset laminates for cosmetic automotive applications: Part III – Shrinkage control via nanoscale reinforcement
Composites Part A, Bd. 37, Nr. 10, pp. 1757-1772, Oktober 2006.
- [76] Kunze, J.
Mahrholz, T.
Sinapius, M. Identification and quantitation of processing parameters controlling the surface quality of carbon fibre-reinforced composites
Journal of Reinforced Plastics and Composites, Bd. 35, Nr. 8, pp. 638-654, 2016.
- [77] Duc, N.
Boi, L. D. N. Determining thermal expansion coefficients of three-phase fiber composite material reinforced by spherical particles
VNU Journal of Science, Mathematics - Physics, Bd. 24, Nr. 3, pp. 57-65, 2008.
- [78] Hildebrandt, K.
Schulte-Hubbert, F.
Medina, L.
Mitschang, P. Influence of Fabric Parameters on Surface Waviness of FRPC: An Experimental Investigation and Development of a Model on Surface Waviness
International Journal of Applied Science and Technology, Bd. 8, Nr. 1, pp. 1-10, 2015.
- [79] Hochhalter, J.
Massarello, J.
Maji, A.
Fuierer, P. Quantifying the effects of curing parameters and composite characteristics on fiber print-through,
Journal of Advanced Materials, Bd. 39, Nr. 3, pp. 40-48, 2007.
- [80] Hill, R. Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials
Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Bd. 12, pp. 199-218, 1965.
- [81] Segal, L. The Thermal Expansion of Reinforced Nylon-6 Composites Through the Matrix Glass Transition Temperature
Polymer Engineering and Science, Bd. 19, Nr. 5, pp. 365-372, 1979.
- [82] Takahashi, K.
Harakawa, K. Analysis of the Thermal Expansion Coefficients of Particle-Filled Polymers
Journal of Composite Materials, Bd. 14, Nr. 1, pp. 144-159, 1980.
- [83] Kaw, A. Mechanics of Composite Materials
Bosa Roca: CRC Press, 2005.
- [84] Halpin, J.
Tsai, S. Effect of medium factors on composite materials
Air Force Tech. Rep. AFML-TR-67-423, 1969.
- [85] Baehr, H.
Stephan, K. Wärme- und Stoffübertragung
6. Auflage, Berlin: Springer-Verlag, 2008.
- [86] v. Böckh, P.
Wetzel, T. Wärmeübertragung
3. Auflage, Berlin: Springer-Verlag, 2009.
- [87] Herwig, H. Wärmeübertragung A-Z
Berlin: Springer-Verlag, 2000.

- [88] Marek, R.
Nitsche, K. Praxis der Wärmeübertragung
3. Auflage, München: Carl-Hanser Verlag, 2012.
- [89] Verband Deutscher
Ingenieure e.V. VDI-Wärmeatlas
Berechnungsdatenblätter für den Wärmeübergang. Ed1-Ed20,
Düsseldorf: VDI-Verlag, 1997.
- [90] Breuer, U. Beitrag zur Umformtechnik gewebeverstärkter Thermoplaste
Dissertation, TU Kaiserslautern: 1997.
- [91] Deutsches Institut für
Normung e.V. DIN ISO 18451-1:2016-06: Pigmente, Farbstoffe und Füllstoffe -
Begriffe - Teil 1: Allgemeine Begriffe
München: Beuth Verlag, 2016.
- [92] Turner, P. Thermal-expansion stresses in reinforced plastics
Journal of Research of the National Bureau of Standards, Nr.
37, pp. 239-250, 1946.
- [93] Kerner, E. The Elastic and Thermo-elastic Properties of Composite Media
Proceedings of the Physical Society, Bd. Volume 69, Nr. 8 , pp.
808-813, 1956.
- [94] Thomas, J. P. Effect of inorganic fillers on coefficient of thermal expansion of
polymeric materials
General dynamics/Fort worth tex, pp. 287-826, 1960.
- [95] Hashin, Z.
Shtrikman, S. A variational approach to the theory of the elastic behaviour of
multiphase materials
Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Bd. 11, Nr. 2,
pp. 127-140, 1963.
- [96] Nielsen, L. Simple Theory of Stress-Strain Properties of Filled Polymers
Journal of Applied Polymer Science, Bd. 10, Nr. 1, pp. 97-103,
1966.
- [97] Nielsen, L. Mechanical Properties of Particulate-Filled Systems
Journal of Composite Materials, Bd. 1, Nr. 1, pp. 100-119, 1967.
- [98] Fahmy, A. A.
Ragai, A. N. Thermal-Expansion Behavior of Two-Phase Solids
Journal of Applied Physics, Bd. 41, Nr. 13, pp. 5108-5111,
1970.
- [99] Karger-Kocsis, J. Polypropylene Structure, blends and Composites: Volume 3
Composites
Dordrecht: Springer Netherlands, 1995.
- [100] Mallick, P.
Chapman, G. Composite materials technology: Processes and properties
München: Hanser, 1990.
- [101] Maier, R.-D.
Schiller, M. Handbuch Kunststoff Additive
4. Auflage, München: Carl Hanser Verlag, 2016.
- [102] Peters, S.
Spalding, V.
Engelsmann, S. Kunststoffe: In Architektur und Konstruktion
Basel: De Gruyter, 2012.
- [103] Takenaka, K.
Ichigo, M. Thermal expansion adjustable polymer matrix composites with
giant negative thermal expansion filler
Composites Science and Technology, Bd. 104, pp. 47-51, 2014.

