

ENTWICKLUNG EINES OPTIMIERTEN HALBZEUGHERSTELLUNGSPROZESSES FÜR KOHLENSTOFFFASERVERSTÄRKTES SHEET MOULDING COMPOUND

Development of an optimized process for the manufacturing of
carbon fibre reinforced sheet moulding compound

Von der Fakultät für Maschinenbau des
KARLSRUHER INSTITUTS FÜR TECHNOLOGIE (KIT)

zur Erlangung des akademischen Grades eines
Doktors der Ingenieurwissenschaften
genehmigte Dissertation

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Markus Reiß

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. Frank Henning
(KIT/Fraunhofer Institut ICT)

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
(IVW Kaiserslautern)

Tag der mündlichen Prüfung: 08. Oktober 2018

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit im ProMotion-Doktoranden-Programm der BMW Group im Bereich der Technologieentwicklung CFK am Standort Landshut.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Henning, der durch seine Kooperationsbereitschaft diese Promotion ermöglicht und durch seine Anregungen gefördert hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang danke ich für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Herrn Dr.-Ing. Thomas Wolff, Leiter des Leitbau- und Technologiezentrums, danke ich ganz herzlich für die hervorragende Betreuung und Unterstützung. Durch seine fachliche Kompetenz und offene Gesprächsbereitschaft hat er wertvolle Ansätze eingebracht und die Finalisierung der Arbeit maßgeblich unterstützt.

Darüberhinaus möchte ich mich bei allen Kollegen der Technologieentwicklung CFK des Standorts Landshut, meinen Studienabschlussarbeitern und den Mitarbeitern des Fraunhofer-ICT, Pfinztal bedanken, die durch ihre Unterstützung zum erfolgreichen Abschluss der Arbeit beigetragen haben.

Von Herzen danke ich meinen Eltern, die durch ihre kontinuierliche Unterstützung und vorausschauende Förderung diesen akademischen und beruflichen Werdegang ermöglicht haben.

Kurzfassung

Glasfaserverstärkter Sheet Moulding Compound (GF-SMC) stellt eine Werkstoffgruppe dar, die schon seit langer Zeit Anwendungen in der Automobilindustrie im Bereich der Metallsubstitution, vor allem bei lackierten Bauteilen der Außenhaut findet. Jüngste Aktivitäten innerhalb der Weiterentwicklung dieses Verfahrens sehen die Substitution der bisher verwendeten Verstärkungsfasern durch hoch leistungsfähige Kohlenstofffasern vor. Dieser Schritt führt zu einer Steigerung der mechanischen Eigenschaften der auf diese Weise verstärkten Werkstoffe (CF-SMC) gegenüber der GF-SMC-Varianten. Im Vergleich zu den etablierten Werkstoffen der Faserverbundtechnologien liegen die mechanischen Kennwerte der CF-SMC-Varianten jedoch auf einem geringen Niveau. Daher stellen diese Werkstoffe zum heutigen Zeitpunkt bei der Realisierung von geometrisch hochkomplexen Knotenelementen zur Verbindung von stabförmigen Profilen einer selbsttragenden Karosseriestruktur keine Alternative gegenüber den Aluminium-Druckguss-Werkstoffen dar.

Die Hypothese der vorliegenden Arbeit besteht darin, dass die hohen mechanischen Eigenschaften der Kohlenstofffasern durch eine nicht optimale Einbettung der Fasern in die Matrix nur unvollständig genutzt werden. Vor allem durch Defekte wie Poren und Fehlstellen im CF-SMC-Halbzeug kommt es zu einem frühzeitigen Versagen der Werkstoffe, was vergleichsweise geringe mechanische Kennwerte zur Folge hat.

Um einen Überblick über die aktuell auf dem Markt verfügbaren CF-SMC-Werkstoffe zu erhalten, wird im ersten Schritt ein Werkstoff-Benchmark durchgeführt, indem verschiedene Werkstoffsysteme zu geeigneten Prüfkörpern verarbeitet und deren mechanische Kennwerte miteinander verglichen werden. Bereits hier fallen große Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe in Abhängigkeit der Filamentzahl der verwendeten Fasern (12K oder 50K) auf. Zur Schaffung eines tieferen Verständnisses der Wirkzusammenhänge und einer mathematischen Beschreibung des Werkstoffsystems werden mit den Methoden der statistischen Versuchsplanung (DOE) Untersuchungen durchgeführt, in denen die faserbezogenen Parameter bei der Halbzeugherstellung variiert werden. Das Ergebnis dieser umfangreichen Prüfungen zeigt, dass die gewählten Parameter einen der größten Einflüsse auf die Leistungsfähigkeit von CF-Werkstoffen darstellen und dass durch geeignete Optimierung der Faserparameter die mechanischen Eigenschaften der so hergestellten Werkstoffe über das Niveau der metallischen Konkurrenten angehoben werden können.

Zur Analyse der Auswirkungen der Parametervariationen auf das prinzipielle Werkstoffverhalten werden innovative Methoden zur Charakterisierung und zum Vergleich der einzelnen Varianten entwickelt. Mit Hilfe der Kontrastmittelmethode ist es beispielsweise unter Verwendung der Röntgenbildgebung möglich, die Art der Werkstoffbewegung anhand der Veränderungen eines gleichmäßigen Rasters im Pressprozess zu visualisieren. Die Bildpunkte des Rasters können detektiert und als Netz finiter Elemente dargestellt werden. Durch den Einsatz geeigneter mathematischer Methoden gelingt es, die Dehnungen der Netzelemente durch das Verpressen zu berechnen. Ein umfangreiches Untersuchungsprogramm dient im Weiteren unter Anwendung der entwickelten Charakterisierungsmethoden dem Nachweis der Veränderungen der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Werkstoffbewegung auf Plattenebene. Dabei können die berechneten Dehnungen des Werkstoffs in der Platte mit ermittelten Zugsteifigkeiten von Referenzproben korreliert werden. Dieser Hinweis auf die Hauptfaserorientierung in Abhängigkeit der E-Moduln steht zusätzlich in starker

Wechselwirkung mit den Werten der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten (LAK) der Werkstoffe. Die mit den vorgestellten Untersuchungen nachgewiesenen Zusammenhänge bilden die Grundlage einer innovativen Methode zur Bestimmung der Hauptfaserorientierung in CF-SMC-Laminaten.

Mit Hilfe weitergehender Analysen kann gezeigt werden, dass die mechanische Leistungsfähigkeit eines CF-SMC-Werkstoffs maßgeblich von der Filamentzahl je Faserbündel und damit von der Breite der Faserabschnitte beeinflusst wird. Um die Wirtschaftlichkeit der Technologie zu steigern, ist es jedoch unumgänglich sogenannte Heavy Tow-Fasern mit hoher Filamentzahl ($n_F > 24K$) zu verwenden. Daher wird eine Vorrichtung entwickelt, die eine Spreizung und Längsteilung des Faserstrangs direkt in der Faserzuführung der SMC-Linie realisiert. Dank der Integration des Systems in den Prozess ist kein zusätzlicher Schritt zur Aufbereitung der Fasern erforderlich, und es werden keine zusätzlichen Prozesskosten verursacht. Die mit dieser Vorrichtung hergestellten Werkstoffe zeigen deutlich gesteigerte mechanische Eigenschaften und bieten zusätzlich Vorteile in Bezug auf deren Rheologie respektive ihres inneren Widerstandes gegen das Verdrängen im Pressprozess. Außerdem wirkt sich die Verfeinerung der Faserbündel positiv auf die Richtungsverteilung der Fasern im Halbzeug aus, wodurch eine gute Isotropie der Werkstoffeigenschaften erreichbar ist.

Den Ausblick der Arbeit bildet die Definition eines für CF-SMC optimierten Halbzeugherstellungsprozesses. Die Verwendung von Fasern hoher Filamentzahl stellt besondere Anforderungen an den faserbezogenen Teilprozess zwischen Faserspule und Schneidwerk. Daher ist es erforderlich, einige traditionell eingesetzte Prozesselemente zu entfernen, die nicht zu einer hohen Werkstoffqualität beitragen. Hingegen werden innovative Systeme in den Prozess integriert, die zum Teil bereits Anwendung in der Textilindustrie bei der CF-Tapeherstellung finden.

Zusammenfassend können die zu Beginn der Arbeit gesetzten Ziele erreicht und die Forschungshypothese bestätigt werden. Mit Hilfe des vorgestellten Methodensets können die spezifischen Eigenschaften von CF-SMC-Werkstoffen charakterisiert und miteinander verglichen werden. Außerdem können durch die Variation der Faserparameter maßgeschneiderte Halbzeuge für den jeweiligen Anwendungsfall entwickelt werden. Die Ziele betreffend der mechanischen Eigenschaften des 50K-SMC-Werkstoffs zur Darstellung von Knotenelementen für die Verbindung von CFK-Profilen können durch optimierte Prozessschritte erreicht werden. Nachfolgende Untersuchungen im Bereich der Halbzeugherstellung sollten sich daher mit der SMC-Paste und deren Konfiguration befassen. Am Anfang stehen hierbei die Grundkomponenten und die Art in der diese vor dem Dispergieren physisch vorliegen. Generell sollte hierbei darauf geachtet werden, dass möglichst wenig Luft beim Mischprozess in die Paste eindringt, um die Bildung von Mikroporen im Laminat zu verhindern. Ein Ansatz hierbei wäre ein vakuumunterstützter Rührprozess oder weitere innovative Lösungen zur Minimierung der mikroskopischen Fehlstellen bereits im Halbzeug. Der nächste Schritt stellt die Definition einer optimalen Pastenviskosität im Imprägnierprozess in Zusammenhang mit dem Flächengewicht der geschnittenen Fasern dar.

Weiterführende Entwicklungen zur Unterstützung der Bauteilproduktion müssen die Erstellung und Validierung einer geeigneten Prozesssimulation als Ziel definieren. Hierbei kann die vorgestellte Visualisierungsmethode anhand des Kontrastmittelrasters beitragen. Des Weiteren müssen sogenannte Werkstoffkarten zur strukturellen Auslegung und Struktursimulation der Zielbauteile erstellt werden, die anschließend durch mechanische Prüfungen auf Bauteilebene verifiziert werden müssen.

Abstract

Glass fibre reinforced sheet moulding compound (GF-SMC) represents a group of materials which are well established within the automotive industry when it comes to the substitution of metallic materials with the focus on paintable parts of the outer body of a vehicle. Recent development within the technology provide a substitution of the traditionally used glass fibre by highly performant carbon fibres. This step leads to an increase in mechanical properties of hereby reinforced materials (CF-SMC). However, in comparison to the mainstream carbon fibre technologies the performance of the CF-SMC materials are located on relatively low level. Therefore these materials cannot be used alternatively to aluminium die casting alloys to realize highly complex knot elements as connecting modules for bar shaped profiles in self-supporting body structures.

The hypothesis of this work consists of the assumption that the high mechanical performance of the reinforcing carbon fibres is not fully deployed in the compound due to imperfections in the embedding of the fibres into the matrix. Mainly defects like pores and dry spots in the CF-SMC compound lead to an early failure of the materials which results in comparatively low mechanical properties.

A material benchmark is carried out to gain an overview of the performance of currently available CF-SMC materials. Several materials are moulded into suitable test specimen to examine and compare their mechanical behaviour. This step already shows huge differences in material performance depending on the filament count (12K or 50K) of the used carbon fibres. Further investigation is performed by the aid of statistical test planning (DOE) to create a deeper understanding of the interactions in the compound. To describe the material system mathematically the fibre related parameters of the pre-product are varied in the compounding process. The result of those test plans state that the chosen parameters have a huge influence on the mechanical performance and that it is generally possible to increase the mechanical properties of carbon fibre reinforced SMC to a level superior to the metallic competitors.

Innovative methods are developed to characterise and compare the fundamental behaviour of the material and to analyse its reaction to the variation of mentioned parameters. When using the presented method with the aid of a contrast agent in combination with x-ray imaging it is possible to visualise the movement of the material in the moulding process based on the alteration of a uniform grid. This grid can be detected and computed into a net of finite elements (FEM). When suitable mathematical methods are deployed the movement of the grid can be calculated as strain of the net elements. A substantial test programme is conducted to analyse the impact of planar movement of the material on its mechanical properties. The calculated strain in the material can thereby be correlated with the Young's modulus of reference specimen. This evidence of the main fibre orientation related to the young's modulus interacts strongly with the values of the thermal coefficient of elongation of the material. These experimentally verified coherencies represent the basis for an innovative method to detect the main fibre orientation in CF-SMC laminates. Detailed analysis show that the mechanical properties of CF-SMC materials are significantly influenced by the filament count of the used carbon fibre tows and respectively by the width of the fibre segment. However, the use of so called heavy tows with high filament count ($n_F > 24K$) is inevitable to increase the cost-efficiency of the technology. Thus a system is developed which realizes a spreading and several lengthwise separations of the tow directly in the fibre feeding of the compounding line. As a result to the immediate integration of this system

into the process no additional process steps for fibre preparation are needed and therefore no supplementary costs are occasioned. The materials which are produced applying this system show greatly improved mechanical performance and offer advantages regarding the rheology respectively their inner resistance to displacement in the pressing process. The refinement of the fibre bundles results furthermore in a positive effect on the distribution of fibre orientation which leads to a good isotropy of the properties of the material.

The outlook of this thesis is represented by the definition of an optimized process for the manufacturing of CF-SMC materials using 50K carbon fibres. The use of fibres with high filament count present special challenges to the fibre related sub process between the fibre bobbin and the cutting unit. Therefore it is necessary to replace several traditionally applied process elements which do not contribute to a high material quality. Whereas innovative systems are integrated into the production line which are in some cases used in the production of carbon fibre tapes in the textile industry.

In summary it can be stated that the aims of the present work can be achieved and the research hypotheses can be proven. The presented set of methods enables the characterisation and comparison of the specific properties of CF-SMC materials. By the variation of the parameters of the compound it is possible to manufacture tailored materials for the specific case of application. The goals in regard of mechanical properties for structural knot elements as connecting modules for CFRP-profiles can be achieved by an optimization of the compounding process.

Subsequent work in the field of manufacturing CF-SMC materials should concentrate on the SMC-paste and its configuration. The raw materials and their physical form in which they exist before the dispersing process should be contemplated. Attention should generally be paid to minimize the amount of air which enters the paste in the stirring process to prevent the formation of micro pores in the laminate. A possible approach could be a vacuum assisted stirring process or further innovative solutions to minimize microscopic imperfections in the pre-product. Following this the definition of an optimized paste viscosity in the compounding process related to the area weight of the cut fibres has to be considered.

Further developments regarding the support of the production of structural parts should set their aim on the creation and validation of a suitable process simulation. The presented method for visualization using the contrast agent can contribute to reach this goal. So called material cards have to be created and validated by mechanical tests to be able to design and simulate the structure of possible parts.

1	THEMATISCHE EINLEITUNG	4
1.1	Faser-Verbundwerkstoffe in der Automobilindustrie	4
1.2	Motivation für geometrisch komplexe Strukturbauteile	4
2	ZIELE DER ARBEIT	6
2.1	Aufgabenstellung und wissenschaftliche Fragestellung	6
2.2	Vorgehensweise	7
3	EINORDNUNG DER TECHNOLOGIE.....	8
3.1	Prinzip des Fließpressprozesses.....	8
3.1.1	Etablierte Halbzeugherstellung für Sheet Moulding Compounds (SMC).....	8
3.1.2	Glasfaserbasiertes SMC	10
3.1.3	Fokussierung auf kohlenstofffaserverstärktes SMC (CF-SMC)	13
3.1.4	Prozess zur Bauteilherstellung	16
3.2	Einflussfaktoren auf die Prozesskette CF-SMC.....	22
3.3	Technologische Randbedingungen und Einschränkungen	23
3.4	Stand der aktuellen Forschung.....	24
3.5	Entwicklungsfelder der CF-SMC-Technologie	29
3.6	Abgrenzung zum Stand der Technik	30
4	WERKSTOFFE UND METHODEN	31
4.1	Auswahl der untersuchten Werkstoffe.....	31
4.2	Plattenherstellung	33
4.3	Methoden zur Analyse physikalischer Eigenschaften.....	35
4.3.1	Bestimmung der Zugeigenschaften	36
4.3.2	Analyse oberflächlicher Spannungszustände	37
4.3.3	Bestimmung thermischer Längenausdehnungskoeffizienten	38
4.3.4	Bestimmung der Fasermassenanteile	39
4.4	Methoden zur Analyse der rheologischen Eigenschaften.....	40
4.4.1	Der Kompaktierungsversuch	40
4.4.2	Der Versuch am Plattenrheometer	44
4.4.3	Der Versuch am Scherplattenwerkzeug	47
4.4.4	Nachweis der Fließbewegung des Werkstoffs	48
4.4.5	Auswertung des Dehnungszustands verpresster Werkstoffe	50
4.5	Statistische Methoden	54
4.5.1	Versuchsplanung	54
4.5.2	Regressionsanalyse.....	55
5	VERSUCHE ZUR WERKSTOFFKLASSIFIZIERUNG	57
5.1	Mechanische Untersuchungen.....	57

5.1.1	Aktuelle CF-SMC-Werkstoffe.....	58
5.1.2	Einfluss der Faserart.....	60
5.1.3	Einfluss der Faserschichte	64
5.1.4	Variation der Faserparameter bei 50K-Fasern	66
5.1.5	Einfluss der Faserteilung	67
5.2	Rheologische Untersuchungen	68
5.2.1	Einfluss der Faserparameter	68
5.2.2	Einfluss der Faservororientierung	69
5.3	Einfluss der Fließbewegung auf die physikalischen Werkstoffeigenschaften	71
6	DARSTELLUNG DER ERGEBNISSE	74
6.1	Auswertung der mechanischen Untersuchungen.....	74
6.1.1	Zugeigenschaften aktueller CF-SMC Werkstoffe.....	74
6.1.2	Einfluss der Faserart.....	79
6.1.3	Einfluss der Faserschichte	90
6.1.4	Einfluss der Filamentbündelgröße	96
6.1.5	Einfluss der Faserteilung	102
6.2	Auswertung der rheologischen Untersuchungen	104
6.2.1	Einfluss der Faserparameter	104
6.2.2	Einfluss der Faservororientierung	110
6.3	Einfluss der Fließbewegung	116
6.3.1	Berechnung der Dehnungszustände.....	118
6.3.2	Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen.....	121
7	DISKUSSION UND INTERPRETATION DER ERGEBNISSE.....	127
7.1	Die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe.....	127
7.1.1	Die Zugeigenschaften aktueller CF-SMC-Werkstoffe.....	127
7.1.2	Auswirkungen der Faserart auf die Werkstoffeigenschaften.....	130
7.1.3	Auswirkungen der Faserschichte auf die Werkstoffeigenschaften	131
7.1.4	Auswirkungen der Filamentbündelgröße auf die Werkstoffeigenschaften ...	133
7.1.5	Auswirkungen der Faserteilung auf die Werkstoffeigenschaften	134
7.2	Die rheologischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe.....	136
7.2.1	Auswirkungen der Faserparameter auf das Fließverhalten des Werkstoffs..	136
7.2.2	Auswirkungen der Faservororientierung auf den Pressprozess	138
7.3	Auswirkungen der Fließbewegung auf physikalische Werkstoffeigenschaften..	139
7.4	Gesamtinterpretation und Zwischenfazit.....	143
8	OPTIMIERUNG DER EIGENSCHAFTEN EINES 50K-WERKSTOFFS	145
8.1	Mechanische Eigenschaften des optimierten 50K-Werkstoffs.....	148

8.2	Rheologische Eigenschaften des optimierten 50K-Werkstoffs	150
8.3	Die Maximierung der mechanischen Eigenschaften	154
9	OPTIMIERUNGSPOTENTIALE DES CF-SMC-HERSTELLPROZESSES	155
10	GESAMTFAZIT UND AUSBLICK	158
11	ABKÜRZUNGEN UND FORMELZEICHEN	160
11.1	Abkürzungen	160
11.2	Formelzeichen	161
12	LITERATURVERZEICHNIS	164
13	ANHANG	172
13.1	Anhang zu Kapitel 3.1.4	172
13.2	Anhang zu Kapitel 6.1.3	172
13.3	Anhang zu Kapitel 6.2.2	177
13.4	Anhang zu Kapitel 8.2.....	180
14	Lebenslauf	184

1 THEMATISCHE EINLEITUNG

Immer strengere Regularien bezüglich des CO₂-Gesamtausstoßes der Fahrzeugflotten der Automobilhersteller führen dazu, dass intelligenter Leichtbau bei der Entwicklung neuer Fahrzeugkonzepte zunehmend in den Fokus rückt. Um dem Kundenwunsch nach gleichbleibender Fahrdynamik bei weiterhin hohem Anspruch an Insassenschutz und Komfort zu entsprechen, müssen künftige Automobile deutlich leichter gebaut werden [1; 2, S. 57-76; 3]. Da bei der konventionellen Fahrzeugarchitektur etwa 40 % des Gesamtgewichts des Fahrzeugs auf die Karosserie entfallen, bietet dieser Teil des Fahrzeugs die größten Optimierungschancen [4–6]. Im Bereich der E-Mobilität, bei der das Fahrzeuggewicht durch den Energiespeicher zusätzlich erhöht wird, wirkt sich eine Reduzierung des Karosseriegewichtes zudem positiv auf die maximale Reichweite des jeweiligen Fahrzeugs aus, bzw. ermöglicht eine Vergrößerung der Kapazität des Systemakkus [7; 8].

1.1 Faser-Verbundwerkstoffe in der Automobilindustrie

Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK) bieten aufgrund ihrer hervorragenden gewichtsspezifischen Eigenschaften große Chancen zur Realisierung eines effizienten Leichtbaus. Im Bereich der Mittel- bzw. Großserienfertigung der BMW i[®]-Produktion wurden hierfür bereits das Resin Transfer Moulding (RTM) und das Nasspressen etabliert. Diese Verfahren nutzen textile Halbzeuge, sogenannte Stacks, die mechanisch vorgeformt und in einem nachgelagerten Schritt mit einem Epoxidharz imprägniert werden. Bei Hinzugabe eines chemischen Härterers vernetzt das Harz zu einem dreidimensionalen duroplastischen Netzwerk, das die Fasern einbettet. Durch die Kombination der leistungsfähigen Fasern mit der relativ steifen Kunststoffmatrix lassen sich hochsteife Bauteile mit geringem Eigengewicht herstellen. Einschränkungen dieser textilbasierten Technologien bestehen im Bereich der Designfreiheit bei der Konstruktion von Bauteilen oder aber auch im Werkstoffeinsatz bei der Bauteilherstellung. Ersteres ist auf die begrenzte Umformbarkeit, der sogenannten Drapierbarkeit der textilen Strukturen zurückzuführen, wodurch lediglich schalenförmige Bauteile mit eingeschränktem Tiefziehgrad hergestellt werden können. Zwei technologiespezifische Eigenheiten bedingen den hohen Werkstoffeinsatz. Zum einen fällt beim Zuschnitt der Stacks aus den jeweiligen Gelegebahnen Verschnitt an, da die benötigten Flächen und Schnittmuster nicht immer optimal ineinander gelegt werden können, zum anderen müssen sogenannte Prozessflächen an den Bauteilrändern vorgesehen werden, um die Textilien im Werkzeug vor der Imprägnierung durch das Harz fixieren zu können. Diese Prozessflächen werden am Ende des Prozesses zusammen mit etwaigen Durchbrüchen entfernt. Das führt dazu, dass je nach Geometrie pro Bauteil deutlich mehr Halbzeug verwendet werden muss, als sich letztendlich im fertigen Bauteil wiederfindet. Im Zusammenhang mit den kostenintensiven Halbzeugen entstehen somit hohe Bauteilkosten für die beschriebenen Produktionstechnologien [9; 10].

1.2 Motivation für geometrisch komplexe Strukturbauteile

Die hohen Produktions- und Werkstoffkosten bei großtechnischen Verfahren zur Herstellung von endlosverstärkten Faserverbundbauteilen stellen aktuell einen großen Nachteil gegenüber den metallischen Produktionsverfahren dar. Eine denkbare Möglichkeit, diese Kosten in Zukunft zu reduzieren und den Werkstoffeinsatz bei der Produktion von Bauteilen der primären Fahrzeugstruktur zu optimieren, sind Fahrzeugkonzepte, die eine profilintensive Bauweise vorsehen. Der Einsatz von Profilen, die durch Pultrusion oder Flechten hergestellt werden,

ermöglicht eine drastische Reduzierung des Werkstoffeinsatzes, da hierbei lediglich an den Enden der Profile Verschnitt anfällt. Jedoch entsteht durch diese Bauweise die Fragestellung bezüglich der Verbindung der einzelnen Profile miteinander. Knotenelemente, die die sehr hohen, mehrachsigen mechanischen Belastungen z. B. im Crashfall sicher und ohne frühzeitiges Versagen von einem Profil zum anderen leiten können, werden erforderlich. Folglich wird eine Produktionstechnologie benötigt, die eine sehr große Gestaltungsfreiheit zur Realisierung echter 3D-Geometrien inklusive Rippen und Wanddickensprünge bietet. Außerdem muss ein Werkstoff zum Einsatz kommen, dessen mechanische Leistungsfähigkeit es ermöglicht, dass entsprechende Bauteile den hohen Belastungen am Knotenpunkt mehrerer Profile standhalten. Im Bereich der metallischen Fertigungstechnologien entspricht diesem Anforderungsprofil der Aluminium Druckguss-Prozess. Knotenelemente werden z. B. beim Audi Space Frame®-Konzept mittels dieser Technologie zur formschlüssigen Verbindung der eingesetzten Strangpressprofile eingesetzt. Daher stellt die Aluminium Druckgusstechnologie den mechanischen, technologischen und Kosten-Benchmark für alle möglichen Produktionsmethoden der faserverstärkten Kunststoffe (FVK) dar.