- [104] Sharma, G.
Coleman, M.
Lind, C. Preparation and properties of polyimide nanocomposites with negative thermal expansion nanoparticle filler
Materials Chemistry and Physics, Bd. 137, Nr. 2, p. 448–457, 2012.
- [105] Huang, R.
Chen, Z.
Chu, X.
Wu, Z.
Li, L. Preparation and thermal properties of epoxy composites filled with negative thermal expansion nanoparticles modified by a plasma treatment
Journal of Composite Materials, Bd. 45, Nr. 16, p. 1675–1682, 2010.
- [106] Lind, C. Two Decades of Negative Thermal Expansion Research: Where Do We Stand?
Materials, Bd. 5, Nr. 6, pp. 1125–1154, 2012.
- [107] Karger-Kocsis, J. Polypropylene: An A-Z reference
Dordrecht: Springer Netherlands, 1999.
- [108] Miracle, D. Composites
2nd Edition, Materials Park: ASM International, 2002.
- [109] Henning, F.
Moeller, E. Handbuch Leichtbau: Methoden, Werkstoffe, Fertigung
München: Hanser, 2011.
- [110] Richardson, G.
Sauer, J. Effect of reinforcement type on the mechanical properties of polypropylene composites
Polymer Engineering & Science, Bd. 16, Nr. 4, pp. 252–256, 1976.
- [111] Haack, U.
Riecke, J. Verstärktes und gefülltes Polypropylen
Plastverarbeiter, Bd. 33, Nr. 10, pp. 1252–1256, 1982.
- [112] Argon, A.
Bartczak, Z.
Cohen, R.
Weinberg, M. Toughness mechanism in semi-crystalline polymer blends: II. High-density polyethylene toughened with calcium carbonate filler particles
Polymer, Bd. 40, pp. 2347–2365, 1999.
- [113] Zuiderduin, W.
Westzaan, C.
Huétink, J.
Gaymans, R. Toughening of polypropylene with calcium carbonate particles
Polymer, Bd. 44, pp. 261–275, 2003.
- [114] Pukánszky, B. Chapter 1: Particulate-filled polypropylene: structure and properties
in Polypropylene: structure, blends and composites, London, Chapman & Hall, 1995, pp. 1–70.
- [115] Kiss, A.
Fekete, E.
Pukánszky, B. Aggregation of CaCO₃ particles in PP composites: Effect of surface coating
Composites Science and Technology, Bd. 67, pp. 1574–1583, 2007.
- [116] Liang, J. Evaluation of dispersion of nano-CaCO₃ particles in polypropylene matrix based on fractal method
Composites: Part A, Bd. 38, pp. 1502–1506, 2007.
- [117] Pérez, A.
Bernal, C.
Piacquadio, M. Multifractal analysis of tensile toughness and filler dispersion for polypropylene–CaCO₃ composites
Applied Surface Science, Bd. 258, pp. 8940–8945, 2012.