Audi R8 Coupé

Audi Space Frame in Multimaterialbauweise
Audi space frame in multimaterial construction
03/15

- Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (CFK)
Carbon fiber-reinforced plastic (CFRP)
- Aluminium-Profil
Aluminum section
- Aluminium-Blech
Aluminum sheet
- Aluminium-Guss
Aluminum castings

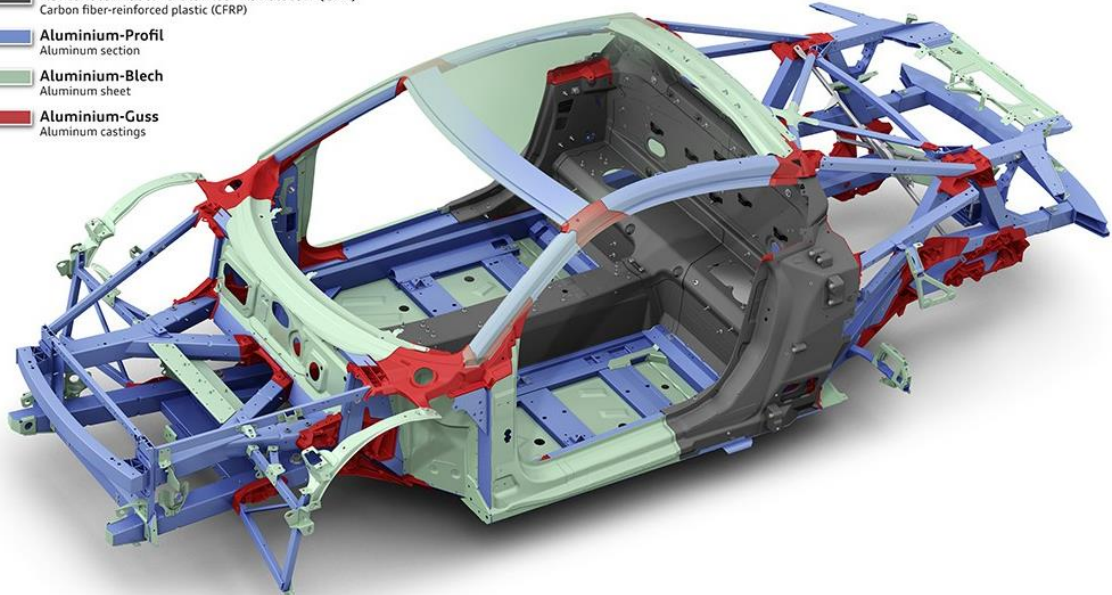


Abb. 1.1: Darstellung Audi Space Frame im R8 Coupé [11]

Ein möglicher Produktionsprozess, der die Anforderungen bezüglich Gestaltungsfreiheit bei sehr geringem Werkstoffeinsatz prinzipiell erfüllt, ist das Fließpressen oder genauer das Sheet Moulding Compound Verfahren (SMC). Bei diesem Verfahren kommen im Gegensatz zu den bereits beschriebenen Technologien keine Endlosfasern sondern preimprägnierte geschnittene Langfasern zum Einsatz. Das flächige Halbzeug wird in beheizten Stahlwerkzeugen unter Wärme- und Druckeinwirkung in einen fließfähigen Zustand überführt und kann so in komplexe Geometrien gepresst werden. Jedoch befinden sich die mechanischen Kennwerte des Werkstoffs in der ursprünglichen Konfiguration unter Verwendung geschnittener Glasfasern auf einem zu den Hochleistungsfaserverbunden vergleichsweise niedrigen Niveau. Um die

Leistungsfähigkeit des Werkstoffs zu verbessern, sehen jüngste Entwicklungen bei den Halbzeuglieferanten eine Substitution der Glasfasern durch deutlich leistungsfähigere Kohlenstofffasern vor. Dieser Schritt führt zu einer drastischen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Grundsubstrats vor allem im Bereich des E-Moduls, jedoch erreichen die Werkstoffe den technologischen Benchmark Aluminium Druckguss in diesem Aspekt aktuell nicht. Zusätzlich gibt es unter den einschlägigen Halbzeuglieferanten keine Bemühungen, eine grundsätzliche Werkstoffentwicklung zu betreiben oder die generellen Unterschiede zwischen GF-SMC und CF-SMC herauszuarbeiten. Daher ist das CF-SMC aktuell eine Nischentechnologie, mit der Bauteile vor allem als Prototypen oder aber maximal in Maßstäben einer Kleinserie hergestellt werden.

Dieser Umstand erfordert es, ein tiefes Verständnis der spezifischen Wirkzusammenhänge in den Prozessen der Halbzeug- und Bauteilherstellung zu generieren, um die mechanische Leistungsfähigkeit der Kohlenstofffaser optimal zu nutzen, und so deren kostenintensiven Einsatz zu rechtfertigen. Ein weiteres Argument für den Einsatz von CF-SMC zur Verbindung von CFK-Profilen stellt das Ausbleiben der Korrosionsproblematik bei dieser Werkstoffkombination dar. Werden entsprechende Knotenelemente aus Aluminium hergestellt, entsteht durch die unterschiedliche Position der Elemente Aluminium und Kohlenstoff in der elektrochemischen Spannungsreihe eine Potentialdifferenz, die bei Kontakt der beiden Werkstoffe in Gegenwart von Feuchtigkeit eine Korrosion des Aluminiumbauteils zur Folge hat [12; 13, S. 549-550; 14]. Um dies zu verhindern, müssen umfangreiche Schutzmaßnahmen getroffen werden, die unter anderem Zwischenschritte in der Produktion zur Folge haben, und insgesamt hohe Mehrkosten verursachen. Hält man bei der Entwicklung neuartiger Karosseriekonzepte an einer profilintensiven Bauweise fest, ist zu deren Realisierung das Hochleistungs-CF-SMC eine Schlüsseltechnologie. Daher ist es wichtig, die Möglichkeiten der Technologie aufzuzeigen, das Gesamtsystem von den Ausgangsstoffen zum fertigen Bauteil detailliert zu beschreiben, und das entsprechende Herstellungsverfahren für einen großserientauglichen Produktionsprozess zu befähigen.

2 ZIELE DER ARBEIT

2.1 Aufgabenstellung und wissenschaftliche Fragestellung

In Anbetracht der vielversprechenden Einsatzmöglichkeiten der CF-SMC-Technologie erscheint es verwunderlich, dass dieser vielseitige Werkstoff heute ein Nischenprodukt innerhalb der Faserverbunde darstellt. Ein möglicher Grund dafür sind die vergleichsweise geringen mechanischen Eigenschaften der aktuell auf dem Markt verfügbaren CF-SMC-Varianten trotz der Verwendung hochleistungsfähiger Kohlenstofffasern. Die Ursachen für diese geringe Leistungsfähigkeit bei mechanischen Belastungen sollen durch systematische Untersuchungen analysiert und Wege aufgezeigt werden, die eine signifikante Steigerung der mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe ermöglichen. Nur so kann ein hochfunktionaler Leichtbau realisiert und die gegenüber metallischen Konkurrenten erhöhten Werkstoffkosten gerechtfertigt werden. Das Werkstoffsystem muss analysiert und geeignete Parameter identifiziert werden, die es ermöglichen, die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe zu verändern. Unmittelbar damit verbunden muss der prinzipielle Prozessablauf der etablierten Halbzeugherstellung in Frage gestellt werden, und gegebenenfalls ein Umdenken innerhalb der etablierten Industrie herbeigeführt werden.

Aus den eingangs beschriebenen Möglichkeiten der CF-SMC-Technologie lassen sich direkt Anforderungen an das Halbzeug und den Produktionsprozess ableiten, die jedoch in starker Konkurrenz zueinander stehen. Das größte Spannungsfeld liegt hierbei zwischen den Kosten der verwendeten Verstärkungsfasern, der Fließfähigkeit des Werkstoffs im Prozess und der mechanischen Leistungsfähigkeit des endgültigen Produkts. Je nach Anwendungsfall muss ein individuelles Optimum dieses Dreikampfes zur bestmöglichen Ausnutzung der Möglichkeiten der Technologie ermittelt werden. Dabei besteht eine Fragestellung darin, welche Wirkzusammenhänge zwischen der Halbzeugkonfiguration und den mechanischen Eigenschaften der CF-SMC-Werkstoffe herrschen. Des Weiteren muss untersucht werden, welche Auswirkungen der bauteilbildenden Pressvorgang auf die Werkstoffeigenschaften hat. Folglich müssen bei der Durchdringung der Technologie stets zwei Teilprozesse parallel betrachtet und deren möglichen wechselseitigen Abhängigkeiten untersucht werden. Die möglichen Stellhebel zur Optimierung der mechanischen Eigenschaften für jeden Teilprozess sollen identifiziert und deren Auswirkung auf den jeweilig anderen Prozess untersucht werden. Dazu ist es erforderlich, geeignete standardisierbare Methoden und Werkzeuge zu entwickeln, die es ermöglichen, diese Effekte zu evaluieren und unterschiedliche Werkstoffsysteme miteinander vergleichen zu können. Die Rheologie des Werkstoffes im Pressvorgang soll untersucht und charakterisiert werden, um die Parameter zur Erreichung einer optimalen Werkstoff- und Bauteilqualität zu finden.

2.2 Vorgehensweise

Die allgemeine Einordnung der SMC-Technologie innerhalb des Feldes der Faserverbundwerkstoffe bildet die Grundlage der vorliegenden Arbeit. Im Weiteren wird der Fokus der Untersuchungen der auf die Werkstoffe der kohlenstofffaserverstärkten SMC-Varianten gelegt. Anschließend an die Auswahl der zu betrachtenden Werkstoffsysteme erfolgt die systematische Analyse des Prozesses zur Herstellung der verwendeten Halbzeuge. Hierbei sollen mögliche Parameter zur Veränderung der physikalischen Werkstoffeigenschaften definiert werden. Die Darstellung des aktuellen Stands der Technik und die Recherche der vorliegenden Ergebnisse der internationalen Forschung bilden das theoretische Fundament für die nachfolgenden Untersuchungen der mechanischen und rheologischen Eigenschaften der CF-SMC-Werkstoffe. Zur Bewertung des Stands der Technik und der Prozessführung innerhalb der SMC-Industrie wird ein sogenannter Werkstoffbenchmark durchgeführt. In diesem Arbeitspaket wird die mechanische Leistungsfähigkeit ausgewählter, kommerziell verfügbarer CF-SMC-Werkstoffe untersucht und bewertet. In Zusammenspiel der so ermittelten Erkenntnisse mit den zuvor definierten Parametern aus der Prozessanalyse können nachfolgend Stellhebel identifiziert werden, die einen Einfluss auf die mechanische Leistungsfähigkeit des zu entwickelnden Werkstoffs oder seine rheologischen Eigenschaften ausüben. Zur Quantifizierung dieser bisher unbekanntem Einflüsse kommen sowohl bereits etablierte als auch speziell für die gewünschten Zwecke entwickelte Methoden zum Einsatz, die nachfolgend einzeln vorgestellt werden. Die identifizierten Parameter werden variiert und deren Auswirkungen auf die mechanischen und rheologischen Eigenschaften analysiert.

Mit den erarbeiteten Erkenntnissen soll ein optimaler Prozess skizziert werden, der von der Faser über den Halbzeugherstellungsprozess bis zum Pressprozess im formgebenden Werkzeug reicht. Dieser Gesamtprozess hat zum Ziel Bauteile optimaler Qualität zu produzieren und gleichzeitig die Leistungsfähigkeit des eingesetzten Werkstoffs maximal zu nutzen.

3 EINORDNUNG DER TECHNOLOGIE

3.1 Prinzip des Fließpressprozesses

Zu dem Überbegriff des Fließpressens zählen großtechnische Pressverfahren zur wirtschaftlichen Herstellung funktionaler Bauteile aus faserverstärkten Kunststoffen in meist großen Stückzahlen [15]. Bei diesem Prozess liegt das Ausgangsmaterial als preimprägniertes Halbzeug vor, das aus geschnittenen Verstärkungsfasern und einer Kunststoffmatrix besteht. Dieses Halbzeug wird in zweiteilige temperierte Stahlwerkzeuge eingelegt und durch hydraulische Pressen in Form gepresst. Bei diesem Vorgang wird das Halbzeug in einen fließfähigen Zustand überführt und kann so den formgebenden Hohlraum (Kavität) ausfüllen. Zum Einsatz kommen hierbei sowohl thermoplastische als auch duromere Matrixsysteme. Der Energieeintrag, hervorgerufen durch Druck und Wärme, löst bei den meist verwendeten duromeren Systemen eine chemische Vernetzungsreaktion aus. Dadurch entsteht ein dreidimensionales Polymernetzwerk und der Werkstoff verfestigt sich unschmelzbar. Im Gegensatz dazu werden thermoplastische Halbzeuge als Schmelze in das Werkzeug eingebracht und erstarren am Ende des Prozesses in einer Abkühlphase. Durch das Fließen der Pressmassen können bei beiden Konfigurationen der Halbzeuge geometrisch hoch komplexe Bauteile unterschiedlicher Wanddicken in hohen Stückzahlen sehr wirtschaftlich hergestellt werden [16]. Im Weiteren liegt der Fokus ausschließlich auf den Presswerkstoffen mit duromeren Harzsystemen. Prinzipiell unterscheidet man im Bereich des Fließpressens zwischen dem sogenannten Bulk Moulding Compound (BMC) und dem Sheet Moulding Compound (SMC). Der Unterschied bei beiden Verfahren liegt in der Länge und Art der verwendeten Fasern/Fasertextilien und darin, wie das Ausgangsmaterial vor der eigentlichen Formgebung vorliegt. Beim BMC wird von einer teigartigen Masse (Bulk), die dank der relativ kurzen Faserlänge durch Extruder transportiert werden kann, ausgegangen. Beim SMC liegt der Werkstoff vor dem formgebenden Pressprozess als flächige Fasermatten (Sheets) vor, aus denen sogenannte Zuschnitte erzeugt werden können. Die Gemeinsamkeit der Technologien besteht jedoch darin, dass die technischen Fasern bereits mit der Matrix, bei definiertem Volumenanteil, preimprägniert sind. Bei beiden Prozessen definiert das in das Tauchkantenwerkzeug eingelegte Werkstoffvolumen die Wanddicke des fließgepressten Bauteils [2; 16; 17].

Im Automobilbereich werden mit dem Werkstoff SMC seit etwa 30 Jahren mechanisch höher belastbare Bauteile z. B. für die Fahrzeugaußenhaut, im Speziellen Heckdeckel, hergestellt [18]. Die SMC-Technologie bietet dank der im Vergleich zum BMC deutlich längeren Fasern ($l_f = 25\text{-}50\text{ mm}$) mehr Entwicklungspotential, um die mechanische Leistungsfähigkeit der aktuell verfügbaren Werkstoffe zu erhöhen. Daher wird im Folgenden explizit auf das System der SMC-Werkstoffe und deren Besonderheiten eingegangen.

3.1.1 Etablierte Halbzeugherstellung für Sheet Moulding Compounds (SMC)

Um das Halbzeug für den SMC-Prozess herzustellen, werden in einem kontinuierlichen Prozess Endlosfasern geschnitten, regellos auf einer Trägerfolie aufgestreut und mit einer entsprechenden Matrix imprägniert. Prinzipiell eignen sich hierfür alle technischen Verstärkungsfasern, die wirtschaftlich mit Hilfe von konventionellen Walzenschneidwerken geschnitten werden können. Industrielle Bedeutung haben vor allem Glasfaser- und neuerdings auch Kohlenstofffasersysteme. Ziel der Halbzeugherstellung ist es, kontinuierlich eine

homogene, flächige und vollständig imprägnierte Fasermatte zu produzieren. Zusätzlich müssen die Fasern im Halbzeug so verteilt vorliegen, dass der Werkstoff in der Ebene des Halbzeugs möglichst gleichmäßige rheologische und mechanische Eigenschaften aufweist.

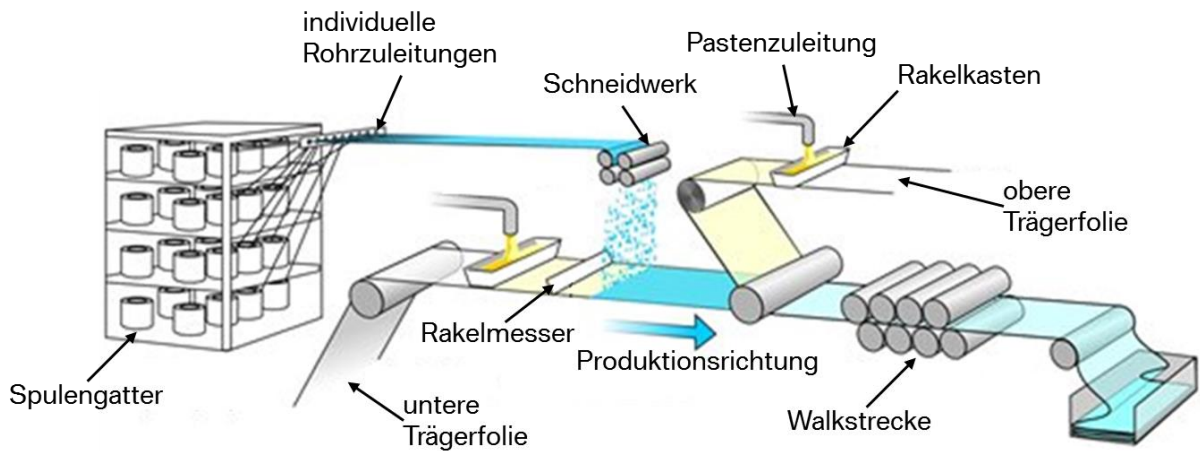


Abb. 3.1: Schematische Darstellung einer Glasfaser SMC-Anlage, nach [19]

Wie in Abb. 3.1 zu erkennen, wird in einem ersten Schritt das verwendete Harz als eine dünne, gleichmäßige Schicht auf eine Trägerfolie (meist PE) aufgetragen (gerakelt). Dazu wird die Folie unter einem sogenannten Rakelkasten durchgeführt, der das Harzgemisch beinhaltet. Ein einstellbarer Spalt zwischen Folie und Rakelmesser definiert hierbei die Höhe der Pastenschicht und damit die Menge an Harz, die auf die Folie aufgetragen wird. Die Trägerfolie selbst übernimmt im Prozess insgesamt vier Funktionen. Sie wirkt als Trägermedium für die Paste und transportiert diese durch die Produktionsstraße. Zusätzlich gewährleisten die Folien eine gute Handhabung bei Transport und Weiterverarbeitung und stellen außerdem einen gasdichten Abschluss des Gesamtsystems dar. Letzteres verhindert eine erhöhte Diffusion von flüchtigen Chemikalien aus dem Gemisch des Harzsystems. Ein für den SMC-Prozess eingestelltes duroplastisches Harzsystem besteht aus verschiedenen Bestandteilen, die in einem vorgelagerten Teilprozess miteinander gemischt werden. Auf die einzelnen Hauptbestandteile der sogenannten SMC-Paste und deren Unterschiede/Besonderheiten wird in den nächsten beiden Kapiteln eingegangen. Unabhängig von der jeweils verwendeten Faser ist für alle Varianten der SMC-Halbzeuge der weitere Prozess identisch. Die Verstärkungsfasern werden ausgehend von entsprechenden Faserspulen abgewickelt und durch geeignete, je Faserstrang individuelle Rohrleitungen zum Schneidwerk geführt. Die Faserzuleitungen sind oberhalb des Schneidwerks nebeneinander, über die gesamte Breite des Schneidbereichs verteilt, positioniert. Aufeinander abrollende Walzen ziehen die Fasern durch die Rohre in das Schneidwerk ein. Die eigentliche Schneidwalze, auf der scharfe Längsmesser angebracht sind, rollt auf einer Hartgummiwalze ab und zerschneidet so die von oben einlaufenden Fasern. Dabei definiert der Abstand zwischen den montierten Messern auf dem Umfang der Walze die Länge der geschnittenen Faser (meist $l_F = 25\text{-}50\text{ mm}$). Durch diese Anordnung von Fasern und Schneidwerk wird sichergestellt, dass über die gesamte Produktionsbreite die einlaufenden Fasern gleichmäßig geschnitten werden. Die Faserabschnitte fallen regellos auf die berakelte Trägerfolie und bilden so ein geschlossenes, homogenes Faserbett. In Abhängigkeit der Fördergeschwindigkeit der Trägerfolie und der Drehzahl der Schneideinheit wird die Menge der Kurzfasern je Fläche (Grammat) und, im Zusammenspiel mit der Matrix, das Flächengewicht der Matte pro Quadratmeter eingestellt. Um eine optimale Imprägnierung der Fasern mit der

Matrix zu erreichen, wird eine zweite Trägerfolie mit einer Schicht Matrix versehen und von oben dem Faser-Matrix-Band zugeführt, sodass sich zwischen den beiden Trägerfolien mittig nur Fasern und außen Matrix befinden. Im letzten Abschnitt der Produktionslinie, der sogenannten Walkstrecke, wird zwischen verschiedenen, ineinander greifenden Walzen auf die entstandene Harzmatte Druck ausgeübt und durch die spezielle Anordnung der Walzen eine Walkbewegung des Faser-Matrix-Gemischs zwischen den Folien erreicht. Dabei wird das Harz in die unregelmäßig orientierten Fasern gedrückt und imprägniert diese. Beim Durchlaufen dieses letzten Schritts wird das Halbzeug komprimiert und eine konstante Dicke ($d_{HZ} = 1-3 \text{ mm}$) der Lagen eingestellt. Das fertige Faser-Matrix-Halbzeug wird meist auf zylindrischen Pappkernen zu Rollen aufgewickelt und kann nach einer definierten Reifezeit (2-6 Tage) zu Bauteilen gepresst werden. Während dieser Reifezeit wird das SMC bei definierten klimatischen Bedingungen gelagert. Dabei dickt die Harz-Faser-Mischung durch chemische und physikalische Vorgänge ein (Erhöhung der Viskosität). Kapillarkräfte innerhalb des Halbzeugs sorgen für eine vollständige Benetzung der Schnitffasern mit Harz. Da bei allen SMC-Werkstoffen bereits im Harzgemisch alle zur chemischen Vernetzungsreaktion benötigten Reaktanden vorliegen, ist es erforderlich, diese Werkstoffe stets gekühlt zu lagern. Dadurch wird die Reaktionsgeschwindigkeit der Polymerisation so weit reduziert, dass die SMC-Halbzeuge in einem Zeitraum von 6-20 Wochen verarbeitet werden können und nicht bereits im aufgewickelten Zustand ausreagieren [2; 20–22].

3.1.2 Glasfaserbasiertes SMC

Unter dem Begriff des Standard SMC sammeln sich im Allgemeinen SMC-Werkstoffsysteme, die eine Kombination aus geschnittenen Glasfasern (GF) und duroplastischen Harzsystemen darstellen. Bei diesen Konfigurationen kommen vor allem ungesättigte Polyester (UP)- und Vinylester (VE) zum Einsatz. Der Fokus bei der Produktion dieser SMC-Varianten liegt generell auf der Herstellung eines preisgünstigen Formwerkstoffs, der wirtschaftlich in großen Mengen produziert werden kann. Daher kommen bei den meist üblichen Varianten im Vergleich zu strukturellen Systemen relativ geringe Mengen Glasfasern ($FMG_{GF} \sim 30 \text{ M\%}$) und große Mengen Füllstoffe zum Einsatz, die den Preis pro Kilogramm gering halten. Um eine hohe Produktivität der Anlage zu realisieren, werden bei Glasfasersystemen relativ hohe Flächengewichte ($FG = 2-3 \text{ kg/m}^2$) eingestellt. Zusätzlich setzt man auf eine große Produktionsbreite von in der Regel $b_{Prod} = 1,6 \text{ m}$. In Abb. 3.2 ist beispielhaft die Zusammensetzung einer marktüblichen Rezeptur für Glasfaser-SMC dargestellt. Auffällig ist hierbei, dass das Gemisch, die sogenannte Paste, hauptsächlich aus Füllstoffen und Additiven besteht und das eigentliche Harzsystem inklusive Härter und Eindickmittel nur 24 % der Gesamtmasse des Compounds ausmacht.

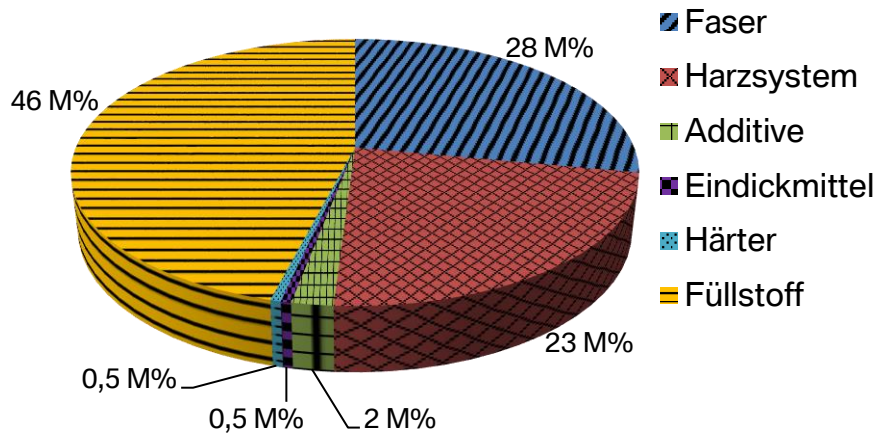


Abb. 3.2: Beispielhafte Zusammensetzung eines Standard GF-SMC-Werkstoffs [23]

Die Verwendung von Glasfasern hat die Vorteile, dass sie im Vergleich zu Kohlenstofffasern relativ günstig zu beschaffen sind, den elektrischen Strom isolieren und eine hohe chemische Resistenz aufweisen. Nachteilig gegenüber anderen technischen Verstärkungsfasern wirkt sich jedoch die vergleichsweise hohe Dichte ($\rho_{GF} = 2,6 \text{ g/cm}^3$) aus. Um die Dichte des Gesamtsystems gering zu halten, werden daher nur geringe Mengen an Glasfaser ($FMG < 30 \text{ M}\%$) hinzugefügt oder aber Glashohlkugeln in die Paste eingemischt, wodurch Werkstoffdichten von ca. $\rho_{HZ} = 1,4 \text{ g/cm}^3$ (sog. Leicht-SMC) erreicht werden können [24]. Hergestellt wird die Paste portionsweise in einem der eigentlichen Produktion des Halbzeugs vorgelagerten Schritt, in dem mit Hilfe eines Statikmischers das gewählte Harz, die Prozessadditive und Füllstoffe unter kontrollierten Bedingungen vermengt werden. Diese sogenannten Batches ($m = 2,0\text{-}2,5 \text{ t}$) werden nach dem Mischen an die SMC-Linie transportiert und kontinuierlich den Rakelkästen zugeführt.