- [118] Avella, M.
Cosco, S.
Di Lorenzo, M.
Di Pace, E.
Errico, M. Influence of CaCO_3 nanoparticles shape on thermal and crystallization behavior of isotactic polypropylene based nanocomposites
Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Bd. 80, p. 131–136, 2005.
- [119] Wang, Y.
Shen, H.
Li, G.
Mai, K. Crystallization and melting behavior of PP/ CaCO_3 nanocomposites during thermo-oxidative degradation
Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Bd. 100, pp. 99–1008, 2010.
- [120] Nurdina, A.
Mariatti, M.
Samayamutthirian, P. Effect of Single-Mineral Filler and Hybrid-Mineral Filler Additives on the Properties of Polypropylene Composites
Journal of Vinyl & Additive Technology, Bd. 15, Nr. 1, pp. 20–28, 2009.
- [121] Chafidz, A.
Kaavessina, M.
Al-Zahrani, S.
Al-Otaibi, M. Rheological and mechanical properties of polypropylene/calcium carbonate nanocomposites prepared from masterbatch
Journal of Thermoplastic Composite Materials, Bd. 29, Nr. 5, pp. 593–622, 2016.
- [122] Liang, C.
Rki, L. Effect of filler content and surface treatment on the tensile properties of glass-bead-filled polypropylene composites
Polymer International, Bd. 49, Nr. 2, pp. 170–174, 2000.
- [123] Cheong, Y.
Salman, A.
Hounslow, M. Effect of impact angle and velocity on the fragment size distribution of glass spheres
Powder Technology, Bd. 138, pp. 189–200, 2003.
- [124] Liang, J. Impact fracture toughness of hollow glass bead-filled polypropylene composites
Journal of Material Science, Bd. 42, p. 841–846, 2007.
- [125] Liang, J. Tensile Properties of Hollow Glass Bead-Filled Polypropylene Composites
Journal of Applied Polymer Science, Bd. 104, p. 1697–1701, 2007.
- [126] Yung, K.
Zhu, B.
Yue, T.
Xie, C. Preparation and properties of hollow glass microsphere-filled epoxy-matrix composites
Composites Science and Technology, Bd. 69, pp. 260–264, 2009.
- [127] Zhu, B.
Ma, J.
Wang, J.
Wu, J.
Peng, D. Thermal, dielectric and compressive properties of hollow glass microsphere filled epoxy-matrix composites
Journal of Reinforced Plastics and Composites, Bd. 31, Nr. 19, p. 1311–1326, 2012.
- [128] Qiao, Y.
Wang, X.
Zhang, X.
Xing, Z. Thermal conductivity and compressive properties of hollow glass microsphere filled epoxy-matrix composites
Journal of Reinforced Plastics and Composites, Bd. 34, Nr. 17, p. 1413–1421, 2015.
- [129] Lake, M. Oberflächentechnik in der Kunststoffverarbeitung:
Vorbehandeln, Beschichten, Bedrucken, Funktionalisieren,
Prüfen
München: Hanser, 2016.

- [130] American Society for Testing and Materials ASTM D 2457:2013: Prüfung des Spiegelglanzes von Kunststofffolien
West Conshohocken: ASTM International, 2013.
- [131] British Standards Institution BS 2782-5 Method 520A:1992: Prüfmethoden für Kunststoffe. Optische und Farbeigenschaften, Bewitterung. Bestimmung von Spiegelglanz
London: Dandy Booksellers Ltd, 1992.
- [132] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN 4760:1982-06: Gestaltabweichungen; Begriffe, Ordnungssystem
München: Beuth-Verlag, 1982.
- [133] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 4287:2010: Oberflächengestalt 2010.
- [134] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 1518-1:2011-09: Beschichtungsstoffe - Bestimmung der Kratzbeständigkeit - Teil 1: Verfahren mit konstanter Last
München: Beuth-Verlag, 2011.
- [135] American Society for Testing and Materials ASTM D 4364:2013: Prüfung der Witterungsbeständigkeit von Kunststoffen
West Conshohocken: ASTM International, 2013.
- [136] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 2409:2013-06: Beschichtungsstoffe – Gitterschnittprüfung
München: Beuth Verlag, 2013.
- [137] Schwarz, P. Vorrichtung und Verfahren zur topographischen Bestimmung von Oberflächeneigenschaften
Deutschland Patent DE102006037681A1, 14 02 2008.
- [138] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 16610-21:2013-06: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Filterung - Teil 21: Lineare Profilfilter: Gauß-Filter (ISO 16610-21:2011
München: Beuth Verlag, 2013.
- [139] Volk, R. Rauheitsmessung Theorie und Praxis
München: Beuth Verlag, 2005.
- [140] Deutsches Institut für Normung e.V. DIN EN ISO 25178-1:2016-12: Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Flächenhaft
München: Beuth-Verlag, 2016.
- [141] Lück, A.
Hoffmann, L.
Drummer, D. Optimierung von Organoblech-Oberflächen
22. Nationales Symposium SAMPE Deutschland e.V., Fürth, 2016.
- [142] Vetter, L. Theoretische Betrachtung und experimentelle Untersuchung zur Optimierung der Oberflächenqualität von flächigen, endlosfaserverstärkten Thermoplasthalbzeugen durch Matrixmodifikation
Masterarbeit, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2016
- [143] Momber, A.
Schulz, R. Handbuch der Oberflächenbearbeitung Beton: Bearbeitung, Eigenschaften, Prüfung
1. Aufl., Berlin: Springer-Verlag, 2006.
- [144] Grellmann, W.
Seidler, S. Kunststoffprüfung
3. Aufl., 2015: Carl Hanser Verlag, München.