Wie bereits beschrieben, kommen als Matrixsystem im üblichen Glasfaser-SMC vor allem ungesättigte Polyesterharze zum Einsatz. Polyester sind Kondensationsprodukte aus mehrwertigen Alkoholen und Dicarbonsäuren. Besitzt die jeweilige Carbonsäure mindestens eine C=C-Doppelbindung in ihrer chemischen Struktur, reagiert diese mit dem ausgewählten Alkohol zu einem Polyester. Bei dieser ersten Reaktion entsteht lediglich Wasser und die Doppelbindung bleibt bestehen, wodurch der entstandene Polyester ungesättigt vorliegt [21].

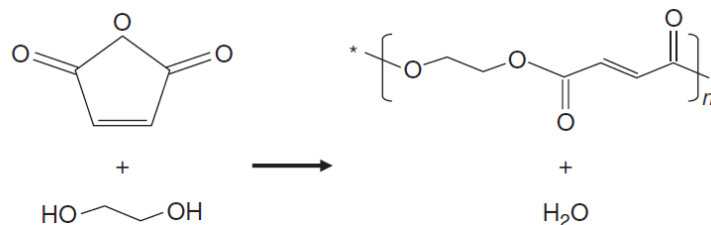


Abb. 3.3: Schematische Darstellung des Reaktionsmechanismus einer Veresterung Kondensation eines Maleinsäureanhydrid und eines Ethylenglycols zu einem ungesättigten Polyester [22]

Die Doppelbindungen der Molekülstruktur des Polyesters ermöglichen eine räumliche Vernetzung mit anderen Reaktanden. Zur Ausbildung der chemischen Struktur wird meist Styrol eingesetzt, das mit den aktiven Gruppen reagiert und die einzelnen Moleküle quer vernetzt.

Durch diese Reaktion sind die entstandenen Makromoleküle nicht mehr beweglich und das Material härtet aus. Die gebildeten kovalenten Bindungen des Molekülnetzes verhindern dabei ein thermisches Aufschmelzen des Werkstoffs.

Da bei der Ausbildung des Duromers die an der Reaktion beteiligten Moleküle dichter gepackt werden, nimmt das Gesamtvolumen des Verbundes ab. Diese sogenannte Reaktionsschwindung ist jedoch vor allem bei Oberflächenanwendungen, z. B. in der lackierten Außenhaut von Automobilen, nicht erwünscht. Schwindet die Matrix des Compounds zu sehr, zeichnen sich die Glasfasern im Substrat an der Oberfläche der Bauteile ab, wodurch eine homogene Lackierbarkeit nicht mehr gegeben ist und eine sogenannte Class-A-Oberflächenqualität nicht erreicht werden kann. Um dies zu vermeiden, werden daher der Paste spezielle Low Profile Additive (LPA) hinzugemischt. Diese LPA sind meist niedrigschmelzende Thermoplaste, die durch ihre geringe Schwindung und der Ausbildung einer zusätzlichen Phase dem beschriebenen Effekt bei der duroplastischen Reaktion entgegenwirken und so für eine deutlich verbesserte Oberflächenqualität sorgen. Zusätzlich zu diesen Additiven wird das Harz aus Kostengründen mit günstigen Zuschlagsstoffen, z. B. Kreide (CaCO_3), gefüllt, wodurch der Effekt der Reaktionsschwindung nochmals abgemindert wird [25–27].

Die Füllung der Paste mit günstigen Zuschlagsstoffen hat jedoch auch eine dauerhafte Erhöhung der Viskosität des Gesamtsystems zur Folge. Die Viskosität des Matrixgemischs über die gesamte Prozesskette zwischen Berakelung der Trägerfolien bis zum Fließprozess des Werkstoffs in der Kavität des Presswerkzeugs stellt eine weitere Komplexität der SMC-Technologie dar. Zu Beginn muss die Viskosität der Paste so eingestellt werden, dass die Trägerfolien gleichmäßig mit einem geschlossenen Matrixfilm berakelt werden können, ohne dass die Paste beginnt seitlich auszufließen. Bei der Imprägnierung des Faserbetts hingegen wird jedoch eine geringe Viskosität benötigt, um die geschnittenen Fasern optimal zu benetzen, während beim Aufwickeln der Folie zu Rollen die Paste nicht aus dem Halbzeug herausgedrückt werden darf. Damit das Halbzeug ohne Entmischungsvorgang gut verarbeitet werden kann, wird final eine hohe Viskosität benötigt. Außerdem muss das Halbzeug durch Zuschneiden konfektionierbar sein. Diese Anforderungen führen dazu, dass die Viskosität sich im Verlauf der Prozesskette von einem relativ niedrigen zu einem hohen Niveau verändern muss. Dies gelingt durch die Zugabe sogenannter Eindickmittel, meist Magnesiumoxid (MgO) oder Magnesiumhydroxid (MgOH). Diese Eindickmittel liegen entweder pulverförmig oder in einer Trägermatrix gelöst als Paste vor. In Großserienprozessen wird letztere Konfiguration genutzt, um das Eindickmittel mit Hilfe von Pumpsystemen der Harzpaste unmittelbar vor dem Raketkasten kontrolliert hinzuzufügen. Die beschriebenen Magnesiumsalze bilden thermisch instabile Brücken zwischen den vorliegenden Polyestern aus und verlängern so die Moleküllänge, wodurch die Viskosität des Gesamtsystems erhöht wird. Da diese Diffusionsprozesse zeit- und temperaturabhängig sind, steigt die Viskosität der nicht-newtonischen Matrix während der Halbzeugherstellung nur langsam an. Dies führt dazu, dass SMC-Werkstoffe nach ihrer Herstellung einige Tage bei kontrollierter Temperatur lagern müssen, um ihre gewünschte Verarbeitungsviskosität zu erreichen. Bei üblichen Halbzeugen liegt diese sogenannte Reifungszeit bei etwa 2-6 Tagen, abhängig von der gewählten Lagertemperatur. Die beschriebenen Molekülbrücken werden im späteren Pressprozess durch thermische Einwirkung zerstört, wodurch die Matrix wieder eine geringere Viskosität aufweist und das Halbzeug fließen kann. Hierbei ist es wichtig, dass eine gewisse Fließviskosität nicht unterschritten wird, damit der Fasertransport während des Pressprozesses noch gewährleistet

ist. Ein typischer Verlauf der Scherviskosität einer SMC-Paste über die Zeit ist in Abb. 3.4 dargestellt [22].

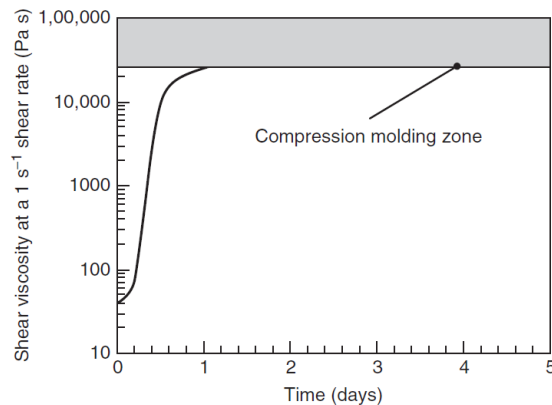


Abb. 3.4: Typischer Verlauf der Scherviskosität einer Standard SMC-Rezeptur während der Reifung über die Zeit [22]

Um die Adhäsion des Werkstoffs im ausgehärteten Zustand gegenüber der Werkzeugoberfläche zu verringern, werden bereits der Paste sogenannte interne Trennmittel zugesetzt. Dabei handelt es sich meist um Salze von Fettsäuren, wie zum Beispiel Stearate, die in Lösung oder pulverförmig eingemischt werden. Diese Verbindungen werden durch thermische Diffusionsvorgänge während des Pressprozesses aus dem Substrat herausgetrieben und bilden eine separierende Schicht zwischen Werkzeugoberfläche und der Oberfläche des späteren Bauteils. Durch die Hinzugabe dieser Substanzen ist es unter Verwendung geeigneter Werkzeuge mit entsprechender Oberflächengüte nicht erforderlich, während der Produktion die Werkzeuge zusätzlich nach jedem Bauteil mit externem Trennmittel zu beaufschlagen. Allein die Trennwirkung der internen Mittel stellt in den meisten Fällen eine problemlose Entformung der gepressten Bauteile aus dem Werkzeug sicher [28].

Je nach Anwendungsfall werden zusätzlich zu den beschriebenen Inhaltsstoffen noch Pigmente hinzugesetzt, um einen gewünschten Farbton zu erhalten. So kann z. B. durch Graphitstaub ein homogenes schwarzes Erscheinungsbild erreicht werden. Ohne Hinzugabe von Farbadditiven erscheinen Glasfaserwerkstoffe meist weiß bzw. cremefarben.

3.1.3 Fokussierung auf kohlenstofffaserverstärktes SMC (CF-SMC)

Um die technologiespezifischen Vorteile des SMC-Verfahrens auch bei der Produktion von mechanisch hoch belasteten Bauteilen nutzen zu können, werden Wege gesucht, die mechanische Leistungsfähigkeit von SMC-Werkstoffen zu erhöhen. Mit Hilfe der Substitution der bisher verwendeten Glasfasern durch steifere Kohlenstofffasern kann dies erreicht werden. Aktuell befinden sich auf dem Markt bereits verschiedene Kohlenstofffaser-Systeme (CF-SMC) [29–31]. Bei fast allen erhältlichen CF-Werkstoffen wurde der faserbezogene Teilprozess bei der Halbzeuherstellung nicht grundlegend verändert. Die Kohlenstofffasern werden lediglich von ihren Spulen auf bestehenden Anlagen durch Rohrleitungssysteme eingezogen und dem Schneidwerk zugeführt. Dies geschieht in der Industrie im Rahmen von Labor- bzw. Kleinserienanlagen mit einer Produktionsbreite von $b_{\text{Prod}} = 600$ mm. Gründe hierfür sind, dass die Nachfrage nach CF-SMC im Vergleich zu GF-SMCs momentan sehr gering ist und die

Kapazitäten dieser Kleinanlagen ausreichen, um die Bedarfe zu decken. Bei der Herstellung von CF-SMC-Werkstoffen steht die Leistungsfähigkeit des Produkts anstelle des Halbzeugpreises im Vordergrund. Daher wird im Vergleich zu den GF-SMC-Varianten die Rezeptur der SMC-Pasten angepasst. Alle Zuschlagsstoffe, die zur Kostensenkung des Compounds beim GF-SMC beitragen oder die Halbzeugdichte reduzieren, entfallen und der Fasermassenanteil wird signifikant erhöht. Eine exemplarische Rezeptur einer CF-SMC-Variante ist in Abb. 3.5 dargestellt.

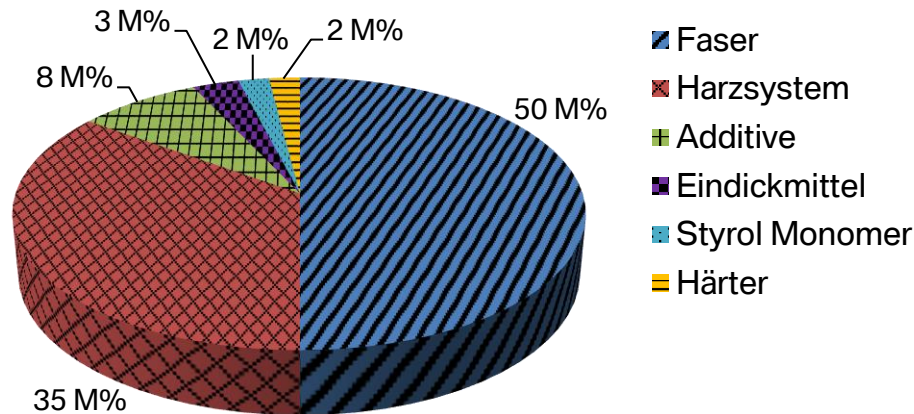


Abb. 3.5: Beispielhafte Zusammensetzung einer CF-SMC-Rezeptur [32]

Durch die deutlich geringere Dichte der Kohlenstofffaser ($\rho_{CF} = 1,8 \text{ g/cm}^3$) im Vergleich zur Glasfaser erreichen CF-SMC-Werkstoffe bei gegebenem Fasermassenanteil von FMG= 50 M% eine Dichte von etwa $\rho_{CF-SMC} = 1,5 \text{ g/cm}^3$ ohne den Einsatz von Glashohlkugeln [33]. Da bei strukturellen Anwendungen die Oberflächenqualität oder eine mögliche Lackierbarkeit der späteren Bauteile nicht im Vordergrund steht, werden der Paste keine LPA zugemischt und eine erhöhte Welligkeit, hervorgerufen durch den deutlich höheren Fasermassenanteil bei Schwindung der Matrix, in Kauf genommen.

Bei CF-SMC befinden sich als Matrixsysteme vor allem Vinylester (VE)- oder Epoxidharze (EP) im Einsatz. Diese chemisch verwandten Systeme bieten eine höhere mechanische Leistungsfähigkeit und gute Beständigkeit gegenüber Umweltbelastungen und anderen chemischen Einflüssen.

Epoxid-Harze werden meist katalytisch aus Epichlorhydrin und Bisphenol-A polymerisiert. Dabei wird die ablaufende Kettenreaktion durch die Zugabe eines einwertigen Alkohols gestoppt. In der endgültigen Molekülstruktur des Epoxid-Harzes liegen mindestens eine, meist zwei Epoxidgruppen vor. Die beschriebene chemische Additionsreaktion ist schematisch in Abb. 3.6 dargestellt.

erreicht werden kann. Außerdem benötigen VE-Harze vergleichsweise geringe Aushärtezeiten ($t_H \sim 30$ s/mm) im Pressprozess, wodurch wirtschaftliche Prozessketten realisiert werden können.

Zur Veranschaulichung des mit den beschriebenen SMC-Werkstoffen erreichbaren mechanischen Niveaus und zur Einordnung dieser speziellen Faserverbundwerkstoffe in die Welt der Leichtbauwerkstoffe sind in Abb. 3.7 die gewichtsspezifischen Eigenschaften der Zugkennwerte aufgetragen.

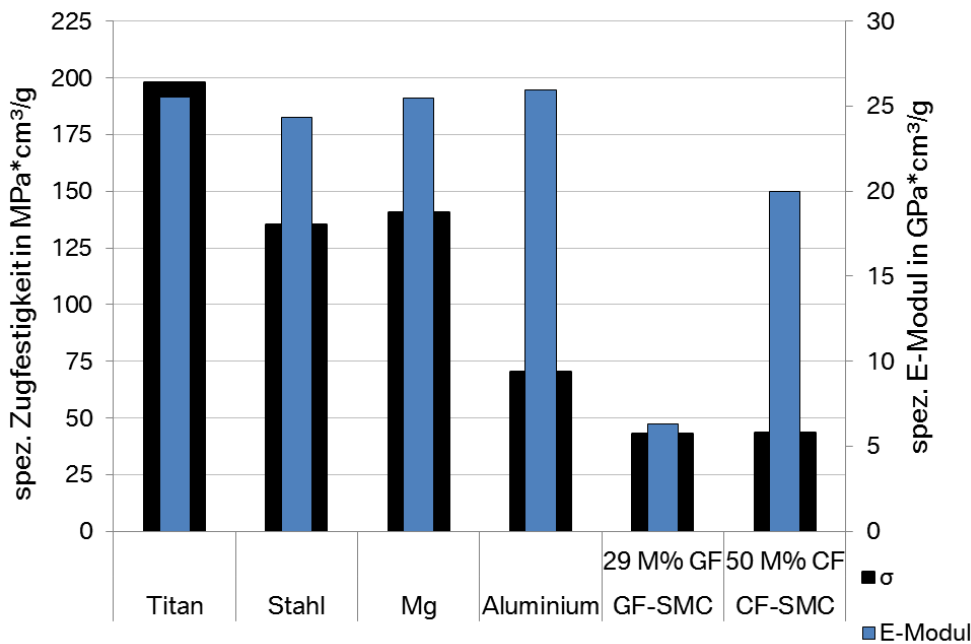


Abb. 3.7: Vergleich der spezifischen Zugfestigkeiten und E-Moduln [2; 38; 39]

Anhand des Schaubilds wird der Sprung in den mechanischen Eigenschaften vom Glasfaser- zum Kohlenstofffaser-SMC deutlich. Außerdem ist ablesbar, dass aktuelle CF-SMC-Werkstoffe im Bereich der Zugfestigkeit spezifisch mit Stahl- oder Aluminiumvarianten konkurrieren können. Andererseits befindet sich jedoch der E-Modul der kohlenstofffaserverstärkten Varianten bei weitem nicht auf Höhe des metallischen Benchmarks.

3.1.4 Prozess zur Bauteilherstellung

Wie bereits in Kapitel 3.1 skizziert, erfordert die Bauteilherstellung mittels der SMC-Technologie diverse technische Einrichtungen. Für den Prozess werden ein Schneidtisch zum Konfektionieren der SMC-Zuschnitte (Stacks), ein temperiertes, zweiteiliges Stahlwerkzeug zur Darstellung des formgebenden Hohlraums (Kavität) und eine hydraulische Presse zum Verpressen des Werkstoffs zum endgültigen Bauteil eingesetzt. Es ist möglich, den gesamten Prozess zu automatisieren und alle Handhabungsschritte mittels Robotern durchzuführen, wodurch eine Serienfertigung realisiert wird.

Im Weiteren wird auf die spezifischen Anforderungen an die technischen Hilfsmittel eingegangen, um die Besonderheiten des Pressprozesses vollständig zu verstehen. In Abb. 3.8 ist eine Übersicht der erforderlichen Werkzeugelemente anhand eines Querschnitts durch ein Versuchswerkzeug dargestellt.

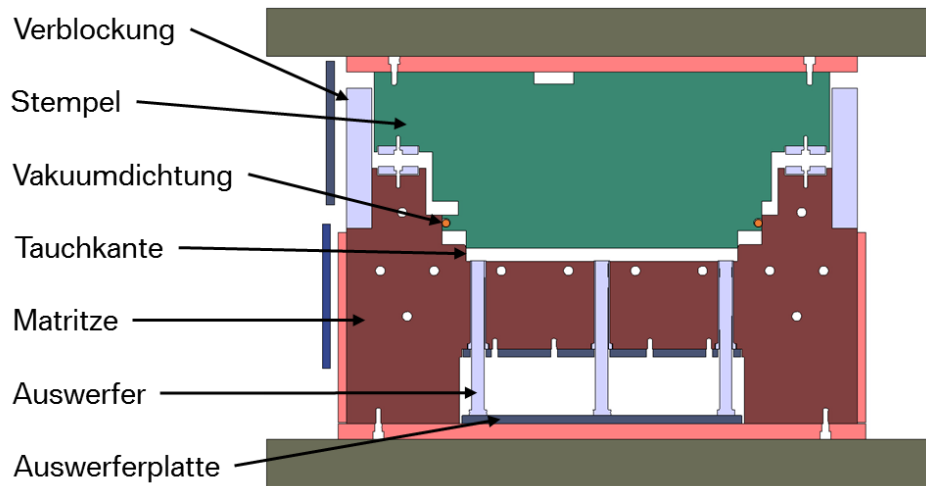


Abb. 3.8: Schematischer Querschnitt eines Tauchkantenwerkzeugs
[BMW Plattenwerkzeug]

Die standardmäßig verwendeten zweiseitigen Stahlwerkzeuge müssen unabhängig voneinander temperierbar sein. Dies geschieht meist direkt mittels elektrischer Heizungen oder durch Beaufschlagung mit temperierten Medien (z. B. Dampf oder Öl), die durch das Werkzeug geleitet werden. Diese Medien werden entweder durch mobile Heizgeräte oder, wie für Großserien üblich, durch ein zentrales Versorgungsnetz zur Verfügung gestellt. In Prototypen- oder Kleinserien-Prozessen kommen dahingegen aus Kostengründen auch elektrische Heizplatten zum Einsatz, auf die jeweils eine Werkzeughälfte montiert wird. Durch Erwärmung der Platte kann so die jeweilige Werkzeughälfte durch Konduktion temperiert werden. Die direkte Temperierung der Werkzeuge ist einer indirekten je nach Anwendungsfall vorzuziehen, da hiermit eine schnelle, exakte und homogene Temperaturführung im Prozess gewährleistet werden kann. Im Gegensatz zum Prinzip der Thermoplastfertigung tauchen die zweiteiligen SMC-Werkzeuge bei der Schließbewegung der Presse ineinander ein. Damit dies möglich ist, setzen sich die Werkzeuge aus einem Stempel (oder auch Patrize, meist Oberwerkzeug) und einer Matrize (meist Unterwerkzeug) zusammen. Beim Schließen des Werkzeugs taucht der kleinere Stempel in die größere Matrize ein und verdrängt den eingelegten Werkstoff zu den Randbereichen der Kavität. An der Stelle, an der die Patrize in die Matrize taucht, befindet sich die sogenannte Tauchkante und damit die Außenkontur bzw. Trennebene des Bauteils. Der Spalt, der durch den Größenunterschied zwischen Ober- und Unterwerkzeug entsteht, wird bei der Fertigung im kalten Zustand des Werkzeugs auf etwa $d_{TK} = 0,02-0,05$ mm voreingestellt (eintuschiert). Durch eine Temperaturdifferenz der beiden Werkzeughälften kann im Prozess der Tauchkantenspalt zusätzlich reguliert werden. Dabei muss darauf geachtet werden, dass der Stempel stets niedriger als die Matrize temperiert wird, um eine Kollision und damit eine Beschädigung der meist gehärteten Tauchkante zu vermeiden. Eine Detailansicht einer exemplarischen Tauchkante ist in Abb. 3.9 dargestellt [40, S. 331].

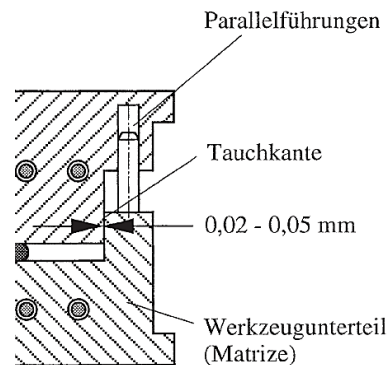


Abb. 3.9: Schematische Darstellung einer üblichen Tauchkante [40, S. 331]

Der Spalt im Bereich der Tauchkante muss so eingestellt sein, dass er groß genug ist um die in der Kavität befindliche Luft beim Pressvorgang ausströmen zu lassen (Entlüftung) und klein genug, dass kein Pressmaterial und vor allem keine Verstärkungsfasern aus der Form austreten können. Das Entlüften der Kavität während des Pressvorgangs kann zusätzlich durch Vakuum unterstützt werden, das außerhalb der Tauchkante angelegt wird. Ein Austreten von Pressmaterial über den Tauchkantenspalt aus der Kavität kann nicht vollständig ausgeschlossen werden, da die Viskosität der jeweils verwendeten Matrix im Pressprozess zeitweise sehr gering wird, und diese in geringem Umfang wenige Millimeter weit in den Spalt gelangt. So entsteht an der Bauteilkante ein sogenannter Pressgrat aus Reinharz, der nachgelagert entfernt werden muss. Da der Stempel des Werkzeugs in die Matrize eintaucht, wird die Wanddicke des zu fertigenden Bauteils vom in die Kavität eingelegten Werkstoffvolumen definiert. Die minimale Wandstärke wird bei der Herstellung der Werkzeuge durch sogenannte Nullauflagen begrenzt, auf die das Werkzeug aufliegt, sobald es vollständig geschlossen ist. Damit ist die Wandstärke aller zur Schließrichtung senkrecht orientierten Bauteilflächen proportional zum eingelegten Werkstoffvolumen, die Wandstärke der Bereiche mit parallelem Anteil zur Schließrichtung in Abhängigkeit des Winkels, in der sie zu dieser Richtung orientiert sind. Die Nullauflagen müssen so eingestellt werden, dass das Werkzeug eine Schließbewegung bis einige zehntel Millimeter unter der gewünschten Bauteildicke zulässt. Dadurch ist bei ausreichend eingelegter Werkstoffmenge gewährleistet, dass die gesamte Formmasse beim Pressprozess einen definierten Druck erfährt und die Kavität vollständig gefüllt wird. Um die für den Prozess essentielle Tauchkante nicht zu beschädigen, ist es erforderlich, Ober- und Unterwerkzeug höchst präzise zueinander zu positionieren. Deshalb sind die verwendeten Werkzeuge zusätzlich mit Vorzentrierungen (Zylinder) und Verblockungen (sogenannte Schwerter je Seite) ausgestattet, die bereits den Schließvorgang führen, bevor die Tauchkante in Eingriff kommt.

Um den Pressvorgang in der geschlossenen Kavität zu überwachen, können Sensoren in das Werkzeug integriert werden, die z. B. Druck oder Temperatur der Pressmasse erfassen und die Messwerte geeignete externe Instrumente zur Auswertung oder direkt an die hydraulische Presse senden. Bewegliche Teile im Werkzeug sind z. B. Voreiler, die Einlegeteile in der Kavität fixieren, bevor das Werkzeug vollständig geschlossen ist. Diese können mittels Hydraulikdruck vor oder zurückgezogen werden. In der Regel wird jedoch der Voreiler durch die Schließbewegung der Werkzeughälften mechanisch in die jeweilige Kavität zurück gedrückt. Zur Realisierung von Hinterschneidungen im Bauteil können in das Werkzeug sogenannte Schieber integriert werden. Diese ragen im Pressprozess in Endposition in die Kavität hinein und werden bei der Entformung des Bauteils hydraulisch zurückgezogen, um den von ihnen ausgebildeten,

meist hinterschnittigen Bereich freizugeben. Die Entformung des Bauteils aus dem Werkzeug wird durch zylindrische Auswerfer, die auf einer im Unterwerkzeug angebrachten Auswerferplatte positioniert sind, unterstützt. Dabei schließen die Enden der Auswerfer bündig mit der Oberfläche der Kavität ab und heben, bei geöffnetem Werkzeug, durch hydraulisches Verfahren der Auswerferplatte in Richtung Oberwerkzeug das fertige Bauteil von der Oberfläche des Unterwerkzeugs ab.