- [145] Sawyer, L.
Grubb, D.
Meyers, G. Polymer microscopy
New York: Springer New York, 2008.
- [146] N.N. Olympus
[Online]. Available: <https://www.olympus-global.com/en>. [Zugriff am 21.06.2017].
- [147] Calvimontes, A. Topographic characterization of polymer materials at different length scales and the mechanistic understanding of wetting phenomena
Dissertation, TU Dresden, 2009.
- [148] Schwarzel, F. Polymermechanik. Struktur und mechanisches Verhalten von Polymeren
Berlin: Springer-Verlag, 1990.
- [149] Richter, F.
Hoffmann, H. J. Einachsiges Stauchen von zylindrischen Körpern aus SiO₂-Glas: Auswertung mit spannungsunabhängigen Materialkoeffizienten
Material Science and Engineering Technology, Bd. 3, pp. 172-187, 03 2011
- [150] Ogorkiewiez, R. Engineering properties of Thermoplastics
Wiley-Interscience, London: 1970.
- [151] Woicke, N. Viskoelastizität von Polypropylen im Glasübergang
Dissertation, Universität Stuttgart: 2006.
- [152] Erhard, G. Konstruieren mit Kunststoffen
München: Carl Hanser Verlag, 4. Auflage, 2008
- [153] Mortimer, C. Chemie
6. Auflage, Stuttgart, New York: Georg Thieme Verlag, 1996.
- [154] Williams, M.
Landel, R.
Ferry, J. The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids
Journal of the American Chemical Society, Bd. 77, pp. 3701-3707, 77 1955.
- [155] Blinzler, M.
Neitzel, M.
Hoecker, F. Oberflächentexturen bei gewebeverstärkten Thermoplasten
Kunststoffe, Bd. 89, Nr. 11, pp. 128-130, 1999.
- [156] Borealis Polyolefin GmbH Produktdatenblatt BJ100HP
Wien: 2015.
- [157] INEOS Styrolution Group GmbH Datenblatt Comtabalizer
Frankfurt: 2016.
- [158] PD-Glasseiden GmbH Datenblatt Rovinggewebe GW 123-580-K2-E35
Oschatz: 2013.
- [159] Hexcel HexForce 01102 0640 TF970
Stamford: 2014.
- [160] 3M Deutschland GmbH Produktinformation Glass Bubbles iM16K
Neuss: 2012.
- [161] Omya GmbH Produkt-Information Calibrite-OG
Köln: 2011.

-
- [162] Omya GmbH Produkt-Information Omyacarb 15-GU
Köln: 2011.
- [163] Omya GmbH Produkt-Information Omyacarb 2T-AV
Köln: 2011.
- [164] Hilgenberg GmbH Datenblatt Borosilicatglas 3.3,
Malsfeld: 2003
- [165] Starkweather, H. J.
Jones, G.
Zoller, P. The Pressure-Volume-Temperature Relationship and the Heat
of Fusion of Polyoxymethylene
Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics, Nr. 26,
pp. 257-266, 1988
- [166] Ehrenstein, G. W.
Riedel, G.
Trawiel, P. Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen
München, Wien: Carl Hanser Verlag, 1998
- [167] Burkhardt, T. Theoretische und experimentelle Bewertung der
viskoelastischen Eigenschaften der Matrix in Abhängigkeit des
Füllstoffgehalts auf die Oberflächengüte endlosverstärkter
thermoplastischer Halbzeuge
Masterarbeit, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2017
- [168] Schürmann, H. Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden
Berlin/Heidelberg: Springer-Verlag, 2005
- [169] May, M. Simulative Bewertung von mechanischen, thermischen und
prozessbedingten Werkstoffkennwerten der Matrix auf die
Oberflächengüte von Organoblechen
Bachelorarbeit, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2017

9 Liste der Formelzeichen und Abkürzungen

Abkürzungen

CaCO_3	Kalziumcarbonat
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
Δc_p	Änderung der spezifischen Wärmekapazität
DMA	Dynamisch-Mechanische Analyse
DSC	Dynamische Differenzkalorimetrie
d_{tex}	Textildicke
Fa	Faser
FaVG	Faservolumengehalt
FbVG	Faserbündelvolumengehalt
FF	Faserfeinheit
FG	Flächengewicht
FiVG	Filamentvolumengehalt
FüVG	Füllstoffvolumengehalt
FKV	Faserverbundkunststoff
GesVG	Gesamtzusatzstoffvolumengehalt
GF	Glasfaser
GFK	Glasfaserverstärkter Kunststoff
GHK	Glashohlkugeln
GK	Glaskugeln
ΔH_c	Enthalpieänderung beim Abkühlen
ΔH_m	Schmelzenthalpie
l_{FB}	Faserbündellänge
Imp	Imprägniergrad
l _{fm}	Laufmeter
KFB	Kettfaserbündel
LPA	Low-Profile-Additive
LSM	Laser-Scanning-Mikroskop
Ma	Matrix
MaVG	Matrixvolumengehalt
$\text{MaVG}_{\text{primär}}$	Matrixvolumengehalt in der Primärzone im Gesamtsystem
$\text{MaVG}_{\text{sekundär}}$	Matrixvolumengehalt in der Sekundärzone im Gesamtsystem
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PC	Polycarbonat
PEI	Polyetherimid
PEEK	Polyetheretherketon
PEKK	Polyetherketonketon
PET	Polyethylenterephthalat
PoVG	Polmervolumengehalt
$\text{PoVG}_{\text{primär}}$	Polmervolumengehalt in der Primärzone als Einzelbestandteil
$\text{PoVG}_{\text{sekundär}}$	Polmervolumengehalt in der Sekundärzone als Einzelbestandteil
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen

P-Profil	Primärprofil
PPS	Polyphenylensulfid
P_t	Profiltiefe
PVD	Physikalische Dampfphasenabscheidung
pVT	Druck-Volumen-Temperatur-Messung
R_a	Rautiefe
Rotvis	Rotationsviskositätsmessung
R-Profil	Rauheitsprofil
RTM	Resin-Transfer-Moulding
S_a	Mittlere arithmetische Höhe
SAN	Styrol-Acrylnitril
SFB	Schussfaserbündel
SiO_2	Siliziumdioxid (Quarz)
SMC	Engl. Sheet Moulding Compound
S_z	Maximale Höhe
T_{eic}	Extrapolierte Anfangstemperatur der Rekristallisation
T_{efm}	Extrapolierte Endtemperatur der Kristallisation
TMA	Thermomechanische Analyse
TPU	Thermoplastisches Polyurethan
T_{pc}	Peaktemperatur beim Abkühlvorgang
T_{pm}	Peaktemperatur beim Schmelzvorgang
t_{press}	Presszeit
$V_{spez. (RK)}$	Spezifisches Volumen bei Rekristallisationstemperatur
$V_{spez. (RT)}$	Spezifisches Volumen bei Raumtemperatur
WLF	Williams-Landel-Ferry-Gleichung
W-Profil	Welligkeitsprofil
W_t	Wellentiefe
ZTV	Zeit-Temperatur-Verschiebungsprinzip
λ_c	Untere Grenzwellenlänge
λ_f	Obere Grenzwellenlänge
λ_{min}	Minimale Wellenlänge

Formelzeichen

A	[mm ²]	Fläche
a, b	[μm]	Faserachsen
a	[m ² /s]	Temperaturleitfähigkeit
c _p	[J/kgK]	spezifische Wärmekapazität
D	[kg/h]	Dosierleistung
d	[mm]	Dicke
D	[μm]	Durchmesser
D _{imp}	[%]	Imprägniergrad
E	[GPa]	Elastizitätsmodul
e	[μm]	Faserbündelabstand
f ₀	[cm ³ /g]	Freies Volumen
G	[GPa]	Schubmodul
H	[mm]	Höhe
K	[GPa]	Kompressionsmodul
k _e		Einstein-Koeffizient
l	[mm/m]	Längenänderung
M	[g/m ²]	Flächengewicht
m	[kg]	Masse
N	[U/min]	Drehzahl
n	[Stk.]	Anzahl
p	[bar]	Druck
Q	[W/m ²]	Wärmestromdichte
R	[MPa]	Relaxationsmodul
R _{Fa}	[%]	Faserverhältnis
T	[°C]	Temperatur
t	[s]	Zeit
V	[ccm]	Volumen
α	[μm/m°K]	Ausdehnungskoeffizient
γ̇	[s ⁻¹]	Schergeschwindigkeit
ε	[%]	Dehnung
ζ		Verstärkungsfaktor
ξ	[Gew.-%]	Massengehalt
η	[Pas]	Viskosität
λ	[W/mK]	Wärmeleitfähigkeit
u		Querkontraktion
ρ	[g/cm ³]	Dichte
σ	[MPa]	Spannung
φ	[Vol.-%]	Volumengehalt
℔	[J/molK]	Allgemeine Gaskonstante