Die Anforderungen an die verwendete Presse bestehen im Aufbau des Pressdrucks aber auch in der Unterstützung sämtlicher Funktionen, die im SMC-Werkzeug integriert sind. Dabei stehen die Vakuumunterstützung zur Entlüftung der Kavität und ein geeignetes Hydrauliksystem zur Betätigung möglicher Schieber oder Voreiler im Vordergrund. Moderne Pressen verfügen zusätzlich über geeignete Sensortechnik, um Informationen aus dem Werkzeug wie z. B. Druck und Temperatur aufzuzeichnen und im Protokoll des jeweiligen Pressenhubs hinterlegen zu können. Dadurch ist es möglich, bei schwankender Bauteilqualität aus der jeweiligen Dokumentation stets Rückschlüsse auf den Pressvorgang zu ziehen. Als weitere Vorsichtsmaßnahme zur Vermeidung von Beschädigungen der Tauchkanten der verwendeten Werkzeuge sind aktuelle SMC-Pressen mit einer sogenannten Parallelhaltung ausgestattet. Darunter versteht man ein Regelsystem, das in der Regel aus vier separat ansteuerbare Hydraulikzylinder besteht. Diese Einheit sorgt während des Pressvorgangs dafür, dass der sogenannte Pressenbär, an dem das Werkzeugoberteil angebracht ist, im Prozess stets parallel zum Unterwerkzeug bewegt wird. Die Parallelhaltung reduziert durch den eigenen Druckaufbau die maximale Presskraft und stellt eine gleichmäßige Wandstärke im Bauteil sicher.

Bei der SMC Verarbeitung wird in der Regel ein wegabhängiges Geschwindigkeitsprofil gefahren. Das Werkzeug wird im sogenannten Eilgang (hohe Geschwindigkeit, $V_{\max} \sim 60 \text{ mm/s}$) bis kurz vor Eingriff der Tauchkante geschlossen. Dadurch kann der Wärmeeintrag in den bereits in das Werkzeug befindlichen Werkstoff gering gehalten werden. Ab Eingriff der Tauchkante wird das Werkzeug geschwindigkeitsgeregelt geschlossen, bis die definierte Presskraft erreicht wird. Dabei kann sowohl ein Geschwindigkeits/Weg-Profil als auch ein Kraft/Zeit-Profil hinterlegt werden.

Der eigentliche Pressprozess von SMC-Bauteilen gliedert sich in sieben Arbeitsschritte (vgl. Abb. 3.10).

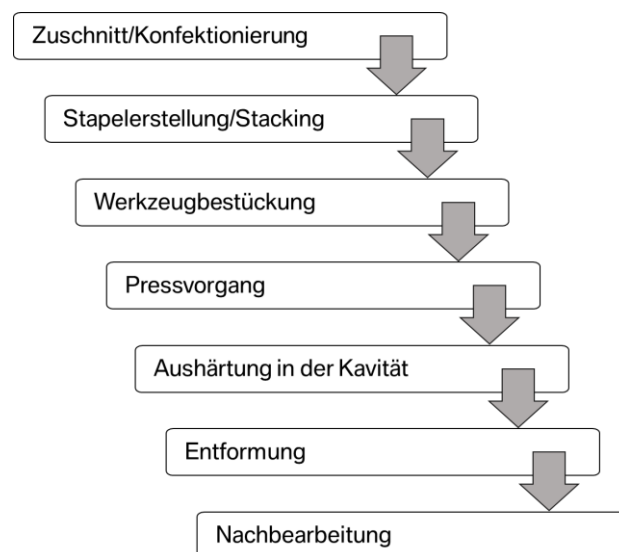


Abb. 3.10: Prozessschritte der Bauteilherstellung

Am Anfang des Prozesses zur Herstellung von SMC-Bauteilen steht das Vorbereiten des Werkstoffs. Hierzu werden aus dem flächigen Halbzeug Zuschnitte erzeugt und in ein Presswerkzeug eingelegt. Die eingelegte Werkstoffmasse definiert das Bauteilvolumen und damit die Wanddicke. Die benötigte Masse wird aus dem gewünschten Bauteilvolumen mit Hilfe der Dichte des Werkstoffs errechnet. Projiziert man die Bauteilgeometrie auf eine Ebene, deren Normalvektor die Schließrichtung des Werkzeugs darstellt, erhält man die Zuschnittbelegung verfügbare Fläche (siehe Abb. 3.11).

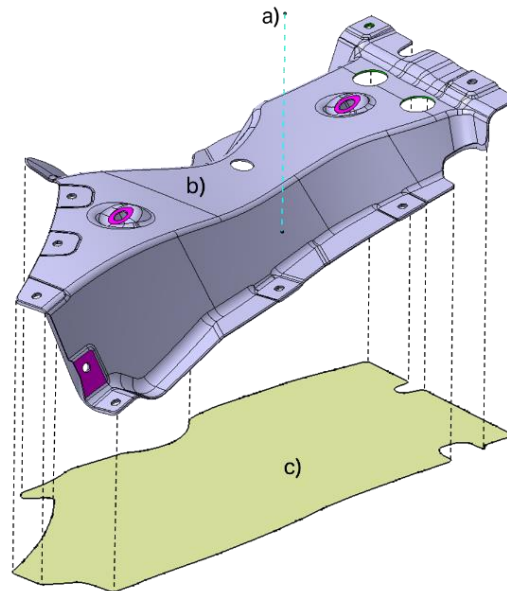


Abb. 3.11: Darstellung der projizierten Fläche eines SMC-Bauteils
a) Entformungsrichtung b) SMC-Bauteil c) projizierte Fläche

Je nach geometrischer Komplexität des zu fertigenden Bauteils kann jedoch auch die abgewinkelte Fläche des Bauteils herangezogen werden, um sogenannte konturnahe Zuschnitte zu erzeugen. Um jedoch den Verschnitt am Halbzeug gering zu halten, werden in der Regel rechteckige Zuschnitte erzeugt. Dabei dient die beschriebene projizierte Fläche des Bauteils als Anhaltspunkt für die maximalen Abmessungen (Länge x Breite). Über das Flächengewicht des Halbzeugs kann mit Hilfe der Zuschnittsfläche und der Zielmasse des Bauteils die benötigte Anzahl der Lagen errechnet werden. Da das Ergebnis der Berechnung in den seltensten Fällen eine ganze Zahl ergibt, wird meist eine Lage so in ihren Abmessungen verändert, dass die Zieleinwaage erreicht wird. In der Regel werden mit Hilfe dieser sogenannten Ausgleichslage zusätzlich die produktionsbedingten Schwankungen (etwa 10 %) im Flächengewicht des Halbzeugs ausgeglichen. Die fertig konfektionierten Zuschnitte werden aufeinander gestapelt und in das geöffnete Werkzeug eingelegt. Dieser sogenannte Stack kann je nach Anwendungsfall und Komplexität der Bauteilgeometrie vor der eigentlichen Formgebung in einem sogenannten Vorformschritt (engl. Preforming) an die Topologie der unteren Kavitätshälfte angepasst werden.

Die ermittelte projizierte Fläche dient zusätzlich zur Berechnung der benötigten Pressenkraft. Diese muss so gewählt werden, dass in Bezug auf die Fläche der in den technischen Datenblättern empfohlene Prozessdruck erreicht wird. Übliche Fließdrücke bewegen sich bei CF-SMC-Halbzeugen etwa um $p_{CF} = 150-200$ bar. Diese sind immer direkt vom Faseranteil im Werkstoff abhängig. Bei den Glasfaservarianten liegt dieser Wert mit etwa $p_{GF} = 30-100$ bar

deutlich darunter. Generell dient die Berechnung des Kavitätsdrucks mit Hilfe der projizierten Bauteilfläche nur als Anhaltspunkt zur Definition der Presskraft. Je nach Komplexität der Bauteilgeometrie kann der reale Druck im Werkzeug deutlich davon abweichen. In der Literatur wird der Verlauf der Parameter Druck, Temperatur und Schließbewegung des Werkzeugs wie in Abb. 3.12 dargestellt.

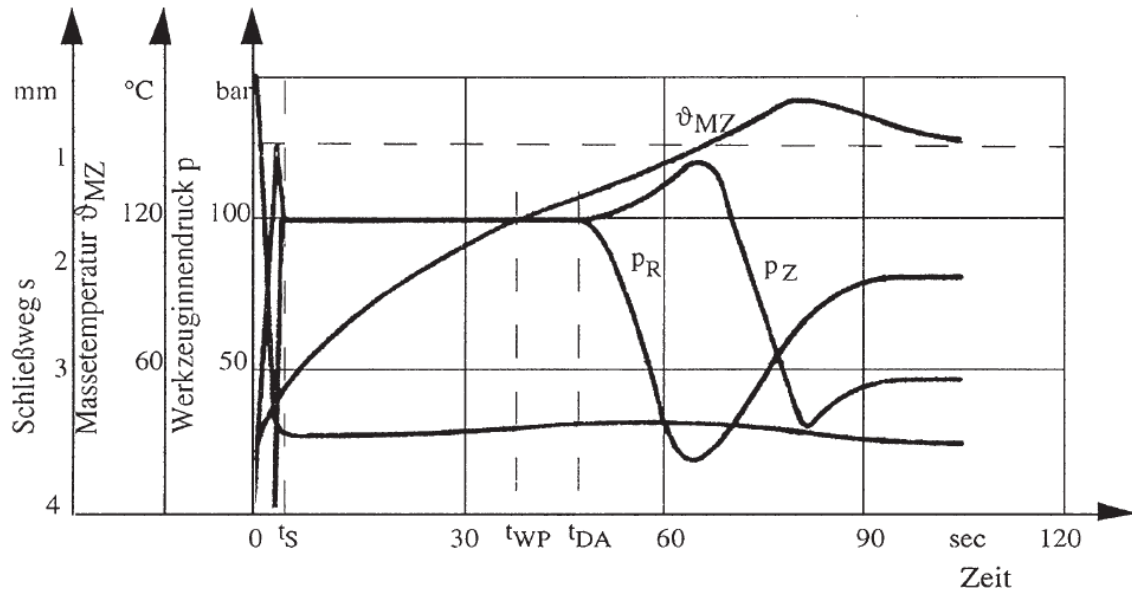


Abb. 3.12: Exemplarische Beschreibung des Pressprozesses [41, S. 329]

- s: Schließweg des Werkzeugs
- Θ_{MZ} : Massentemperatur
- p: Werkzeuginnendruck
- p_R : Druck am Werkzeugrand
- p_Z : Druck im Werkzeugzentrum
- t_{WP} : Einsetzen der exothermen Härtereaktion (Wendepunkt)
- t_{DA} : Druckabfall aufgrund Schwindung

Das Einwirken der Wärmeenergie der temperierten Werkzeugoberfläche hat zur Folge, dass die Viskosität des Werkstoffs reduziert wird, und der Werkstoff unter dem entstehenden Druck (p) zu fließen beginnt. Während des Fließvorgangs steigt die Temperatur der Masse weiter an. Zusätzlich zum Wärmeeintrag durch das Werkzeug wird dem System Energie in Form von Reibung, hervorgerufen durch die Scherung des Werkstoffs, zugeführt. Ab einer gewissen Massentemperatur (t_{WP}) beginnt die Vernetzungsreaktion des Duromers (in Abhängigkeit des gewählten Matrixsystems und im Zusammenspiel mit der thermischen Stabilität der Peroxide). Durch die exotherme Natur der chemischen Reaktion steigt die Temperatur der Pressmasse schnell an und kann die Temperatur des Werkzeugs übersteigen. Nach Abschluss der Reaktion kühlt das System wieder auf die Werkzeugtemperatur ab. Anschließend kann das Bauteil aus dem Werkzeug entnommen werden. Die Dauer des gesamten Vorgangs ist abhängig von der Bauteildicke und spezifisch für das verwendete Matrixsystem. Daher ist es erforderlich, die Prozessführung für jeden Einzelfall abhängig von der jeweiligen Bauteilgeometrie und vom eingesetzten Werkstoff anzupassen [40, S. 228-230].

Ein System, das für diesen Zweck eingesetzt werden kann und zur Qualitätssicherung weit verbreitet ist, stellt der Reaktometer[®] dar. Im Anhang zu Kapitel 3.1.4 (Kapitel 13.1) wird dieses

System zur Analyse der thermischen Vorgänge und der Druckentwicklung während des Pressprozesses zusammen mit einer typischen Ergebnisdarstellung vorgestellt.

3.2 Einflussfaktoren auf die Prozesskette CF-SMC

Zur Charakterisierung des beschriebenen SMC-Prozesses wird eine Prozessanalyse durchgeführt. Dabei werden die einzelnen Einflussfaktoren auf die mechanische Leistungsfähigkeit eines CF-SMC-Werkstoffs über die Prozesskette aufgezeigt. Das Ergebnis der Analyse wird in Form eines Ishikawa-Diagramms dargestellt, um eine übersichtliche Darstellung zu erreichen (vgl. Abb. 3.13).

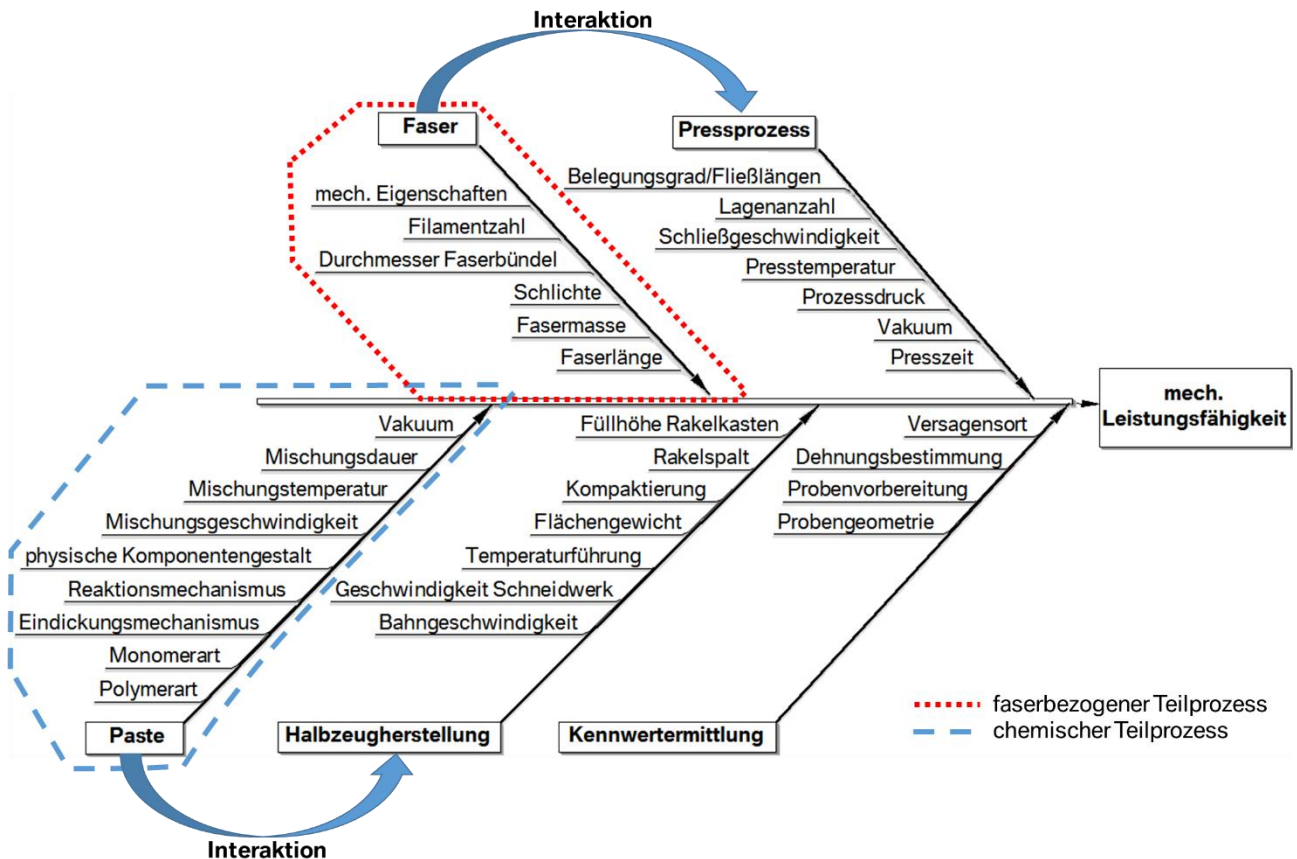


Abb. 3.13: ISHIKAWA-Diagramm zur Identifizierung der Einflussfaktoren

Anhand des Ishikawa-Diagramms ist sofort erkennbar, dass bereits vor dem eigentlichen Halbzeugherstellungsprozess zwei unabhängige Parameter die mechanische Leistungsfähigkeit des Compounds beeinflussen. Sowohl die verwendete SMC-Paste mit ihren Bestandteilen als auch die zum Einsatz kommende Verstärkungsfaser birgt bereits eine große Anzahl an Einflussfaktoren, deren Auswirkungen auf das Gesamtsystem unklar sind. Außerdem muss analysiert werden, wie stark sich die Interaktionen zwischen den Teilprozessen darstellen, und in welchem Maße sich diese auf die mechanischen Kennwerte der SMC-Werkstoffe auswirken.

Das Verfahren zur Halbzeugherstellung kann in zwei Teilprozesse untergliedert werden, um ein tieferes Prozessverständnis zu schaffen und die Wirkzusammenhänge innerhalb des SMC-Werkstoffs zu beschreiben. Im Folgenden wird demnach zwischen dem faserbezogenen und

dem chemischen Teilprozess (vgl. Abb. 14) unterschieden. Durch die Fokussierung auf einen Teil des gesamten Systems gelingt eine Reduzierung der zu beherrschenden Komplexität.

Der faserbezogene Teilprozess beschreibt den Weg der jeweiligen Faser im SMC-Prozess von der Spule (engl. Bobbin), auf die sie aufgewickelt ist, bis zur Ausbildung eines Schnittfaserbettes auf der bereits auf die Trägerfolie aufgerakelten Matrix.

Der chemische Teilprozess betrifft alle Vorkehrungen, die erforderlich sind, um eine für den SMC-Prozess kompatible Matrix herzustellen. Dieser fasst die Prozesskette von den Matrixrohstoffen über die Mischung der Bestandteile bis zur Bereitstellung der fertigen SMC-Paste im Raketkasten der SMC-Linie zusammen.

Nach der Fokussierung auf die Teilprozesse unmittelbar am Anfang der Prozesskette der SMC-Technologie wird der Beobachtungsbereich auf CF-SMC-Werkstoffe eingegrenzt. Außerdem werden im Folgenden geeignete Methoden definiert, die es ermöglichen die skizzierten Wirkzusammenhänge und Interaktionen zwischen dem Teilprozess der Halbzeugherstellung und den nachgelagerten Prozessschritten zu analysieren.

3.3 Technologische Randbedingungen und Einschränkungen

Die technologischen Einschränkungen, die bei der Bewertung von Einsatzszenarien für die CF-SMC-Technologie betrachtet werden müssen, liegen zum einen in der Verarbeitung der Halbzeuge, zum anderen in der Planung und Auslegung potentieller Bauteile.

Betrachtet man die Verarbeitung der Werkstoffe fällt auf, dass bei der Mehrheit aktueller Matrixwerkstoffe das flüchtige Styrol als Monomer für die Vernetzungsreaktion eingesetzt wird. Styrol ist als Gefahrstoff eingestuft und besitzt einen unangenehmen Geruch, der bereits bei geringen Konzentrationen wahrgenommen wird. Daher müssen bei der Verarbeitung der CF-SMC-Varianten mit Vinylestermatrix stets Vorkehrungen wie eine entsprechende Frischluftversorgung und Absaugung getroffen werden, damit die gesetzlich vorgeschriebenen Grenzwerte bezüglich der maximalen Arbeitsplatzkonzentration (MAK-Wert) nicht überschritten werden [42–45]. SMC-Werkstoffe müssen sowohl bei der Lagerung als auch beim Transport gekühlt werden. Dieser zusätzliche Aufwand ist aufgrund der hohen Reaktivität der Harzsysteme und der hohen Volatilität des enthaltenen Styrols notwendig. Verliert der Werkstoff aufgrund nicht sachgerechter Handhabung zuviel Styrol, ist eine ausreichende duromere Vernetzung beim Pressprozess nicht mehr möglich.

Eine erfolgreiche Markteinführung wird zudem durch fehlende Prototypen-Verfahren erschwert. Generell fallen für die Technologie hohe Anschaffungskosten, z. B. für hydraulische Pressen und Stahlwerkzeuge, die für die hohen Prozessdrücke ausgelegt sind, an. Diese Kosten sind jedoch nur dann gerechtfertigt, wenn sie mit entsprechend hohen Stückzahlen verrechnet werden können. Erschwerend kommt hinzu, dass keine valide Prozesssimulation verfügbar ist, die es ermöglicht, die Verteilung der Faserorientierungen nach dem Verpressen der Halbzeuge im Bauteil vorherzusagen.

Die erörterten Hemmnisse und die kurze Zeitspanne der technologischen Entwicklung von CF-SMC begründen die geringen Erfahrungswerte aus industriellen Anwendungen und die geringe Anzahl von wissenschaftlichen Untersuchungen (vgl. Kapitel 1.2). Die Entwicklung der CF-SMC-Werkstoffe befindet sich in einem frühen Stadium, in dem die Grundlage für weitere Optimierungen und Prozessanalysen geschaffen werden muss.

3.4 Stand der aktuellen Forschung

Im Anschluss an die Beschreibung der allgemeinen Verfahrenstechnik des Fließpressens und der Darstellung des aktuellen Stands in der industriellen Umsetzung der SMC-Technologie wird der Fokus im Folgenden auf den Stand der Forschung und Wissenschaft gerichtet.

Wie bereits in der Zielsetzung der Arbeit (vgl. Kapitel 2) beschrieben, können innerhalb der CF-SMC-Technologie drei Forschungsfelder identifiziert werden, die zur Beschreibung und Beherrschung des Werkstoffs analysiert werden müssen. Explizit liegen die Schwerpunkte auf den mechanischen Eigenschaften des CF-SMC-Werkstoffs, dessen Rheologie und dessen Verhalten im bauteilbildenden Pressprozess gelegt werden.

Bei der Recherche des Stands der Forschung anhand verfügbarer Literatur und aktueller Veröffentlichungen und Forschungsberichte fällt auf, dass aktuell noch ein starkes Defizit im Bereich der Beschreibung kohlenstofffaserverstärkter SMC-Werkstoffe existiert. Die große Mehrzahl der veröffentlichten Arbeiten beschäftigt sich mit der Analyse von glasfaserbasiertem SMC, das sich in puncto verwendeter Harzsysteme und der generellen Halbzeugzusammensetzung (vgl. Abb. 3.4 und Abb. 3.5) deutlich vom Hochleistungswerkstoff CF-SMC unterscheidet. Aufgrund der Unterschiede in den je Werkstoffklasse verwendeten Komponenten kann nicht davon ausgegangen werden, dass ein direkter Übertrag der veröffentlichten Ergebnisse auf die CF-SMC-Werkstoffe ohne Einschränkungen zulässig ist. Dies liegt vor allem daran, dass die Wechselwirkungen zwischen unterschiedlichen Werkstoffbausteinen auf das eine oder andere der drei Hauptforschungsfelder unklar sind.

Einen Ansatz zur Beschreibung der Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften in SMC-Werkstoffen stellen S. Boylan et al. vor [46]. In ihren Untersuchungen beschreiben sie die Effekte der Verstärkungsart und -länge unter anderem auf die mechanischen Eigenschaften von SMC-Bauteilen. Sie betrachten sowohl Glasfaser- als auch Kohlenstofffaser-SMC und wählen bei der Variation der eingesetzten Faserlängen einen vollfaktoriellen Ansatz. Dabei werden die Fasern auf eine Länge von $l_F = 0,5''$, $l_F = 1''$ und $l_F = 2''$ geschnitten und ein Fasermassenanteil von $FMG_{GF} = 28 \text{ M}\%$ bei den Glasfaservarianten und $FMG_{CF} = 21 \text{ M}\%$ bei den CF-SMC-Werkstoffen eingestellt. Innerhalb der Versuchsreihen kann beobachtet werden, dass die Zugfestigkeit der Werkstoffe mit der Faserlänge steigt, während das Niveau der GF-Varianten höher liegt als das der CF-Werkstoffe. Bei der Betrachtung der E-Moduln erreichen die CF-Systeme jedoch geringere Werte als die glasfaserbasierten. Nachteilig für die Verwertung dieser Informationen für die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit ist jedoch, dass nur geringe FMG und eine geringe Variation der Faserlängen untersucht werden. Der Fokus der Analysen liegt außerdem insgesamt stärker auf der erreichbaren Oberflächenqualität der Werkstoffe als auf den erreichbaren mechanischen Eigenschaften eines Hochleistungswerkstoffs. Weitere Informationen zu diesem Themengebiet sind in der Arbeit von Evans et al. zu finden [47]. Hierin werden mit dem Fokus auf die mechanischen Eigenschaften verschiedene SMC-ähnliche Werkstoffe verglichen. Dabei kommen ein prepregbasiertes SMC ($l_{F1} = 2''$), ein CF-SMC, das nach der üblichen Halbzeugherstellungsmethode erzeugt wird ($l_F = 1''$) und ein sogenannter Spray-Compound, der durch eine Methode ähnlich des Fasersprühens hergestellt wird, zum Einsatz. Bei Letzterem wird die Länge der Verstärkungsfasern durch Einstellungen der Schneideeinheit vor der Matrix-Sprühdüse definiert. Untersucht werden vier verschiedene Faserlängen ($l_F = 15 \text{ mm}$; 25 mm ; 50 mm ; 75 mm) des Sprühcompounds. In der Reihe dieser Untersuchungen wird ein Maximum der mechanischen Eigenschaften bei der Verwendung von $l_F = 1''$ langen Fasern festgestellt. Die Kritikpunkte bezüglich dieser Arbeit liegen zum einen in

der fehlenden Darstellung der Grenzen der realisierbaren Faserlängen oder Fasergehalten und darin, dass der untersuchte Werkstoff in Bezug auf die Herstellung des Compounds streng genommen kein CF-SMC darstellt. Jedoch geben die Ergebnisse der Untersuchungen den Hinweis, dass die Faserbündelgröße einen direkten Einfluss auf die mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit und E-Modul hat. Außerdem beschreiben die Autoren zusätzlich eine signifikante Auswirkung der Filamentisierung der Fasern auf die Fließeigenschaften des Werkstoffs.

Cabrera et al. [48] analysieren die Möglichkeit der lagenweise Kombination von GF- und CF-SMC in einem Werkstoffstapel und dessen Verarbeitung zu Testplatten. Dabei werden die mechanischen Eigenschaften anhand von Zug- und Biegeproben verglichen. Als Ergebnis führt die Forschungsgruppe an, dass das gemeinsame Verpressen von CF- und GF-Werkstoffen eine attraktive Methode darstellt, um die spezifischen Eigenschaften in Bezug auf Oberflächenqualität und mechanische Leistungsfähigkeit der beiden SMC-Varianten kostenoptimiert miteinander zu kombinieren. Innerhalb der Untersuchungen wird die Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffe nicht verändert, wodurch keine Information bezüglich der maximal erreichbaren mechanischen Kennwerte durch Einsatz der beschriebenen Methode abgelesen werden kann.

Ein kritischer Faktor in Bezug auf mechanische Eigenschaften bei Faserverbundwerkstoffen stellt die Anbindung der Fasern an die einbettende Matrix dar. Daher reagiert diese Werkstoffklasse sensibel auf Defekte, die im mikroskopischen Maßstab auftreten [16; 49; 50]. Eine große Anzahl von Untersuchungen im Bereich der glasfaserbasierten SMC-Werkstoffe behandelt die Beschreibung von Fehlstellen innerhalb des Werkstoffs [51–57]. Die Mehrzahl der detektierbaren Fehlstellen wird in den aufgeführten Arbeiten als eingeschlossene Luft im Werkstoff identifiziert. Diese wird bereits beim Herstellen der verwendeten Paste eingerührt oder befindet sich im Stapel zwischen den SMC-Lagen und kann im Press- oder Fließprozess des Werkstoffs nicht mehr entweichen. Daher sehen die Autoren der Forschungsberichte ein Vakuum bei der Verarbeitung von SMC-Werkstoffen als erforderlich an, und schreiben den jeweiligen Verarbeitungsparametern, wie Pressendruck, Werkzeugtemperatur und Schließgeschwindigkeit einen großen Einfluss auf die im Werkstoff eingeschlossenen Fehlstellen und damit auf die erreichbare mechanische Leistungsfähigkeit zu.

Neben den beschriebenen Fehlstellen und der Verteilung der Faserorientierungen im Werkstoff besitzt auch der formgebende Verarbeitungsprozess einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. Cai et al. [58] beschreiben in ihrer Arbeit die Auswirkungen des Fließens des Werkstoffs im Prozess auf die mechanischen Eigenschaften. Die verwendeten Glasfasern werden durch den Fließprozess entlang der Fließrichtung umorientiert und führen daher zu einer Erhöhung der mechanischen Eigenschaften in dieser Richtung. Dieser Effekt korreliert mit der Analyse der thermischen Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs, der von der Richtungsverteilung der Verstärkungsfasern abhängig ist. Diese Beobachtung wird auch von Lielens et al. beschrieben [59] Kim et al. [60; 61] untersuchen den Einfluss der Pressparameter und die Vorbereitung des Halbzeugs beziehungsweise die Position des Lagenstapels im Werkzeug auf die mechanischen Eigenschaften des so produzierten Bauteils. Dabei geben sie an, dass geringe Werkzeugtemperaturen und geringe Schließgeschwindigkeiten zur Steifigkeitserhöhung der Bauteile zu präferieren sind.

Die beschriebenen Forschungsberichte in Bezug auf Fehlstellen im Werkstoff behandeln ausschließlich glasfaserverstärkte SMC-Varianten. Folglich sind zusammenfassend in Bezug auf die erreichbaren mechanischen Eigenschaften von kohlenstofffaserbasierten Werkstoffen wenige spezifische Informationen verfügbar. Aus den ausgewählten Berichten können lediglich

Hinweise abgelesen werden, welche Halbzeugveränderungen zur Optimierung der mechanischen Leistungsfähigkeit eines CF-SMC-Werkstoffs zielführend sein können. Zum einen sind Faserlängen größer $l_f > 1''$ und Fasergehalte um $FMG = 50 M\%$ anzustreben, zum anderen hat die Filamentbündelgröße der verwendeten Faser einen möglichen Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften. Außerdem muss stets beobachtet werden, ob Fehlstellen in Form von eingeschlossener Luft im Werkstoff auftreten und so die mechanischen Eigenschaften beeinflusst werden.

Im aktuellen Stand der Technik der zerstörungsfreien Faserorientierungsmessung (FOM) besteht bei der Untersuchung von kohlenstoffbasierten Schnittfaserwerkstoffen ein großes Defizit. Im Feld der glasfaserverstärkten Kunststoffe gibt es bereits Ansätze, die die Verteilung der Faserorientierung sowohl anhand Thermoplasten [62; 63] als auch Duromere [64; 65] behandeln. Dabei werden jedoch meist nur sehr kleine Probenabschnitte untersucht. Es existiert aktuell kein Verfahren, mit dem es möglich ist, die Faserorientierung in makroskopischen Bauteilbereichen präzise zu bestimmen. Die Hauptschwierigkeit hierbei liegt darin, dass die Faserausrichtung über die Bauteildicke unterschiedlich ausfallen kann.

Optische Verfahren, wie die Systeme der Firmen Apodius (Apodius GmbH, Aachen) oder PROFACTOR (PROFACTOR GmbH, Steyr), liefern sehr verlässliche Aussagen über Faserorientierungen oder deren Winkel bei Geflechtes oder Gelegen [66–68]. Hierbei orientieren sich die Systeme an Gassen oder Reinharzbereichen im Werkstoff. Durch entsprechende Anpassung der jeweiligen Software ist es möglich, auch deutlich inhomogenere Strukturen zu beschreiben und Faserorientierungen anzugeben. Jedoch arbeiten diese Verfahren mit Aufbildverfahren, weshalb lediglich die oberste sichtbare Faserschicht detektiert wird. Alle Faserorientierungen unterhalb der ersten Schicht können nicht betrachtet werden.

Zur Messung der Faserorientierung in Dickenrichtung der Bauteile eignen sich grundsätzlich die CT-Technologie oder, aufgrund der elektrischen Leitfähigkeit der Kohlenstofffasern, Messverfahren mit Hilfe von Wirbelströmen. Eine Einschränkung bei der Verwendung von Röntgenstrahlung zur Faserdetektion besteht im geringen Dichtegradienten zwischen Fasern ($\rho_F = 1,8 \text{ g/cm}^3$) und Matrix ($\rho_M = 1,1 \text{ g/cm}^3$). Dieser geringe Gradient von etwa $\Delta\rho = 0,7 \text{ g/cm}^3$ führt dazu, dass die Probe sehr klein ($d = 10\text{-}20 \text{ mm}$) gewählt werden muss, um Auflösungen auf Faser- oder Rovingebene zu erhalten. Dies führt dazu, dass das CT-Verfahren nicht mehr zerstörungsfrei anwendbar ist und einen sehr großen Aufwand finanzieller und zeitlicher Art erzeugt. Eine vielversprechende Methode zur Darstellung einer Mischorientierung der Fasern über die Bauteildicke stellt das Wirbelstromverfahren EddyCus CF der Firma Suragus (Suragus GmbH, Dresden) dar [69; 70]. Aktuell befindet sich diese Methode jedoch in der Entwicklung und kann, da eine präzise Validierung der Messdaten noch aussteht, nur zur Darstellung von Tendenzen herangezogen werden.

Das Themenfeld Rheologie von GF-SMC-Werkstoffen wurde bereits von verschiedenen Forschungsgruppen untersucht und es existiert eine große Anzahl an Methoden und Modellen zur Simulation der Fließbewegung des Werkstoffs im Prozess.

Die Strömungsgestalt des GF-SMCs wird in der Mehrheit der Forschungsberichte als Blockströmung beschrieben [22; 28; 51; 71; 72]. Dabei bestimmen Lee et al. [73] die Wärmeleitung des eingesetzten Werkstoffs als einen der wichtigsten Effekte bei der Verarbeitung der Werkstoffe. Durch den Wärmeeintrag der temperierten Werkzeugoberflächen in den Werkstoff erweichen die äußersten Lagen des Stapels, wodurch diese als Gleitschicht wirken [46; 51; 71; 73]. Barone et al. [74] verwenden unterschiedlich eingefärbte GF-SMC-Lagen zur optischen Auflösung der Dickenanteile im Querschnitt einer Platte. In dieser Arbeit

werden verschiedene Stapelhöhen mit unterschiedlichen Schließgeschwindigkeiten verpresst. Dabei fällt auf, dass stets eine Blockströmung bei hohen Schließgeschwindigkeiten trotz großer Lagenanzahl auftritt. Wird jedoch die Schließgeschwindigkeit reduziert, tritt Gleiten zwischen individuellen Lagen auf und eine Blockströmung liegt nicht mehr vor. Somit verhält sich das untersuchte GF-SMC im Prozess nicht wie ein klassisches Fluid. Die Autoren attestieren dem SMC daher ein rheologisches Verhalten, das im Pressprozess dem Schmieden von Metallen mehr ähnelt als dem Verdrängen von Polymerschmelzen. Als Ergebnis der Untersuchungen sind zur Realisierung homogener Fließvorgänge stets hohe Schließgeschwindigkeiten zu präferieren. Die softwareseitige Umsetzung der Simulation der Fließvorgänge des SMCs im Pressprozess stellt laut Castro et al. [75] einen nicht zufriedenstellenden Status dar, da die verfügbaren Modelle nicht ausreichend auf das spezifische Verhalten von GF-SMC adaptiert wurden. Für CF-SMC ist noch keine entsprechende Anpassung etabliert. Alternative Ansätze zur Modellierung der Rheologie von SMC beispielsweise von Dumont et al. [76] basieren ebenfalls auf Glasfaser SMC und liefern nur eingeschränkt befriedigende Ergebnisse. Weitere numerische Modelle, die von Marjavaara et al. [77] oder Kluge et al. [51] vorgestellt werden, beschreiben in guter Näherung das Fließverhalten von GF-SMC. Jedoch weisen die Autoren darauf hin, dass mit diesen Ansätzen nicht alle Phänomene der im Fließprozess auftretenden Werkstoffbewegungen erklärt werden können. Außerdem mangelt es in der Literatur an einem Abgleich dieser numerischen Ansätze mit dem spezifischen Verhalten von CF-SMC. Daher ist es aktuell nicht möglich, eine detaillierte Bauteilauslegung anzufertigen, um potentielle Einsatzszenarien für CF-SMC-Werkstoffe zu evaluieren.

Zur qualitativen Nachverfolgung der Fließbewegung des Werkstoffs durch das Verpressen werden unterschiedliche Methoden beschrieben. Ein Ansatz, den Dumont et al. gewählt haben, besteht in der Auswertung eines farbigen Rasters, das vor dem Verpressen auf die Oberfläche eines SMC-Halbzeugs aufgebracht wird [78]. Nach dem Verpressen erfolgen die Bestimmung der Verzerrung des Rasters und die Berechnung der Verhältnisse der Rasterabstände. Zur Veranschaulichung ist in Abb. 3.14 die Methode von Dumont et al. dargestellt.

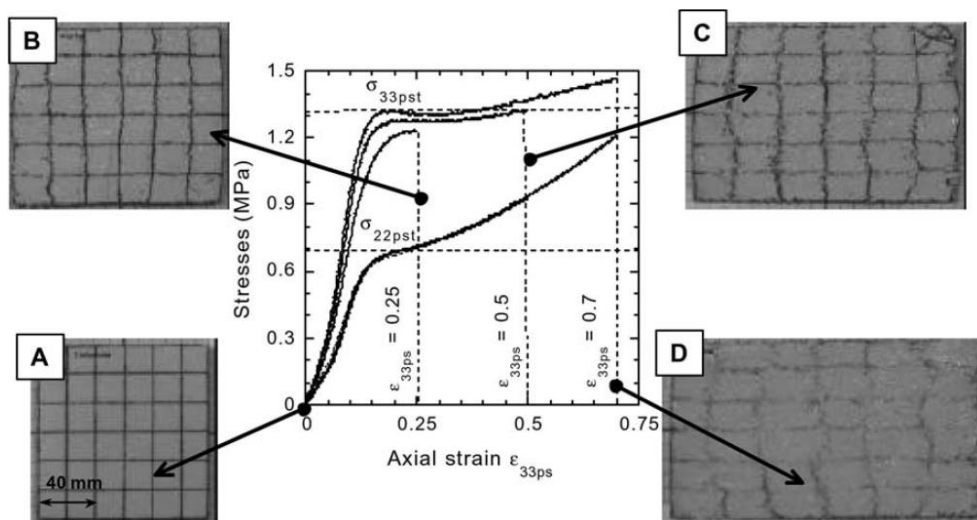


Abb. 3.14: Darstellung der Rasterverzerrung nach Dumont et al. [78]

Anhand dieser Darstellung werden einige Nachteile der Methode deutlich. Das Verfahren wurde bei einem ungefärbten GF-SMC mit vergleichsweise geringem Faseranteil durchgeführt. Daher sind die schwarzen Striche auf der ebenen Oberfläche der gepressten und ausgehärteten Platte

sichtbar. Bei einem schwarz erscheinenden CF-SMC mit seiner sehr rauen, faserigen Oberfläche muss diese Methode deutlich in Bezug auf die zu verwendende Farbe und die Methode des Auftragens der Markierungen angepasst werden. Weiterhin können unter Anwendung der Methode nur Aussagen über das Verhalten der obersten Lage des SMC-Stapels getroffen werden, da nur hier das Raster ausgewertet werden kann. Zusätzlich unterliegt die händische Messung der Verzerrung gerade bei hohen Dehnungen (Teilbild D) großen Ungenauigkeiten. Eine ähnliche Methode wird von Castro et al. eingesetzt [75], liefert aber vergleichbar ungenaue Aussagen. Die Autoren können eine rheologische Anisotropie des untersuchten Werkstoffs beobachten, beschreiben aber nicht, welche möglichen Gründe es für dieses Phänomen geben könnte. Insgesamt sind zu wenige Arbeiten mit dem Fokus auf die spezifische Rheologie von CF-SMC-Werkstoffen verfügbar; daher ist es erforderlich, auch in diesem Themenfeld geeignete Untersuchungen durchzuführen, um zu überprüfen, ob die Fließeigenschaften beider Werkstoffklassen vergleichbar sind, oder neue Ansätze zur Charakterisierung gefunden werden müssen.

Das dritte Themenfeld, das zur Durchdringung der CF-SMC-Technologie analysiert werden muss, behandelt die Auswirkungen, die die Verwendung von Kohlenstofffasern im eingesetzten Halbzeug auf den bauteilbildenden Pressprozess haben. In der einschlägigen Fachliteratur kann lediglich gefunden werden, dass zur Verarbeitung von CF-SMC-Systemen höhere Prozessdrücke erforderlich sind, als bei den glasfaserbasierten Werkstoffen [79, S. 389-390]. Als Begründung ist hierfür die größere Wechselwirkungsfläche zwischen Fasern und Matrix, bedingt durch die geringeren Faserquerschnitte genannt.

Auch Boylan et al. [46] beobachten bei der Verarbeitung von CF-SMC im Vergleich zu glasfaserverstärkten Halbzeugen deutlich höhere Pressenkräfte, selbst bei vergleichsweise geringen Fasergehalten von $FMG_{CF} = 21 M\%$. Außerdem stellen sie im Rahmen ihrer Untersuchungen fest, dass der Einsatz längerer Fasern zu einer Verlängerung der Füllzeiten führt. Dadurch werden höhere Pressendrucke erforderlich, um vor der duroplastischen Vernetzung der Matrix das gewünschte Bauteil zu füllen. Diese Erkenntnisse können die Autoren durch weiterführende Untersuchungen untermauern [80; 81].

Kluge et al. [51] beschreiben in ihrer Arbeit in Bezug auf die Untersuchung des Pressvorgangs, dass der Prozessdruck mit der Schließgeschwindigkeit der Presse steigt. Daher präferieren sie vergleichsweise geringe Schließgeschwindigkeiten, um hohen Pressenkräften und inhomogenem Fließen im Werkzeug entgegen zu wirken. Dementgegen stehen die Beobachtungen von Lee et al. [82], nach denen kurze Prozesszeiten bei hohen Faserfüllgraden anzustreben sind. In ihrer Arbeit beschreiben die Autoren die verwendeten Glasfasern im Werkstoff als thermische Senken und gute Wärmeleiter, die bei Erhöhung ihres Anteils am Compound zu einer Reduzierung der Exothermie und damit der erforderlichen Härtezeit führen. Evans et al. [47] die in ihren Untersuchungen die Filamentisierung der Fasern als Einflussfaktor auf die mechanischen Eigenschaften eines Sprüh-Werkstoffs beschreiben, beobachten bei hohem Grad der Faseraufteilung einen Anstieg der Pressenkraft. Gleichzeitig wird die Permeabilität der Fasern reduziert. Dadurch steigt die Faser-Faser-Interaktion und die Fasern beginnen sich vermehrt zu agglomerieren, wodurch zusätzlich die Fließfähigkeit des Compounds behindert wird.

Analog der beschriebenen Forschungsberichte der übrigen Themenfelder werden die Auswirkungen der verwendeten Fasern auf den Pressprozess hauptsächlich glasfaserbasierter Werkstoffe untersucht. Daher ist es auch in diesem Bereich erforderlich, die etablierten Methoden auf Gültigkeit zu überprüfen und bei Bestätigung anzuwenden. Neue Methoden

müssen entwickelt und validiert werden, um in der Lage zu sein, die Auswirkungen von CF-SMC-Werkstoffen auf den Pressprozess zu charakterisieren. Aufbauend auf den Messdaten dieser Methoden können mögliche Parallelen oder Unterschiede zum Verhalten der glasfaserverstärkten Pendants aufgezeigt werden.

3.5 Entwicklungsfelder der CF-SMC-Technologie

Die Vorteile der SMC-Technologie im Vergleich zu anderen Verfahren zur Herstellung von CFK-Bauteilen liegen vor allem im Bereich der Formfüllung. Durch die Überführung des Werkstoffs in einen fließfähigen Zustand können 3D-Geometrien hoher Komplexität hergestellt werden. Der gezielte Einsatz von Rippen oder lokalen Wänddickensprüngen erhöht die Flächenträgheitsmomente der jeweiligen Querschnitte, wodurch eine Reduzierung der Grundwanddicke der Bauteile ermöglicht wird. Dadurch sinkt das Gewicht der Bauteile bei gleichbleibender Steifigkeit [83]. Außerdem können durch bewegliche Teile (z. B. sogenannte Schieber vgl. Kapitel 3.1.1) im Presswerkzeug Hinterschnitte im Bauteil in Bezug auf die Entformungsrichtung realisiert werden. Dieser Umstand ermöglicht es unter Verwendung der SMC-Technologie Bauteile herzustellen, die aufgrund ihrer geometrischen Komplexität nicht durch Verfahren der endlosfaserverstärkten Kunststoffe dargestellt werden können.

Ein weiterer Vorteil des Produktionsverfahrens ist die Möglichkeit der Integration sogenannter Inserts. Um die Anbindung der Bauteile an weitere Anschlussteile zu realisieren, können metallische Inserts formschlüssig im Werkstoff eingebettet werden, die beispielsweise als Anschraubpunkte dienen können. Somit entfallen zusätzliche Prozessschritte der Verbindungstechnik, die der Bauteilherstellung nachgelagert sind. Die Rentabilität des Gesamtprozesses kann folglich zusätzlich durch die Reduzierung der Prozessschritte gesteigert werden [31; 84]. Im Pressprozess selbst führt die Verwendung rechteckiger Zuschnitte zu einer effizienten Nutzung des Werkstoffs dank vergleichsweise geringem Verschnittanteil des eingesetzten Halbzeugs. Durch den hohen Automatisierungsgrad und der vergleichsweise kurzen Taktzeiten ist bei mittleren bis hohen Stückzahlen eine gute Wirtschaftlichkeit erreichbar. Außerdem können mit diesem Produktionsverfahren neben Neufasern auch Faserrezyklate verarbeitet werden. Dadurch ist es möglich, den Verschnitt und Ausschuss anderer Fertigungstechnologien wieder in den Wertestrom einfließen zu lassen [85]. Durch die Kombination von Schnitffasersystemen mit Rezyklatwerkstoffen in sogenannten Mischaufbauten können Einbußen bei der mechanischen Leistungsfähigkeit der Rezyklate kompensiert werden. Zusätzlich ist es auch möglich, günstige Glasfasern mit steifen Kohlenstofffasern zu kombinieren, um auf diese Weise einen Werkstoff zu erhalten, der erhöhte mechanische Eigenschaften bei attraktiven Halbzeugpreisen liefert [48]. Außerdem besteht die Möglichkeit, SMC-Werkstoffe im Pressprozess mit Kunststoffschäumen zu sogenannten Sandwichstrukturen zu verpressen und so Bauteile mit sehr hohen Biegesteifigkeiten herzustellen [86; 87]. Die Separierung der steifen CF-SMC-Decklagen mit Hilfe eines leichten Kerns führt hierbei dazu, dass sehr hohe Biegemomente bei vergleichsweise geringer Dichte des Gesamtaufbaus übertragen werden können.

Werden in den Halbzeugen ausschließlich Kohlenstofffasern als Verstärkungsmedium verwendet, kann derzeit bereits eine deutliche Steigerung der mechanischen Eigenschaften von Pressmassen erreicht werden. Insgesamt verfehlen jedoch diese Werkstoffe die Bereiche, die für einen Einsatz in strukturellen Anwendungen vorausgesetzt sind (vgl. Abb. 3.7). Gelingt es jedoch, das Zusammenspiel zwischen den hochfesten und –steifen Fasern mit der duromeren Matrix zu optimieren, besteht die Chance, einen höchstinnovativen

Leichtbauwerkstoff zur Verfügung zu stellen. Durch die Fließfähigkeit des Halbzeugs könnten bei entsprechender Leistungsfähigkeit des Werkstoffes Einsatzbereiche der primären Fahrzeugstruktur erschlossen werden, die bisher exklusiv metallischen Werkstoffen vorbehalten sind. Der maßgebliche Faktor für den Erfolg eines neuartigen Fertigungsverfahrens im Bereich der Automobilindustrie liegt in den jeweiligen technologiespezifischen Produktionskosten [7; 8; 15]. Hierbei besteht die SMC-Technologie mit der Möglichkeit, theoretisch maßgeschneiderte Werkstoffe realisieren zu können. Es ist denkbar, dass die mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe durch die Variation der verwendeten Fasern und deren Anteile am Gesamtgemisch auf den jeweiligen Anwendungsfall abgestimmt werden können. Um diese attraktive Möglichkeit der Technologie praktisch umzusetzen, müssen die aktuell herrschenden Einschränkungen der CF-SMC-Industrie überwunden werden, um die klaren Vorteile des Herstellungsverfahrens für faserverstärkte Bauteile greifbar zu machen.

3.6 Abgrenzung zum Stand der Technik

Wie bereits in Kapitel 1.2 beschrieben, gilt Aluminium, das in einem Druckgussverfahren verarbeitet wird, als metallischer Konkurrent für ein CF-SMC-System. Das liegt vor allem daran, dass im Druckgießprozess ähnliche Komplexitäten wie Wanddickensprünge und Versteifungsrippen dargestellt werden können. Da die Möglichkeiten und Einschränkungen der beiden Fertigungstechnologien prinzipiell vergleichbar sind, muss ein CF-SMC-Werkstoff bei gegebener Dichte im ausgehärteten Zustand mindestens die spezifischen mechanischen Kennwerte eines Aluminium-Druckgusswerkstoffs erreichen. Um einen Anhaltspunkt für die nach dieser Prämisse erforderliche mechanische Leistungsfähigkeit zu erhalten, wird in Tab. 3.1 aus Datenblattwerten eines Aluminium-Druckgusses (AlSi10MgMnFe T7 KTL) spezifisch auf einen fiktiven CF-SMC-Werkstoff mit einer Dichte von $\rho_{\text{CF-SMC}} = 1,6 \text{ g/cm}^3$ approximiert.

Tab. 3.1: Vergleich der mechanischen Eigenschaften

Kennwert	Al	Zielwerte CF-SMC
Zugfestigkeit	300 MPa	>170 MPa
Druckfestigkeit	315 MPa	>175 MPa
Reißdehnung	5 %	>1,5 %
Zug E-Modul	73 GPa	>41 GPa
Druck E-Modul	50 GPa	>30 GPa
Dichte	2,7 g/cm ³	<1,6 g/cm ³

Um folglich mit dem mechanischen Niveau des Aluminium-Druckgusses vergleichbar zu sein, müsste ein hypothetisches CF-SMC einen E-Modul von mindestens $E_{\text{min}} = 41 \text{ GPa}$ bei einer Zugfestigkeit von $\sigma_{\text{min}} = 170 \text{ MPa}$ isotrop aufweisen.

Der erste Schritt zur Entwicklung eines Hochleistungs-CF-SMCs liegt daher in der Untersuchung des Leistungsniveaus aktuell verfügbarer CF-SMC-Werkstoffe. Dies dient zur Definition des Ausgangspunktes aller Untersuchungen. Darauf aufbauend müssen die Interaktionen der Hauptbestandteile der Halbzeuge untersucht werden, die die mechanische Leistungsfähigkeit der Werkstoffe maßgeblich beeinflussen. Darüber hinaus bedarf es geeigneter Methoden, die es ermöglichen, die Qualität von CF-SMC-Halbzeugen zu bestimmen und über deren Produktion hinweg zu überprüfen und Abweichungen zu detektieren.