10 Anhang

Betreute studentische Arbeiten

Für die vorliegende Dissertation wurden im Rahmen meiner Forschungsaktivitäten folgende studentische Arbeiten von mir betreut und fachlich unterstützt.

I	Eckerlein, J.	Grundlagenversuche zum Temperatur- und Druckeinfluss bei der Herstellung von endlosglasfaserverstärkten PA6-Thermoplast-Halbzeugen im Heißpress-Verfahren
II	Gath, C.	Herstellung von Organoblechen im Film-Stacking und im Schmelze-Direktverfahren – Charakterisierung der Imprägnierung und energetische Bewertung der Fertigungsprozesse
III	Wolf, F.	Oberflächendekoration endlosfaserverstärkter Thermoplaste
IV	Frieß, C.	Vergleich verschiedener Temperaturprofile bei der Herstellung von endlosfaserverstärkten Kunststoffhalbzeugen auf thermoplastischer Basis
V	Reis, M.	Herstellung und Umformung endlosglasfaserverstärkter Thermoplasthalbzeuge mit Charakterisierung der Oberfläche
VI	Schleicher, M.	Untersuchung der Einflüsse von Fadenfeinheit und Faserschlichte auf die mechanischen Eigenschaften endlosglasfaserverstärkter Thermoplast-Halbzeuge bei der Herstellung im Heißpressverfahren.
VII	Munser, B.	Charakterisierung des Haftverbundes elektrisch funktionalisierter endlosfaserverstärkter Halbzeuge auf thermoplastischer Basis bei der Herstellung im quasi-kontinuierlichen Fertigungsprozess
VIII	Merkl, T.	Werkzeugkonzept zur Charakterisierung des Umformverhaltens endlosfaserverstärkter thermoplastischer Halbzeuge im Hinblick auf Oberflächenqualität und Faserausrichtung
IX	Vetter, L.	Theoretische Betrachtung und experimentelle Untersuchung zur Optimierung der Oberflächengüte von flächigen, endlosfaserverstärkten Thermoplasthalbzeugen durch Matrixmodifikation
X	May, M.	Simulative Bewertung von mechanischen, thermischen und prozessbedingten Werkstoffkennwerten der Matrix auf die Oberflächengüte von Organoblechen
XI	Burkhardt, T.	Theoretische und experimentelle Bewertung der viskoelastischen Eigenschaften der Matrix in Abhängigkeit des Füllstoffgehalts auf die Oberflächengüte endlosverstärkter thermoplastischer Halbzeuge

Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name: André Lück
Geburtsdatum: 28.01.1973
Geburtsort: Nürnberg
Staatsangehörigkeit: deutsch
Familienstand: verheiratet, 3 Kinder



Ausbildung/Studium

1993 Allgemeine Hochschulreife, Martin-Behaim-Gymnasium in Nürnberg
1993 bis 1996 Ausbildung zum Schreinergeresellen, Nürnberg
1996 bis 1997 Zivildienst beim Arbeiter-Samariter-Bund, Nürnberg
1997 bis 2002 Diplom Studium Kunststofftechnik, Fachhochschule Rosenheim

Berufliche Tätigkeit

2002 bis 2012 Verschiedene Positionen im Bereich der Forschung & Entwicklung der Sumitomo (SHI) Demag Plastics Machinery GmbH in Schwaig mit Schwerpunkt Oberflächendekoration, Spritzprägeverfahren, Schäumen, Dichtungstechnik und optische Technologien
Seit 2012 Wissenschaftlicher Mitarbeiter bei Neue Materialien Fürth GmbH in Fürth mit Schwerpunkt endlosfaserverstärkter Thermoplaste

André Lück

Fürth, im Juli 2019