4 WERKSTOFFE UND METHODEN

Nachfolgend werden zuerst die Werkstoffe vorgestellt, die den Untersuchungsschwerpunkt der vorliegenden Arbeit bilden. Den Anschluss daran bildet die Beschreibung aller Versuchsmethoden und Vorgehensweisen, die im zweiten Teil in den einzelnen Untersuchungsreihen zum Einsatz kommen. Dabei kann zum einen auf bereits etablierte und normierte Methoden zurückgegriffen werden, zum anderen werden zusätzliche Verfahren vorgestellt, die eigene Entwicklungen im Rahmen der vorliegenden Arbeit darstellen.

4.1 Auswahl der untersuchten Werkstoffe

Um einen Überblick bezüglich der aktuell auf dem Markt verfügbaren CF-SMC-Werkstoffe zu erhalten, wird ein Werkstoffbenchmark durchgeführt.

Dabei werden drei VE- und zwei EP-Varianten anhand der bei den einzelnen Herstellern verfügbaren Datenblätter ausgewählt. Als Entscheidungsgrundlage dient in diesem Fall das für das jeweilige Werkstoffsystem ausgewiesene Niveau der mechanischen Eigenschaften. Bei den VE-Werkstoffen handelt es sich um zwei Systeme, die sogenannte „Heavy Tows“ ($n_f > 24K$) in Form der 50K ACF Faser (Polynt HUP CF70/50 und Polytec 2035) und ein System, das eine 12K-Faser (Quantum AMC 8590) verwendet. Im Bereich der beiden EP-Werkstoffe kommt im Epopreg 90CF der Firma Polynt (Polynt Composites Germany GmbH) eine 12K-Faser zum Einsatz. Das HexMC[®] der Firma Hexcel nimmt in diesem Vergleich eine spezielle Rolle ein, da hierbei zur Herstellung des Halbzeugs kein Standard-SMC-Prozess zu Grunde liegt. Unidirektionales Kohlenstofffaser-Prepreg-Material wird bei diesem Werkstoff in einem zusätzlichen Prozessschritt längs und quer zur Produktionsrichtung geschnitten, um darauf folgend mittels einer „Air-Lay-Technologie“ ein Schnittfaserhalbzeug herzustellen. Da diese Werkstoffvariante somit kein SMC-System im eigentlichen Sinne darstellt, soll im Weiteren auf einen Vergleich mit HexMC verzichtet werden. Der Vollständigkeit halber wird dieser Werkstoff jedoch mit aufgeführt und dient mit den ermittelten mechanischen Kennwerten als Hinweis, welches mechanische Niveau bei der Verwendung von Kohlenstofffasern der Länge $l_f = 50$ mm erreicht werden kann. Für weiterführende Informationen zu diesem Werkstoffsystem sei auf die Arbeiten von Feraboli et al. verwiesen [88–91].

An dieser Stelle ist festzuhalten, dass im Unterschied zu Technologien, denen endlose Verstärkungsfasern zugrunde liegen, bei Schnittfasertechnologien generell der Anteil der Fasern nicht über den Faservolumengehalt (FVG), sondern über den Fasermassengehalt (FMG) definiert wird. Das liegt vor allem daran, dass letzterer Kennwert an Halbzeugen durch einfache technische Einrichtungen ermittelt und stichprobenartig in der laufenden Produktion kontrolliert werden kann. Die FMG der im Benchmark zu vergleichenden Werkstoffe liegt im Bereich von $FMG = 50$ M% ($FVG \approx 40$ Vol %) und damit deutlich unter den bei endlosfaserverstärkten Kunststoffen üblichen Gehalten von ca. 60 Vol %.

Tab. 4.1 zeigt eine Übersicht der Datenblattwerte der zu untersuchenden Werkstoffe in ihren verfügbaren Konfigurationen.

Tab. 4.1: Gegenüberstellung der ausgewählten Werkstoffe

Werkstoff	Matrix-system	Filamentanzahl	FMG in M%	Flächengewicht in g/m ²	Dichte* in g/cm ³
Polynt HUP CF 70/50	VE	50K	50	2500	1,45
Polytec CF 2035	VE	50K	50	1200	1,50
Quantum AMC 8590	VE	12K	53	2745	1,48
Polynt Epopreg 90CF	EP	12K	59	1800	1,43
Hexcel HexMC [®] 2000	EP	Prepreg	57	2000	1,55

*Dichte des ausgehärteten Werkstoffs

Innerhalb des zweiten Teils der Analysen werden verschiedene CF-SMC-Werkstoffe analog der jeweils in den Arbeitspaketen definierten Zusammensetzungen hergestellt. Diese Systeme stellen ausschließlich kohlenstofffaserverstärkte SMC-Werkstoffe mit Vinylester-Matrix und erhöhtem Fasermassengehalt dar.

Bei der Herstellung der unterschiedlichen Varianten der Halbzeuge wird stets der in Kapitel 3.1.1 beschriebene Halbzeugherstellungsprozess durchgeführt. Dabei kommen Flachbahnanlagen zum Einsatz, die mit einer Produktionsbreite von $b_P = 500$ mm (bei einer Flachbahnbreite von $b = 600$ mm) den aktuellen Standard in der Industrie darstellen. Als Verstärkungsmedium werden handelsübliche Kohlenstofffasern verwendet, die auf Spulen (Bobbins) zu je ~ 5 kg mit Außenabzug aufgewickelt vorliegen. Untersucht werden im Speziellen eine 12K-Faser der Firma Toray (T700 FOE) [92] und die 50K-Faser der Firma SGL ACF [93]. Der Unterschied in den mechanischen Eigenschaften der beiden Fasertypen liegt unterhalb von $\Delta = 10$ %, weshalb in diesem Bezug von vergleichbaren Eigenschaften ausgegangen werden kann. Im Prozess werden die Fasern von den Spulen durch individuelle Rohrleitungen der Compoundierungsanlage zugeführt (vgl. Abb. 3.1). Als Faserschneidanlage kommen übliche Breitschneidwerke zum Einsatz, mit denen es möglich ist, unterschiedliche Faserlängen zwischen $l_F = 1''$ und $l_F = 2''$ und deren Kombination zu schneiden. Unterschiedliche Fasermassengehalte und Flächengewichte werden durch das Zusammenspiel der eingestellten Geschwindigkeiten des Schneidwerks und der Bahngeschwindigkeit erreicht (vgl. Kapitel 3.1.1). Die jeweiligen SMC-Pasten werden batchweise unter Beachtung der Massentemperatur beim Rühren hergestellt. Dabei wird darauf geachtet, dass die Temperatur nicht über $T = 30$ °C steigt und genügend Paste für ein Batch von mindestens 20 kg Halbzeug pro Konfiguration hergestellt wird. Die Kontrolle der korrekten Einstellungen der jeweiligen Zusammensetzung des Halbzeugs geschieht durch zweierlei Methoden. Der sogenannte „Pfannen-Test“ ermöglicht die Überprüfung der geschnittenen Faser Masse pro Fläche. Hierbei wird bei konstanter Bahngeschwindigkeit eine quadratische Pfanne unter der Fallstrecke der geschnittenen Fasern hindurch gefördert und im Anschluss die Masse der in der Pfanne befindlichen Schnitffasern ermittelt. So kann bei bekannten Abmessungen der Pfanne das Gewicht der Fasern pro Quadratmeter errechnet werden. Im Anschluss daran erfolgt die Einstellung des Rakelspalts durch Entnahme und Bestimmung des Gewichts einer quadratischen Probe imprägnierten Halbzeugs. Zusätzlich kann durch chemische Auswaschung der Matrix und erneuter Bestimmung des Gewichts der Faseranteil nochmals präziser ermittelt und bei Bedarf nachreguliert werden. Das weitere Verfahren bei der Halbzeugherstellung weicht nicht von dem

beschriebenen etablierten Prozess bei der GF-Halbzeugherstellung ab.

Die Halbzeugherstellung wird bei Raumtemperatur ($T = 20\text{ °C}$) und einer kontrollierten relativen Luftfeuchtigkeit von 65 % durchgeführt. Dadurch können Witterungseinflüsse bei der Halbzeugherstellung ausgeschlossen werden. Die produzierten Halbzeuge werden nach dem Aufrollen auf Pappkerne ebenfalls bei Normklima für 6 Tage gelagert, bevor sie weiterverarbeitet werden. Tab. 4.2 zeigt eine Übersicht der Zusammensetzung der entwickelten Werkstoffe.

Tab. 4.2: Gegenüberstellung der entwickelten Werkstoffe

Werkstoff	Matrix-system	Filament-anzahl	l_F in "	FMG in M%	Flächengewicht in g/m^2	Dichte* in g/cm^3
Standardwerkstoff A	VE	50K	1	50	1200	1,5
Standardwerkstoff B	VE	12K Mitsubishi	1	53	2745	1,48
12K-Struktur SMC	VE	12K Toray	1&2	63	2745	1,5

*Dichte des ausgehärteten Werkstoffs

Zum später geführten Vergleich der rheologischen Eigenschaften wird ein weiterer CF-SMC-Werkstoff herangezogen. Dabei handelt es sich um einen Rezyklatwerkstoff, der bereits in der Serienfertigung der BMW Group im Rahmen des Project i[®] eingesetzt wird. Bei diesem Werkstoff kommen als Verstärkungsfasern nichtimprägnierte Verschnittreste aus dem RTM- und Nasspressverfahren zum Einsatz. Die in diesen Fertigungstechnologien verwandten 50K-Fasergelege werden in einem Hammermühlenprozess geöffnet und zu einem flächigen Vlies vernadelt. Die mechanische Vereinzelnung der Gelege hat zur Folge, dass im späteren Werkstoff eine Faserlängenverteilung ($l_F = 2\text{--}70\text{ mm}$) vorliegt. Das Vlies wird nach dem Vernadelungsschritt einem Standard-SMC-Prozess zugeführt, bei welchem die Imprägnierung mit einem VE-Harz durchgeführt wird. Detailliertere Beschreibungen des Herstellungsprozesses des Rezyklatwerkstoffs sind in den Arbeiten von Schwarz [23] und Rohrmeier [94] zu finden. Die Zusammensetzung dieses vergleichsweise inhomogenen Werkstoffs wird in Tab. 4.3 dargestellt.

Tab. 4.3: Zusammensetzung des Rezyklatwerkstoffs

Werkstoff	Matrix	FG in g/m^2	FMG in M%	ρ_w in g/cm^3	l_F in mm
BMW Rezyklat	VE	1100	35	1,35	2-70

Dieser Werkstoff wird im Verlauf der Arbeit nicht in Bezug auf die mechanischen Eigenschaften diskutiert werden, sondern dient als extremer Vergleich bei der Analyse der rheologischen Eigenschaften der CF-SMC-Werkstoffe. Durch die besondere Art der Faseraufbereitung liegen die Fasern im Halbzeug wirr und untereinander verschlungen vor. Dies hat eine hohe innere Reibung und einen erhöhten Widerstand gegen das Verdrängen im Pressprozess zur Folge. Dieses Phänomen wurde bereits in den Arbeiten von Rohrmeier [94] und Palmer et al. [85] beschrieben.

4.2 Plattenherstellung

Im Folgenden wird das methodische Vorgehen bei der Herstellung von Platten vorgestellt, das grundsätzlich durchgeführt wird, um mechanische Kennwerte aus den in den einzelnen Arbeitspaketen hergestellten Halbzeugen zu ermitteln. In den Kapiteln der Arbeitspakete

werden folglich lediglich die konkreten Werkstoffe, Prozessparameter und Werkzeuge definiert. Da beim SMC-Prozess die in das Werkzeug eingelegte Masse (m_w) in Abhängigkeit der jeweiligen Dichte des Werkstoffs (ρ_w) das Volumen des gepressten Bauteils definiert, können zur Produktion der jeweils gewünschten Platten die erforderlichen Abmessungen der Zuschnitte nach Gl. 4.1 in guter Näherung abgeschätzt werden. Dabei steht A_{WKZ} für die Fläche des verwendeten Plattenwerkzeugs und t_p für die resultierende Plattendicke.

$$A_{WKZ} \cdot t_p \approx \frac{m_w}{\rho_w} \quad \text{mit } m_w = FG_w \cdot (l_{zs} \cdot b_{zs}) \cdot n_L \quad \text{Gl. 4.1}$$

$$\text{bzw.} \quad t_p \approx \frac{FG_w \cdot (l_{zs} \cdot b_{zs}) \cdot n_L}{A_{WKZ} \cdot \rho_w} \quad \text{Gl. 4.2}$$

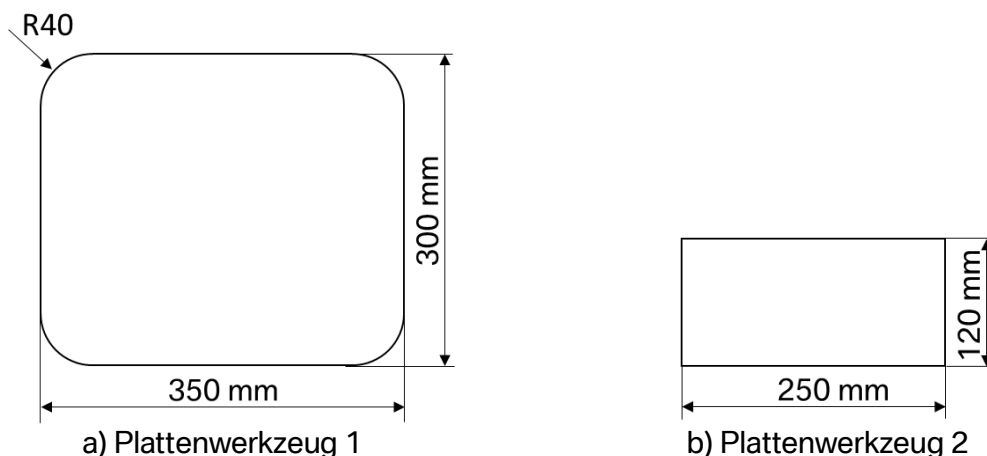
Aus Gl. 4.2 lässt sich ablesen, dass die Plattendicke (t_p) direkt abhängig vom jeweiligen Flächengewicht (FG_w) und umgekehrt proportional zur Dichte des Werkstoffs ist. Folglich müssen, um konstante Plattendicken bei verschiedenen Werkstoffen zu erreichen, die Abmessungen ($l_{zs} \times b_{zs}$) und Anzahl (n_L) der Zuschnitte auf die jeweiligen FG_w angepasst werden. Je nach Verwendungszweck der zu erstellenden Prüfplatten kommen in den Arbeitspaketen verschiedene Presswerkzeuge zum Einsatz. Diese sind in Tab. 4.4 dargestellt.

Tab. 4.4: Übersicht der verwendeten Werkzeuge

Werkzeug	Länge in mm	Breite in mm	Radius in mm	Fläche in mm ²
Plattenwerkzeug 1	350	300	40	~100 000
Plattenwerkzeug 2	250	120	-	30 000
Plattenwerkzeug 3	500	340	-	170 000
Scherplattenwerkzeug*	450	150	-	37 500

*Das Scherplattenwerkzeug besitzt keine rechteckige Grundfläche.

In Abb. 4.1 sind die Abmessungen der einzelnen Werkzeuge zur besseren Übersicht dargestellt.



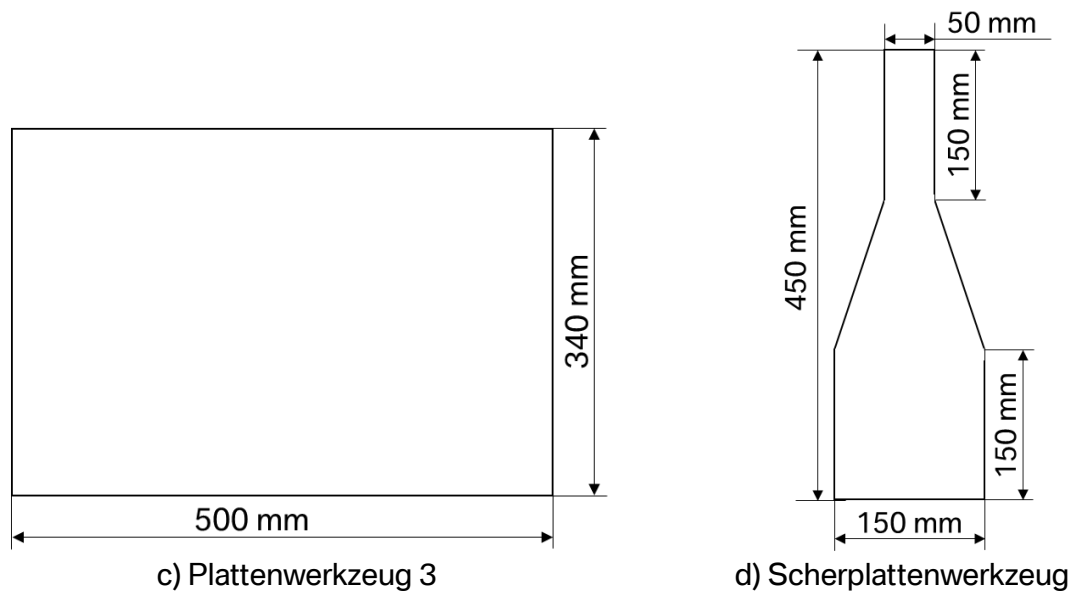


Abb. 4.1: Darstellung der Abmessungen der verwendeten Werkzeuge

Alle verwendeten Werkzeuge sind mit Tauchkanten ausgeführt und werden auf den jeweiligen hydraulischen Pressen so montiert, dass die Matrize das Unterwerkzeug darstellt (vgl. Abb. 3.8). Außerdem besitzen alle Werkzeuge Einrichtungen zur Realisierung eines Vakuums in der Kavität, das von den zum Einsatz kommenden parallel geregelten Dieffenbacher Produktionspressen (Dieffenbacher GmbH, Eppingen) gesteuert wird. Die Temperierung der Stahlwerkzeuge geschieht durch eine Mediumheizung (Öl/Dampf), wodurch eine homogene Temperaturverteilung über die gesamte Werkzeugoberfläche sichergestellt wird ($\Delta T_{\max} = \pm 2 \text{ °C}$). Die jeweils verwendeten Prozessdaten zur Erstellung der Testplatten werden zusammen mit den erstellten Zuschnittgeometrien in den einzelnen Arbeitspaketen in Form von Tabellen aufgeführt. Generell gilt jedoch, dass bei Verwendung mehrerer Zuschnitte in einem Paket ($n_L > 1$) die Abmessungen und die Orientierung der Entnahmen gleich gehalten werden. Dazu wird die Längsrichtung der SMC-Rolle (Produktionsrichtung) als 0° -Richtung und die Querrichtung der Rolle als 90° -Richtung definiert. Die 0° -Richtung wird bei jedem Zuschnitt und zusätzlich auf der fertigen Platte eindeutig markiert. Außerdem wird die Masse jedes Zuschnitts gemessen und zusammen mit den übrigen Produktionsdaten in den jeweiligen Protokollen notiert. Dadurch sind mögliche Schwankungen im Flächengewicht des jeweiligen Werkstoffs sofort detektierbar, und bei zu großer Abweichung vom Soll kann entsprechend reagiert werden. Die Dicke der gepressten Platten wird mittels Messtaster ermittelt und ebenfalls im Versuchsprotokoll notiert. Dabei wird darauf geachtet, dass über die Fläche der Platten keine Abweichungen in der Solldicke größer als $\Delta t_{\max} = \pm 10 \%$ gemessen werden. Bei Überschreitung dieses Werts werden die Platten markiert und aus der Testreihe entfernt.

4.3 Methoden zur Analyse physikalischer Eigenschaften

In den folgenden Unterkapiteln werden die Methoden vorgestellt, die zum Einsatz kommen, um die Leistungsfähigkeit der untersuchten Werkstoffe zu ermitteln und miteinander vergleichen zu können. Hierbei wird auf die jeweils geltenden Normen und den prinzipiellen Aufbau der Versuchsdurchführung eingegangen.

4.3.1 Bestimmung der Zugeigenschaften

Zur mechanischen Prüfung der Werkstoffe werden gemäß DIN EN ISO 527-4/2/5 [95] Zugstäbe des Typs 2 mit Hilfe des Wasserstrahlschneidens (gemäß DIN EN ISO 2818 [96]) aus den jeweils zu untersuchenden Platten entnommen. Die Dimensionen der standardmäßig verwendeten Zugstäbe sind in Abb. 4.2 dargestellt. Sollten davon abweichende Abmessungen verwendet werden, wird dies in der Beschreibung des entsprechenden Arbeitspakets zusammen mit einem entsprechenden Probeentnahmeplan definiert.

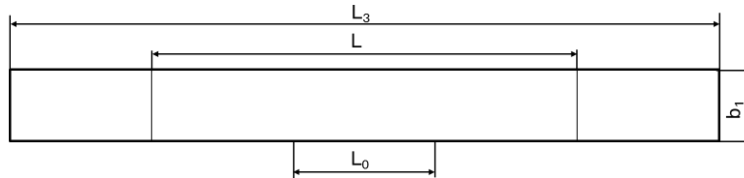


Abb. 4.2: Darstellung des verwendeten Zugstabes Typ 2 nach DIN ISO 527-4

Gesamtlänge:	$L_3 = 250 \text{ mm}$
Freie Messlänge:	$L = 150 \text{ mm} \pm 1$
Messlänge DMS:	$L_0 = 50 \text{ mm} \pm 1$
Probenbreite:	$b_1 = 25 \text{ mm} \pm 0,5$

Zum Einsatz kommt die Material-Prüfmaschine Z330E der Firma Zwick/Roell (Zwick/Roell AG, Ulm). Diese Prüfeinrichtung erlaubt die Einspannung der Zugprobe an den beiden Enden, ohne dass es während der Durchführung des Zugversuchs zu einem Rutschen der Probenaufnahme am Prüfkörper kommt. Mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit werden die Proben durch vertikales Verfahren der Traverse mechanisch belastet, während entsprechende Sensortechnik die dabei auftretenden Kräfte bei der zugehörigen Traversenposition ermittelt und das Prüfsystem diese Werte in einem Protokoll elektronisch aufzeichnet. Aus diesen Daten können anschließend die für den Zugversuch charakteristischen Kenngrößen wie Zugfestigkeit, Zug-E-Modul und Zugdehnung analog des in der Norm [95] beschriebenen Vorgehens ermittelt werden.

Alle Proben werden zur Ermittlung der Kenngrößen Zugfestigkeit und Zug-E-Modul bei konstanten klimatischen Bedingungen ($T = 25 \text{ °C}$) mit einer Prüfgeschwindigkeit von $V_P = 5 \text{ mm/s}$ getestet. Im Protokoll werden die jeweiligen Orientierungen der Proben dokumentiert und die Mittelwerte und Standardabweichungen (vgl. Gl. 4.3 und Gl. 4.4) der Messwerte ermittelt.

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i \quad \text{Gl. 4.3 [97]}$$

$$s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \left[\left(\sum_{i=1}^n x_i^2 \right) - \frac{1}{n} \left(\sum_{i=1}^n x_i \right)^2 \right]} \quad \text{Gl. 4.4 [97]}$$

Die Darstellung der Ergebnisse erfolgt anhand der berechneten Mittelwerte einer Messreihe durch Balkendiagramme zusammen mit den jeweiligen Standardabweichungen in Form von Fehlerindikatoren.

Zusätzlich wird zur Beurteilung der Richtungsabhängigkeit der sogenannte Isotropiegrad bezogen auf die mechanischen Kennwerte der getesteten Richtungen nach Gl. 4.5 berechnet.

$$\vartheta_E = \frac{E_{0^\circ}}{E_{90^\circ}} \text{ bzw. } \vartheta_\sigma = \frac{\sigma_{0^\circ}}{\sigma_{90^\circ}} \quad \text{Gl. 4.5}$$

Folglich beschreibt der Isotropiegrad das Verhältnis der mechanischen Kennwerte in 0° -Richtung zu den Werten, die quer dazu gemessen werden. Daher besitzt ein Werkstoff richtungsunabhängige Eigenschaften bei $\vartheta_{E/\sigma} = 1$. Alle Abweichungen davon beschreiben ein anisotropes Verhalten des untersuchten Werkstoffs.

4.3.2 Analyse oberflächlicher Spannungszustände

Zur Analyse der Spannungszustände, die bei der Durchführung von Zugversuchen auf den Probenoberflächen auftreten, kommt das kamerabasierte ARAMIS System zum Einsatz. Das ARAMIS System der Firma gom (gom GmbH, Braunschweig) ermöglicht es zum Beispiel, während der Durchführung von Zugversuchen die Oberfläche der untersuchten Proben optisch zu analysieren und Spannungszustände an der Probenoberfläche graphisch auszugeben. Abb. 4.3 zeigt die prinzipielle Anordnung des Systems für die Untersuchung eines Zugversuchs.

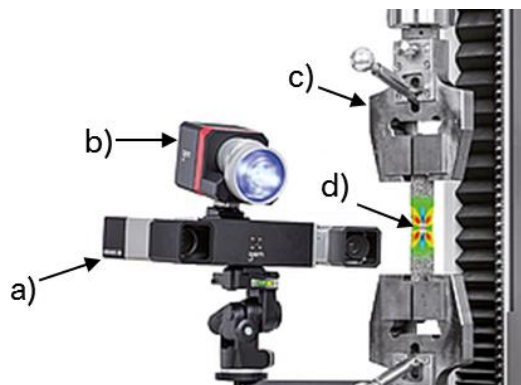


Abb. 4.3: Anordnung des ARAMIS Systems zur Analyse des Zugversuchs [98]
 a) Stereokamera b) Lichtquelle
 c) Einspannvorrichtung d) Zugprobe

Durch die Verwendung von Hochgeschwindigkeitskameras arbeitet das ARAMIS System wie ein optischer Extensometer und wird hauptsächlich bei mechanischen Prüfungen von Werkstoffen eingesetzt, die eine hohe Versagensgeschwindigkeit aufweisen [99]. Dabei wird auf die Probe, die beispielsweise in einem Zugversuch untersucht werden soll, mit Hilfe eines Farbnebels Punkte auf die Probenoberfläche aufgebracht. Die hochgenaue Stereokamera detektiert diese Punkte und deren Verschiebung durch die Dehnung der Probe während des Zugversuchs berührungslos. Mit Hilfe der Systemsoftware können die Verschiebungen der Bildpunkte errechnet werden, und die lokalen Dehnungen an der Probenoberfläche zu beliebigen Zeitpunkten der Prüfung ausgegeben werden. Dabei korreliert die Dehnung eines Bereiches jeweils mit einem Farbton der einstellbaren Dehnungsskala [100; 101]. Abb. 4.4 zeigt exemplarisch die Darstellung der lokalen Dehnungszustände eines Stahlblechs im Zugversuch.

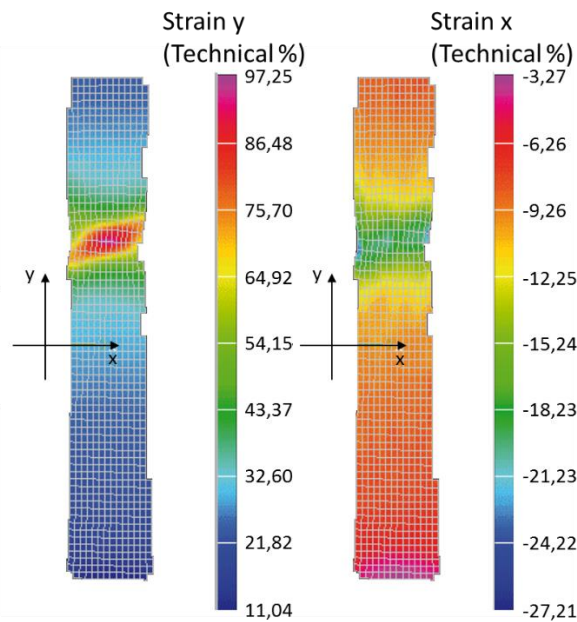


Abb. 4.4: Darstellung der Dehnungsauswertung eines Zugversuchs an einem Stahlblech (nach [102])

4.3.3 Bestimmung thermischer Längenausdehnungskoeffizienten

Zur Bestimmung des mittleren linearen thermischen Längenausdehnungskoeffizienten (LAK) werden in Anlehnung an DIN 51909-A [103] mittels Wasserstrahlschneiden [96] Proben aus den gepressten Platten entnommen. Folglich hängt die Dicke der Probe von der Plattendicke (t_p) des jeweiligen Arbeitspaketes ab. Die Abmessungen der verwendeten Probengeometrie in der Plattenebene sind in Abb. 4.5 schematisch dargestellt.

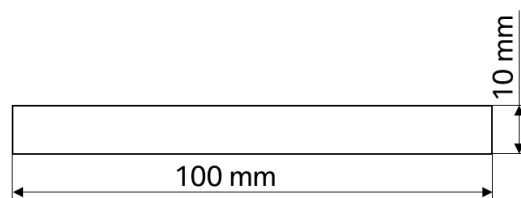


Abb. 4.5: Abmessungen des Prüfkörpers zur Bestimmung des thermischen LAK nach [103]

Die Orientierung der Probe zur Bestimmung des LAK wird in den jeweiligen Arbeitspaketen vorgegeben. Analog der in der Norm beschriebenen Vorgehensweise wird der LAK mit einem sogenannten Schubstangen-Dilatometer bestimmt. Hierbei wird der Probekörper, der sich in einer Halterung aus Material geringer Wärmeausdehnung befindet (z. B. Kieselglas), in einem Ofen aufgeheizt und die Längenänderung über eine Schubstange nach außen auf ein mechanisches, optisches oder elektronisches Messsystem übertragen. Aus der gemessenen Längenänderung, der Ausgangslänge und der Temperaturänderung des Probekörpers wird unter Berücksichtigung der Ausdehnung der Probenhalterung und der Schubstange der mittlere lineare thermische Ausdehnungskoeffizient berechnet [103]. Die dabei als Messpunkte definierten Temperaturen werden als $T_1 = -30\text{ °C}$ und $T_2 = 160\text{ °C}$ festgelegt. Bei beiden Temperaturen wird die Länge der Probe ($l_1 =$ Ausgangslänge bzw $l_2 =$ Länge bei T_2) registriert und der mittlere thermische LAK nach Gl. 4.6 berechnet.

$$\alpha(\theta_1, \theta_2) = \frac{1}{l_1} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta \theta} + \alpha_K \quad \text{mit } \Delta l = l_2 - l_1 \text{ und } \Delta \theta = \theta_2 - \theta_1 \quad \text{Gl. 4.6 [103]}$$

- l_1 = Ausgangslänge der Probe bei T_1 (in mm)
- l_2 = Länge des Probekörpers bei T_2 (in mm)
- θ_1 = Untere Temperatur (T_1 in °C)
- θ_2 = Obere Temperatur (T_2 in °C)
- α_K = LAK der Probenhalterung und der Schubstange (in K^{-1})

Die auf diese Art gewonnenen Kennwerte der Proben werden anhand von Balken- oder Polardiagrammen dargestellt.

4.3.4 Bestimmung der Fasermassenanteile

Zur Bestimmung des Fasermassenanteils wird eine sogenannte Makro-Thermogravimetrische Analyse (TGA) durchgeführt. Das Verfahren wird in Anlehnung an Elemente der DIN EN ISO 1172 [104] und DIN EN 2564 [105] durchgeführt und wird bei der BMW Group unter der Prüfvorschrift 527 (PR527) geführt.

Zur Bestimmung des Faseranteils werden aus einer gepressten Platte bekannter Dicke rechteckige Probekörper mittels Wasserstrahlschneiden [96] entnommen (siehe Abb. 4.6).

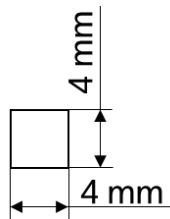


Abb. 4.6: Abmessungen der Probekörper zur Bestimmung des Fasermassenanteils

Diese Probekörper werden gewogen und die Dichte des Werkstoffs analog DIN ISO 1183-1 [106] bestimmt. Danach werden die Proben getrocknet und die Gesamtmasse der zu testenden Probe zusammen mit dem verwendeten Tiegel bestimmt. Dabei muss die zu testende Probe ein Mindestgewicht von $m_{\min} = 1 \text{ g} \pm 0,1$ aufweisen. Ohne Verwendung einer Schutzatmosphäre wird ein zweistufiges Aufheizprogramm durchgeführt. Die erste Aufheizung erfolgt mit einer Heizrate von 10 K/min von Raumtemperatur bis $T_1 = 500 \text{ °C}$. Diese Temperatur wird für $t = 2 \text{ h}$ gehalten und die Masse m_{CF} bestimmt. Die zweite Erwärmung erfolgt mit einer Heizrate von 20 K/min bis zu einer Temperatur von $T_2 = 800 \text{ °C}$. Diese Temperatur wird für $t = 3,5 \text{ h}$ gehalten und die Masse des Glührückstandes m_G bestimmt. Anhand der so gewonnenen Daten kann mit Hilfe von Gl. 4.7 der Fasermassenanteil der Probe bestimmt werden.

$$\text{FMG} = 100 \cdot \frac{m_{CF} - m_G}{m_1} \cdot (1 + X_{GV}) \quad \text{Gl. 4.7}$$

- m_1 = Ausgangsmasse Probekörper
- m_{CF} = Masse Probekörper nach $T_1 = 500 \text{ °C}$ inkl. Tiegel
- m_G = Masse Glührückstand nach $T_2 = 800 \text{ °C}$ inkl. Tiegel
- X_{GV} = Glühverlust während T_1 ($X_{GV} = 0,5 \text{ %}$)

Grundsatzversuche haben bei der Entwicklung der Methode gezeigt, dass bereits beim ersten Temperaturschritt nicht mehr als $X_{GV} = 0,5 \text{ %}$ der Kohlenstofffasern zersetzt werden. Der

Kohlenstoff- und Matrixanteil muss entsprechend korrigiert werden.

Unabhängige Untersuchungen von Bücheler et al. [107] haben gezeigt, dass unter Verwendung verschiedener Schutzgase und vergleichbarer Temperaturbereiche ebenfalls ein maximaler Glühverlust von $X_{Gv} < 0,5\%$ auftritt. In Tab. 4.5 sind die Parameter der Prüfmethode gegenübergestellt.

Tab. 4.5: Vergleich der beschriebenen Methoden zur Fasermassenbestimmung

Parameter	PR725	Bücheler et al. [107]
Probenabmessung	20 mm x 30 mm	20 mm x 20 mm
Probengewicht	1 g \pm 0,1	1 g – 3 g
Umgebungsmedium	Umgebungsluft	Stickstoff
Temperatur	T ₁ = 500 °C (10 K/min) T ₂ = 800 °C (20 K/min)	430 °C (2 K/min)
Haltedauer	t ₁ = 2 h t ₂ = 3,5 h	t= 20 h
Glühverlust	0,5 M%	<0,5 M%

Anhand der in Tab. 4.5 gegenübergestellten Parameter ist erkennbar, dass die beiden Prüfmethode vergleichbar sind. Beide Methoden liefern Ergebnisse bei denen der auftretende Glühverlust eingerechnet werden muss. Da die PR527 die Verwendung von einer Schutzatmosphäre nicht fordert, werden die Versuche im Rahmen der Arbeit anhand dieser Vorgehensweise durchgeführt.

4.4 Methoden zur Analyse der rheologischen Eigenschaften

Im Verarbeitungsprozess üben SMC-Werkstoffe einen gewissen Widerstand gegen die Verdrängung durch die beheizten Presswerkzeuge aus. Die bei Raumtemperatur sehr hohe Viskosität des Werkstoffs (vgl. Abb. 3.4) wird während des Pressvorgangs durch thermische und chemische Einwirkung dynamisch verändert. Dieser Effekt bestimmt maßgeblich die Rheologie des Werkstoffs. Diese hoch komplexen Zusammenhänge sind jedoch nur sehr schwer zu detektieren. Um die Komplexität der unterschiedlichen Einflüsse während des Pressvorgangs zu beherrschen, wird im ersten Schritt eine Methode vorgestellt, die es ermöglicht, den Prozess entkoppelt von nahezu allen (thermischen oder chemischen) Einflüssen zu betrachten. Im zweiten Schritt ist es dann möglich, das Verhalten des Werkstoffs unter Hinzunahme dieser Effekte, beispielsweise in einem temperierten Rheologiewerkzeug, zu vergleichen.

Eine bereits etablierte Methode zur Untersuchung des rheologischen Verhaltens von GF-SMC-Werkstoffen stellen Untersuchungen am Parallel-Platten Plastometer dar [108–110]. Dabei werden sowohl bei Raumtemperatur als auch bei höheren Temperaturen Proben von SMC-Werkstoffen mit Hilfe von hydraulischen Pressen verdrängt und dabei meist in Abhängigkeit der Versuchszeit die auftretenden Verdrängungskräfte aufgezeichnet. Die im folgenden präsentierten Methoden lehnen sich grundsätzlich an den Versuchsaufbau der Plastometers an, unterscheiden sich jedoch in den Punkten Probenabmessungen, Verdrängungsgeschwindigkeit, Testvorrichtung und zu ermittelnden Messgrößen.

4.4.1 Der Kompaktierungsversuch

Der SMC-Pressprozess ohne Einfluss thermischer Effekte kann durch geeignete Anpassung des Aufbaus eines Druckversuches nachgestellt werden. Druckversuche werden in der Regel

mit Hilfe geeigneter Zugprüfmaschinen durchgeführt, da durch entsprechende Eichung der Kraftmesssysteme eine gute Übertragbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist. Die Steuerungen dieser Anlagen ermöglichen es, die Traversengeschwindigkeit sehr exakt einzustellen und bei hoher Auflösung die auftretenden Kräfte auszulesen. Da im vorliegenden Fall die Entkopplung von thermischen Effekten erwünscht ist, kommen einfache Zylinderstempel und Druckplatten ohne aufwendige Temperierung zum Einsatz. Ein schematischer Aufbau des Druckversuchs ist in Abb. 4.7 dargestellt.

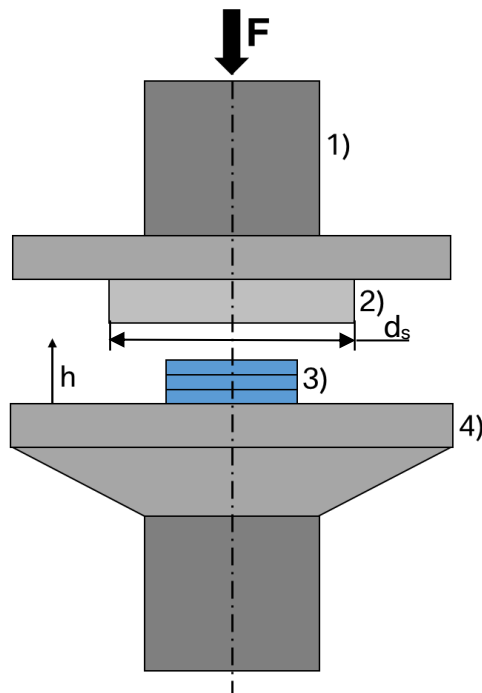


Abb. 4.7: Schematische Darstellung des Aufbaus eines Kompaktierungsversuchs
 1) Traverse inkl. Kraftmessdose (nicht dargestellt)
 2) Zylinderstempel ($d_s = 56,4$ mm)
 3) CF-SMC-Probe
 4) Druckplatte (statisch)

Mit Hilfe dieser Vorrichtung ist es möglich, den Widerstand des SMC-Werkstoffs gegen Kompaktierung durch den Stempel zu bestimmen. Dazu werden eine beliebige Anzahl kreisrunder Proben aus dem Halbzeug mit einem geeigneten Stanzeisen entnommen und auf der Druckplatte unterhalb des Stempels aufeinander gestapelt positioniert. Dies geschieht stets unter Beachtung der Ursprungsorientierung der Probe in der Halbzeugbahn. Innerhalb eines Stapels sind somit die einzelnen Probenlagen gleich orientiert. Im Versuchsverlauf wird die Traverse des Prüfsystems mit konstanter Geschwindigkeit vertikal in Richtung der Probe verfahren. Ab der Berührung des Werkstoffs durch den Stempel registriert die Messdose oberhalb des Stempels eine Kraft unter Aufzeichnung der Spalthöhe (h). Diese erhöht sich, nachdem die Luft zwischen den einzelnen Lagen verdrängt wurde, je nach spezifischem Widerstand der Probe. Der Werkstoff wird im kalten Zustand bis zu einer Mindesthöhe zusammengedrückt. Diese Höhe ist abhängig von der gewählten Anzahl der aufeinander liegenden Halbzeuglagen und damit von der Anzahl der Faserbündel, die direkt aufeinander zum Liegen kommen und nicht weiter verpresst werden können. Die Parameter und Messgrößen, die den Kompaktierungsversuch definieren bzw. aus diesem bestimmt werden können, sind in Tab. 4.6 dargestellt.

Tab. 4.6: Parameter und Messgrößen des Kompaktierungsversuchs

Parameter	Zeichen
Probendurchmesser	d_P
Traversengeschwindigkeit	V_T
Lagenanzahl	n_L
Wiederholungen	n_W
Messgröße	
Kraft	F
Spalthöhe	h

Zur Veranschaulichung eines charakteristischen Kurvenverlaufs, erfolgt die Darstellung eines Kompaktierungsversuchs am Rezyklatwerkstoff (vgl. Tab. 4.3), der aus Sekundärfasern hergestellt wird. Die Einführung dieser Methode geschieht exemplarisch anhand von Versuchen am Rezyklatwerkstoff da dieser aufgrund seiner speziellen Art der Herstellung sehr ausgeprägte Phasen innerhalb des ermittelten Kraftverlaufs zeigt. Zur Untersuchung des Widerstands des Werkstoffs gegen die Kompaktierung werden $n_L = 6$ Proben mit $d_P = 30$ mm aus dem Halbzeug entnommen und unter Beachtung der Orientierung der Proben bezogen auf die Produktionsrichtung der Halbzeugrolle aufeinander gestapelt. Der Stapel wird zentral auf der unteren Platte positioniert und bei einer Geschwindigkeit von $V_T = 0,5$ mm/s kompaktiert ($n_W = 10$). In der Arbeit von Silva-Nieto, Fisher et al. [110] werden im Unterschied dazu die folgenden Parameter gewählt $d_P = 40$ mm, $n_{Lmax} = 3$ und $V_{Tmax} = 0,8$ mm/s. Der im exemplarischen Versuch aufgezeichnete Kraftverlauf kann zur Veranschaulichung gegen die Spalthöhe aufgetragen werden (vgl. Abb. 4.8).

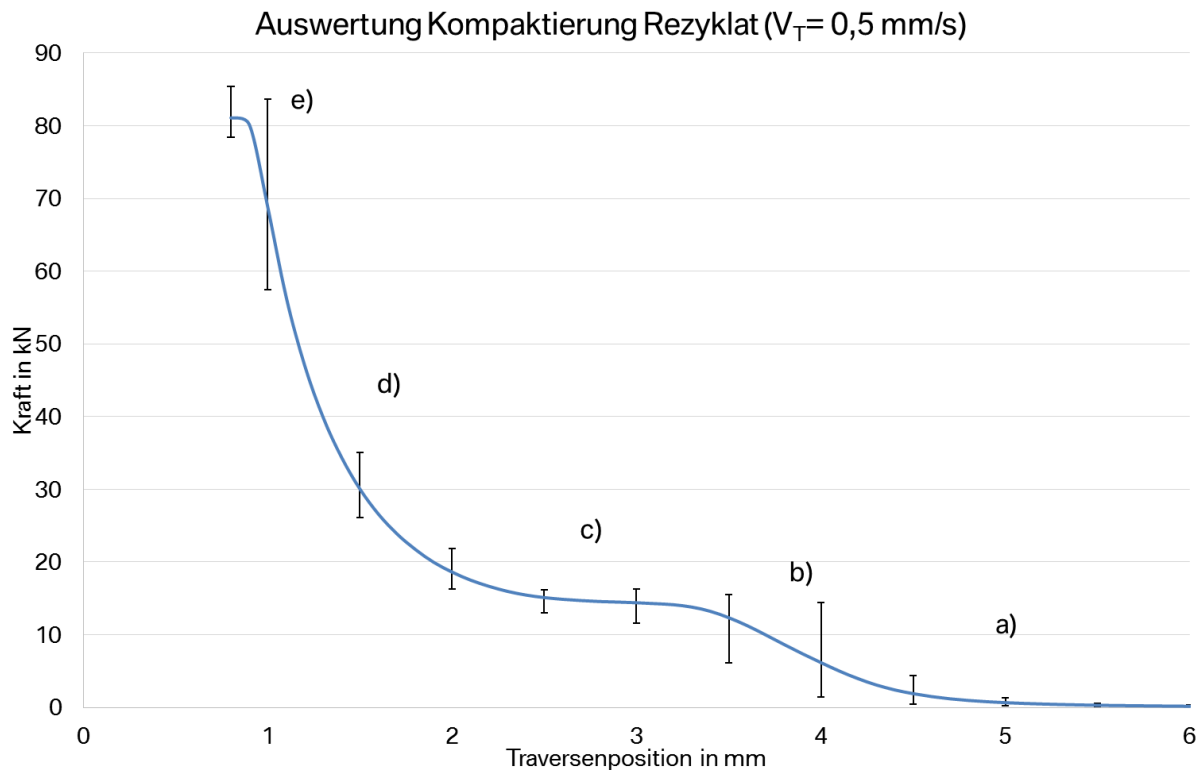


Abb. 4.8: Darstellung der Kompaktierung des CF-SMC-Rezyklats ($V_T = 0,5 \text{ mm/s}$)

- a) Kontakt zwischen Stempel und Probenstapel
- b) Verdrängung der Luft zwischen den Lagen und im Werkstoff
- c) Plateauphase d) Verdrängungsphase e) Maximalkraft

Anhand des Liniendiagramms können die einzelnen Phasen, die bei der Kompaktierung durchschritten werden, gut nachvollzogen werden. Da das Rezyklat-SMC im unverpressten Zustand in einer für SMC-Werkstoffe vergleichsweise großen Lagendicke geringer Dichte vorliegt, wird nach dem ersten Kontakt des Stempels (Phase a) zunächst Luft im Probenstapel verdrängt (b) und es bildet sich ein Kraftplateau (c) aus. Erst vergleichsweise spät kommt es zu dem zu erwartenden steilen Kraftanstieg (d), ab dem der Werkstoff verdrängt wird (vgl. Abb. 4.9).

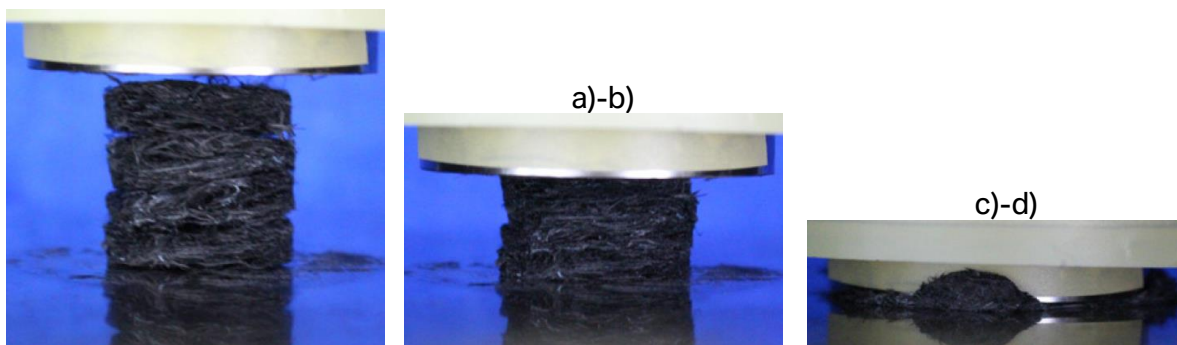


Abb. 4.9: Verlauf der Kompaktierung des Rezyklat-Werkstoffs

Aufgrund der Tatsache, dass jeder verfügbare CF-SMC-Werkstoff mit einem spezifischen, vom Hersteller bestimmten, Flächengewicht ausgeliefert wird, variieren die einzelnen Halbzeuge trotz vergleichbarer Fasermassenanteile in den jeweiligen Lagendicken. Da jedoch die Kompaktierbarkeit des Probenstapels direkt abhängig von der verwendeten Lagenanzahl (n_L)

ist, muss diese, um eine gute Vergleichbarkeit zwischen verschiedenen Halbzeugen zu erreichen, konstant gehalten werden. Somit verschiebt sich die jeweilige Kompaktierungskurve bei konstanter Lagenanzahl in Abhängigkeit des Flächengewichts des Werkstoffs im Diagramm entlang der Abszisse. Der beschriebene Rezyklat-Werkstoff im besonderen Maße, aber auch alle aktuell verfügbaren CF-SMC-Halbzeuge unterliegen gewissen Schwankungen bezüglich ihres Flächengewichtes. Daher ist es speziell bei dieser sehr sensiblen Methode erforderlich, das Gewicht der in den einzelnen Versuchen untersuchten Proben zu dokumentieren und bei allen Wiederholungsprüfungen möglichst vergleichbar zu halten. Außerdem wird die Orientierung der Probe analog der Probenentnahme beim Zugversuch im Versuchsprotokoll dokumentiert, und alle Lagen innerhalb eines Stapels gleich ausgerichtet. Dadurch können für alle Werkstoffe charakteristische Kurvenverläufe ermittelt und miteinander verglichen werden.

4.4.2 Der Versuch am Plattenrheometer

Eine weitere Methode zur Untersuchung der spezifischen Werkstoffeigenschaften beim Pressprozess stellen die Versuche am offenen Pressrheometer dar. Im Gegensatz zur Kompaktierung kommt hierbei ein temperiertes kreisförmiges Plattenwerkzeug nebst hydraulischer Presse zum Einsatz. Durch die bewusste Kopplung mit thermischen und chemischen Effekten im Versuchsablauf wird somit der spätere Produktionsprozess bei der Verarbeitung der CF-SMC-Werkstoffe realistisch nachgestellt. Der einzige Unterschied zur Produktionssituation liegt in der Verwendung eines Plattenwerkzeugs ohne Tauchkante, weshalb von einem offenen Werkzeug gesprochen wird. Das Fehlen der Tauchkanten ermöglicht die Nutzung von kabelgebundener Sensortechnik und Bild-/Videoaufnahmen während des Versuches, da der zu untersuchende Werkstoff an allen Seiten der Plattenränder ungehindert austreten kann. Ein wesentlicher Unterschied zum Kompaktierungsversuch liegt in der Steuerung der Presse. Zur Definition des Pressvorgangs werden eine Maximalkraft (F_A) und eine Schließgeschwindigkeit (V_S) eingestellt. Vor Erreichen von F_A wird die Presse mit V_S geschlossen. Ist die Maximalkraft F_A erreicht, regelt die Presse die Geschwindigkeit so, dass die Maximalkraft nicht überschritten wird. Daher muss bei jedem Pressvorgang zusätzlich die reelle Geschwindigkeit (V_{rel}) der Presse überprüft werden, falls die Maximalkraft im Versuch erreicht wird.

Der prinzipielle Versuchsaufbau gleicht folglich dem des Kompaktierungsversuchs (vgl. Abb. 4.7) mit den Unterschieden des beheizten Werkzeugs und der hydraulischen Presse (vgl. Abb. 4.10).

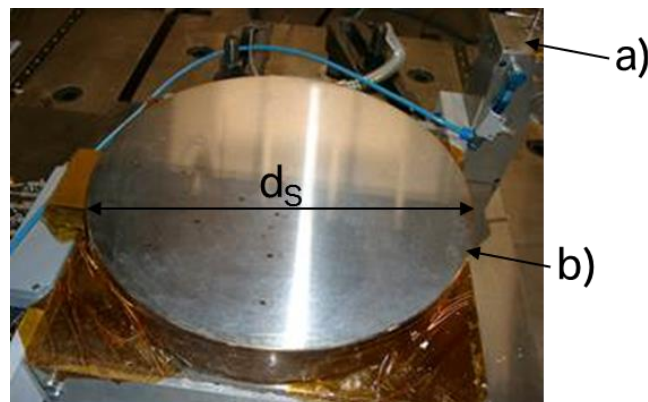


Abb. 4.10: Offenes Plattenwerkzeug zur Verwendung als Pressrheometer
a) Distanzsensoren zum Abgleich mit Pressendaten
b) Stempelfläche ($d_s = 250$ mm)

Die verwendete Dieffenbacher Presse ist mit entsprechender Sensorik und Softwareschnittstellen ausgerüstet, um alle versuchsrelevanten Parameter auszulesen und überprüfen zu können. Die während des Versuchs gesammelten Daten können exportiert und im Nachgang ausgewertet werden. Um eine möglichst genaue Probenabmessung zu erreichen, werden die verwendeten Proben aus den Halbzeugen gestanzt. Je nach Art der Untersuchung können quadratische (a_P) oder kreisrunde (d_P) Probengeometrien verwendet werden. Die genaue Beschreibung der verwendeten Probengestalt erfolgt explizit in den jeweiligen Arbeitspaketen. Bei jeder Probe wird die Produktionsrichtung im Protokoll dokumentiert. Analog zum Kompaktierungsversuch wird ein Stapel gewisser Lagenanzahl (n_L) und gleicher Orientierung erstellt. Dieser wird im Zentrum des Plattenwerkzeugs positioniert und die Presse geschlossen.

In Tab. 4.7 sind alle den Versuch beschreibenden Parameter und Messgrößen dargestellt.

Tab. 4.7: Parameter und Messgrößen des Rheometerversuchs

Parameter	Zeichen
Kraftabschaltswelle	F_A
Schließgeschwindigkeit	V_S
Werkzeugtemperatur	T_{WKZ}
Probenabmessung	d_P/a_P
Lagenanzahl	n_L
Wiederholungen	n_W
Messgröße	
Pressenkraft	F
Schließgeschwindigkeit	V_{rel}
Spalthöhe	h

Analog zum Kompaktierungsversuch (vgl. Abb. 4.9) soll exemplarisch an dieser Stelle die Auswertung des Rheometerversuchs besprochen werden. Hier dient wiederum der Rezyklat-Werkstoff als Beispiel zur Beschreibung der auftretenden Effekte. Die Versuchsparameter sind in Tab. 4.8 aufgeführt.

Tab. 4.8: Versuchsparameter der Beispielversuche

Parameter	Wert
F_A	4500 kN
V_S	0,5 mm/s
T_{WKZ}	140 °C
a_P	300 mm
n_L	8
n_W	3

Die Durchführung des Rheologieversuches am Rezyklat-SMC erfolgt unter Verwendung obenstehender Parameter. Dieser Versuch wird an dieser Stelle bewusst ausgewählt, da der Rezyklatwerkstoff besonders ausgeprägte Phasen in Bezug auf die Kraftantwort bei der Verdrängung im offenen Plattenrheometer zeigt. Dabei wird ein quadratischer Zuschnitt gewählt, um eine vollflächige Belegung der Werkzeugfläche zu realisieren. Die aus der Werkzeugfläche herausragenden Bereiche der Zuschnitte haben keinen Einfluss auf das Ergebnis des Versuchs, da der Werkstoff innerhalb der Stempelfläche ohne Widerstand in das freie Umfeld verpresst wird. Die Auswertung dieses Versuchs in Form eines Liniendiagramms (vgl. Abb. 4.11) dient der Beschreibung der charakteristischen Verläufe der Rheologiekurven.

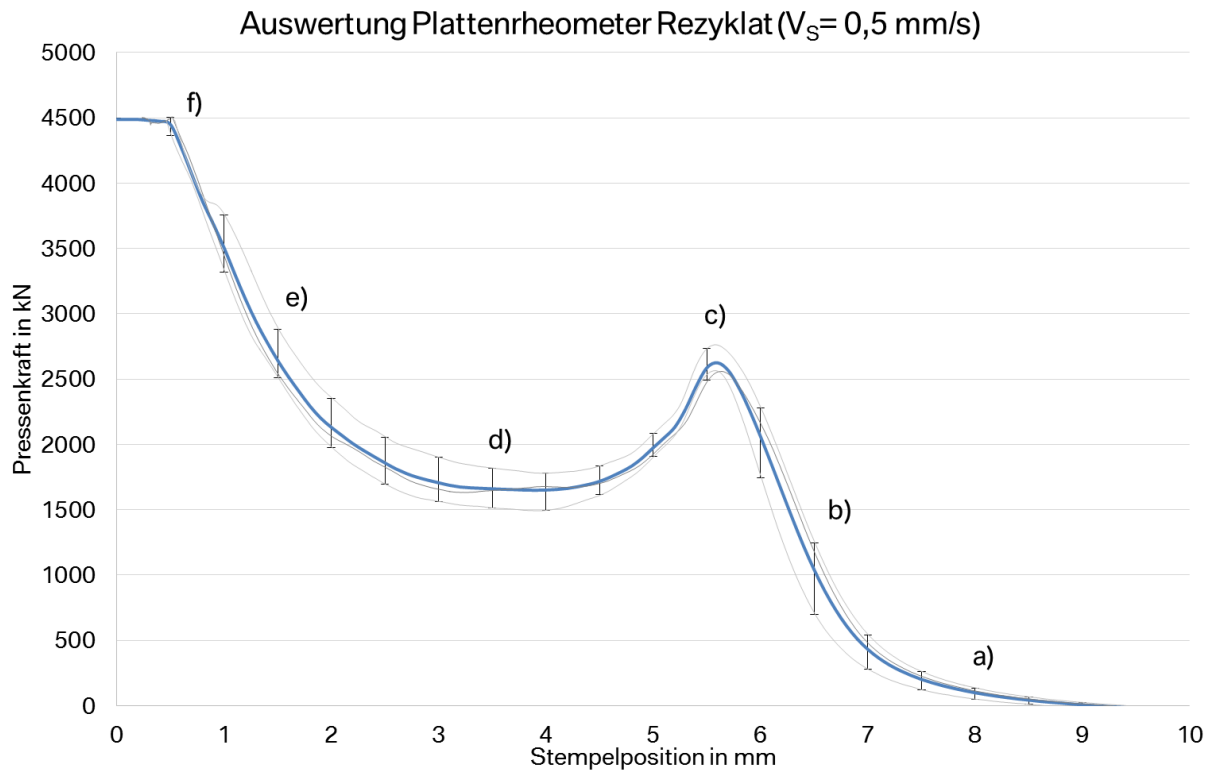


Abb. 4.11: Kraftverlauf des Rheologieversuches am Rezyklat-SMC

- a) Werkstoffkontakt (Beginn Entlüftung)
- b) Kompaktierungsphase
- c) Höchste Kompaktierung (Aufheizphase, Beginn Fließbereich)
- d) Reduzierung der Viskosität
- e) Verdrängungsphase (Erhöhung der Viskosität, Aushärtung)
- f) Erreichen der Maximalkraft (Aushärtung des Werkstoffs)

Durch die gewählte Darstellung des Kraftverlaufs können analog zur Kompaktierung diverse Phasen im Pressprozess identifiziert werden. Ab dem Werkstoffkontakt (a) des Oberwerkzeugs detektiert die Pressensteuerung positive Werte (Nulldurchgang) und der Werkstoff wird um etwa $\Delta_h = 4 \text{ mm}$ zusammengedrückt (b). Dabei steigt die Pressenkraft auf ein Maximum bei etwa $F = 2500 \text{ kN}$ im Mittel an (c). An diesem Punkt befindet sich kaum mehr isolierende Luft zwischen den Lagen bzw. im Werkstoff und die thermische Reduzierung der Viskosität setzt ein. Dadurch verringert sich der Widerstand des Werkstoffs gegen das Verpressen. Die SMC-Paste wirkt als Gleitmittel und die Pressenkraft sinkt um etwa $\Delta_F = -1000 \text{ kN}$ ab (d). Ab diesem Punkt treten zwei Effekte parallel auf. Zum einen beginnen sich die Fasern durch den hohen Kompaktierungsgrad

gegenseitig im Fluss zu behindern, zum anderen steigt durch die chemische Vernetzung der Matrix die Viskosität wieder an. Diese Einflüsse führen dazu, dass die Pressenkraft wieder steil ansteigt (e), bis sie ihr Maximum bei der eingestellten Abschaltsschwelle der Pressensteuerung (f) erreicht.

Vergleicht man die Kraftkurven des Kompaktierungsversuchs mit denen des Rheologieversuchs, fällt auf, dass die Gestalt der beiden Kraftkurven sich sehr ähnelt. Beim Kompaktierungsversuch bildet sich beim Rezyklat eine ausgeprägte Plateauphase aus (vgl. Abb. 4.8), während im Rheologieversuch das gleiche System nach einem ersten Kraftpeak eine Reduzierung der Pressenkraft zeigt (vgl. Abb. 4.11).

Die gute Kongruenz der Kurven der beiden Versuche bestätigt die Annahme, dass der Kompaktierungsversuch als einfache Methode zur Anwendung kommen kann, um das spezifische Verhalten eines Werkstoffs im Pressprozess zu beschreiben. Dies ist folglich zulässig, obwohl thermische und chemische Effekte außer Acht gelassen werden.

4.4.3 Der Versuch am Scherplattenwerkzeug

Zur Untersuchung des Fließverhaltens von CF-SMC-Werkstoffen innerhalb eines Tauchkantenwerkzeugs wird ein Rheologiewerkzeug (vgl. Abb. 4.1 d) entworfen, das mit Drucksensoren über den Fließbereich der Kavität ausgestattet ist. Durch die Verteilung der Sensoren in den einzelnen Bereichen und die Verwendung einer instrumentierten Presse können eine Vielzahl von Informationen aus dem Pressprozess gesammelt werden. Die Verwendung von hohen Tauchkanten ($h_T = 50 \text{ mm}$) ermöglicht die Realisierung einer großen Bandbreite an darstellbaren Stackhöhen und die Temperierung des Werkzeugs mittels Dampf stellt eine Versuchsdurchführung unter produktionsnahen Bedingungen sicher. Das sogenannte Scherplattenwerkzeug ist in Abb. 4.12 schematisch dargestellt.

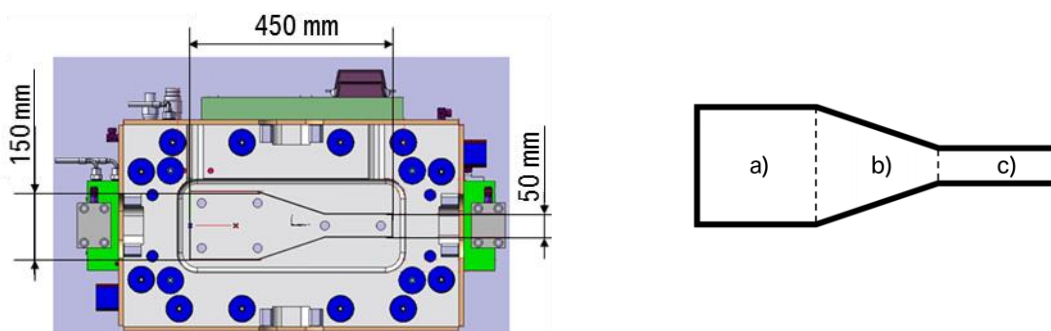


Abb. 4.12: Schematische Abbildung des Scherplattenwerkzeugs (Abmessungen in mm)

- a) Einlegebereich
- b) Scherbereich
- c) Auslaufbereich

Die Grundfläche des Werkzeugs kann in drei verschiedene Bereiche von je $a = 150 \text{ mm}$ aufgeteilt werden. Der quadratische Bereich a) ($150 \times 150 \text{ mm}$) links, der dreieckförmige Scherbereich b) (Mitte) und rechts der rechteckige Auslaufbereich c) ($150 \times 50 \text{ mm}$). Folglich ist es durch die besondere Form der Grundfläche möglich, zwei Fließbewegungen zu generieren. Legt man den Stack links in den quadratischen Bereich ein, wird der Werkstoff beim Füllen der Kavität zusätzlich mit einer Scherung durch die Verengung des Fließkanals beaufschlagt. Wird wiederum der Stack in den rechteckigen Bereich rechts eingelegt und verpresst, gelangt der Werkstoff in einen sich weitenden Bereich der Kavität (Freistrah). Analog des Vorgehens bei

Versuchen am Plattenrheometer (vgl. Kapitel 4.4.2) kann durch Aufzeichnung der auftretenden Pressenkräfte in Abhängigkeit der Stempelposition beim Verpressen das charakteristische Werkstoffverhalten analysiert werden.

In den einzelnen Arbeitspaketen werden innerhalb der Versuchsplanung die Zuschnittgeometrien sowie deren Position und Orientierung zusammen mit allen den Prozess beschreibenden Parameter angegeben. In der Auswertung und Diskussion der Ergebnisse erfolgt im Anschluss an die Versuchsdurchführung die Analyse der zu beobachtenden Phänomene.

4.4.4 Nachweis der Fließbewegung des Werkstoffs

Nach der Darstellung der Methoden zur Analyse des charakteristischen Widerstands eines CF-SMC-Werkstoffs gegen das Verpressen im Bauteilherstellungsprozess soll im Folgenden eine neu entwickelte Methode vorgestellt werden. Diese ermöglicht es, die Fließbewegung von CF-SMC-Werkstoff beim Füllen der Werkzeugkavität nachzuvollziehen.

Mit Hilfe eines sogenannten Kontrastmittels ist es möglich, die Fließbewegungen eines Presswerkstoffs zu evaluieren. Dazu wird das zu untersuchende Halbzeug vor dem Pressvorgang mit einem geeigneten Kontrastmittel ausgestattet und anschließend in einem Werkzeug verpresst. Das so hergestellte Bauteil kann nachfolgend mit einem zum verwendeten Kontrastmittel passenden bildgebenden Verfahren untersucht und die Verteilung des Kontrastmittels im Bauteil bestimmt werden. Als Kontrastmittel kann speziell angepasste Wandfarbe verwendet werden, die mit Hilfe einer Stempelvorrückung auf die SMC-Zuschnitte aufgebracht wird. Der verwendete Stempel besteht hierbei aus einem Lochblech, auf dem in einem regelmäßigen Raster Schrauben ($d_K = 2\text{ mm}$) angebracht sind. Als Kontrastmittel wird handelsübliche Wandfarbe verwendet. Obwohl diese bereits Titandioxid (TiO_2) als Salz hoher Dichte enthält, wird zusätzlich Bariumsulfat (Ba_2SO_3) hinzugemischt, um einen noch höheren Dichtegradienten zum CF-SMC-Werkstoff zu erreichen. In Abb. 4.13 ist der verwendete Stempel zum Aufbringen der Farbpunkte und das entsprechende Ergebnis dargestellt.

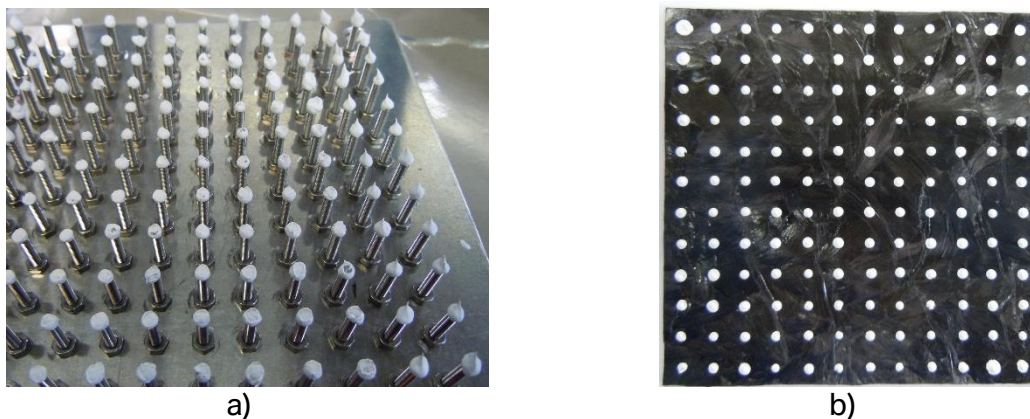


Abb. 4.13: Darstellung des Farbstempels (a) und eines Punkterasters auf einer CF-SMC-Halbzeuglage (b)

Der Stempel wird mit den Schraubenenden so in die Farbe eingetaucht, dass sich an den Schrauben etwas Farbe ansammelt. Im zweiten Schritt wird nun die Farbe auf das Halbzeug appliziert, indem der Stempel auf die Oberfläche gedrückt wird. Nachdem die Farbe etwas eingetrocknet ist, können weitere SMC-Zuschnitte auf die Lage mit den Punkten gestapelt

(engl. gestackt) werden, zum Beispiel in ein Plattenwerkzeug eingelegt und zu Testplatten verpresst werden. Je nach prozentualer Flächenbelegung (ϕ) können unterschiedliche Fließwege dargestellt werden. Im Anschluss dazu können die Platten mittels Röntgenuntersuchung bildgebend analysiert und das Punktegitter detektiert werden. In Abb. 4.14 sind Röntgenaufnahmen verschiedener CF-SMC-Platten dargestellt, die mit dieser Methode hergestellt wurden. Dabei handelt es sich um die bereits beschriebenen Werkstoffe des Rezyklats beziehungsweise die Werkstoffe der Firma A und C (vgl. Kapitel 4.1, Tab. 4.2 und Tab. 4.3). An dieser Stelle soll nicht auf das Funktionsprinzip der Röntgenbildgebung eingegangen, sondern auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen werden [111, S. 844-847].

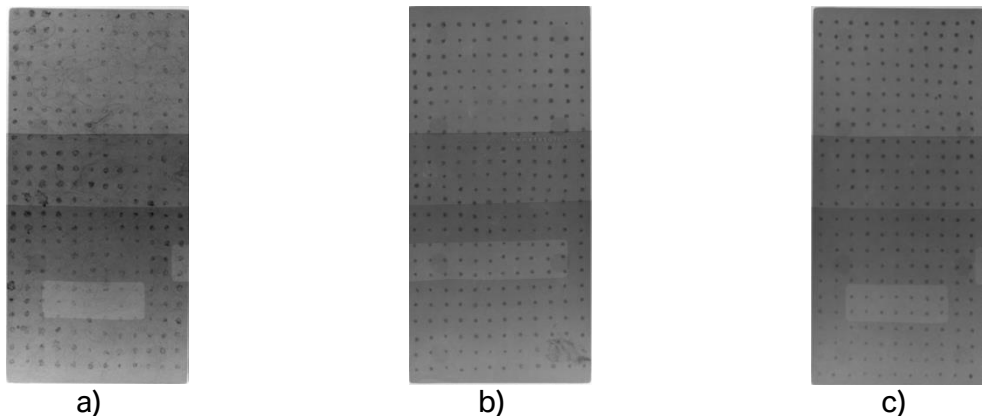


Abb. 4.14: Darstellung unterschiedlicher CF-SMC-Werkstoffe ($\phi = 100\%$)
 a) Rezyklat-SMC
 b) Werkstoff A
 c) Werkstoff C

Anhand der Röntgenbilder lassen sich visuell die eingebrachten Punkte gut erkennen und dem ursprünglichen Gitter zuordnen. Da in diesem Fall die Werkzeugfläche zu $\phi = 100\%$ belegt wurde, tritt beim Pressprozess kein Fließen im Werkzeug auf. An dieser Stelle soll lediglich die Methode und das prinzipielle Vorgehen bei der Verwendung eines Kontrastmittels zur Analyse der Werkstoffbewegung in der Werkzeugkavität vorgestellt werden.

Die Nachteile der vorgestellten Methode zur Detektion der Werkstoffdehnungen liegen im relativ niedrigen Kontrast zwischen Punkten und SMC-Werkstoff und in der geringen Schärfe der Punkte selbst. Außerdem wird die Kontrastmittelfläche beim Verpressen vergrößert und verzerrt, dass es nicht immer möglich ist einen Mittelpunkt exakt zu bestimmen. Des Weiteren kann eine Interaktion mit der matrixreichen Randschicht der SMC-Oberfläche nicht ausgeschlossen werden. Diese Problematik gilt jedoch für alle Untersuchungen zur Fließbewegung die auf eine Markierung der Oberfläche des Werkstoffs zurückgreifen [75; 78]. Die Validierung des Verfahrens erfolgt visuell mit Hilfe von Pressversuchen, bei denen verschiedene Flächenbelegungen realisiert oder die Presse bei verschiedenen Formfüllungsgraden durch mechanische Blockierungen gestoppt wird (sogenannte Short-Shots). Bei der Begutachtung der Pressergebnisse in der Röntgenbildgebung kann so festgestellt werden, dass die Kontrastpunkte homogen mit dem Werkstoff in der Fließbewegung mittransportiert werden und nicht in der Zwischenlagenschicht z. B. durch eine voreilende Matrixschicht weiter bewegt werden, als die Verstärkungsfasern. Zur endgültigen Validierung der Methode wären Untersuchungen mit speziell markierten Fasern denkbar. Diese Untersuchungen können im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht durchgeführt werden, da in

den Faserherstellungsprozess oder den Beschichtungsvorgang der Fasern nicht eingegriffen werden kann.

Vor dem Hintergrund der Einschränkungen der vorgestellten Methode ist es nötig eine weitere Methode zu entwickeln, die diese Limitationen nicht vollständig trägt.

4.4.5 Auswertung des Dehnungszustands verpresster Werkstoffe

Im Anschluss an die Vorstellung der Methode zum generellen, qualitativen Nachweis der Werkstoffbewegung im Pressprozess im Kapitel 4.4.4 wird in diesem Kapitel eine Methode vorgestellt, die auf der Kontrastmittelmethode aufbaut, jedoch die Quantifizierung der Dehnungszustände des SMC-Werkstoffes zum Ziel hat.

Bei dieser Methode kommen als Kontrastmittel Glasperlen in der Gestalt eines Toruses ($d_T = 2,6 \text{ mm}$) zum Einsatz. Diese werden mit Hilfe eines Lochblechs zwischen zwei SMC-Lagen manuell eingebracht. Dabei gibt das regelmäßige Lochmuster des Blechs den Abstand der Glasperlen voneinander vor, und insgesamt bildet sich ein Raster bekannter Kantenlänge aus.

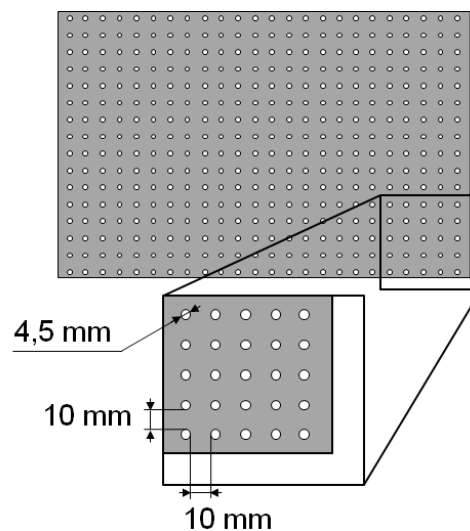


Abb. 4.15: Lochblech zur Einbringung des Perlenrasters

Die äußere Gestalt der Tori verhindert dabei ein Wegrollen und erhöht dadurch die Genauigkeit bei der Gittererstellung. Die Darstellung des Kontrastmittels nach dem Pressen der Lagen erfolgt durch Bildgebung anhand einer Röntgenanalyse oder Computertomographie (CT). Dabei bilden die Glasperlen durch ihren deutlichen Dichtegradienten zum SMC-Werkstoff ($\Delta\rho = 1,1 \text{ g/cm}^3$) einen hohen Kontrast in der Bildgebung aus. Dank der Position der Perlen zwischen den Lagen und dem Einsatz der CT-Technologie können somit auch Aussagen über die Dickenvarianz der Fließbewegung, bei Verwendung hoher Stapel ($n_L > 2$), getroffen werden.

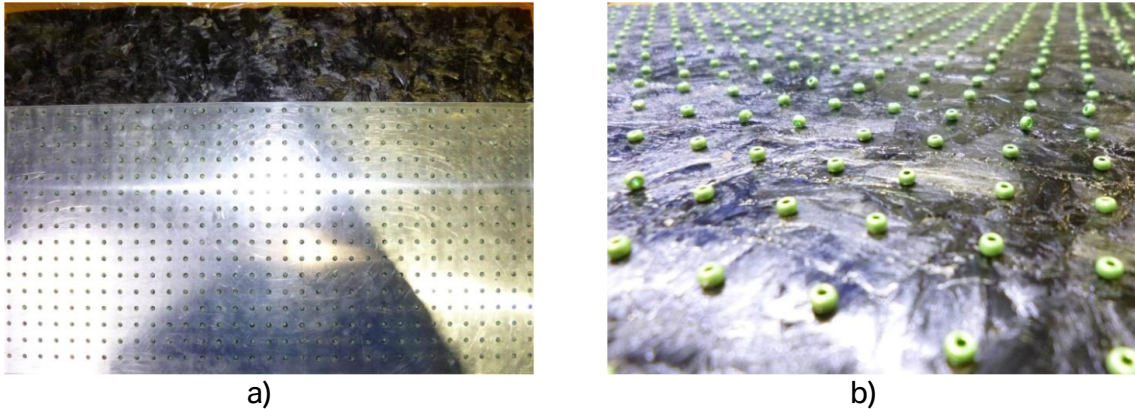


Abb. 4.16: Darstellung der Einbringung des Kontrastmittels
 a) Lochblech zur Positionierung der Glasperlen
 b) Finales Glasperlenraster

Unter Verwendung von Glasperlen liefert die Methode deutlich genauere Ergebnisse, da die Perlen im Vergleich zur Farbmethode als scharf umrissene Bildpunkte mit sehr gutem Kontrast in der Röntgenbildgebung dargestellt werden können. Ein Röntgenbild einer mit dieser Methodik hergestellten Platte ist in Abb. 4.17 dargestellt. Hierbei wurde das Perlenraster zwischen zwei Lagen CF-SMC eingebracht und die Werkzeugfläche zu $FB=100\%$ belegt. Durch umfangreiche Validierungsversuche im Rahmen der Methodenentwicklung von W. Rohrmeier et al. [94] kann gezeigt werden, dass die verwendeten Glasperlen homogen vom CF-SMC transportiert werden. Dies gelingt durch den Vergleich der Rasterveränderungen unter Verwendung der Kontrastfarbe (vgl. Kapitel 4.4.4) mit der weiterentwickelten Glasperlen-Methode. Auch hier werden unterschiedliche Flächenbelegungen in Rheologiewerkzeugen realisiert, Short-Shots untersucht und die Pressergebnisse miteinander verglichen.

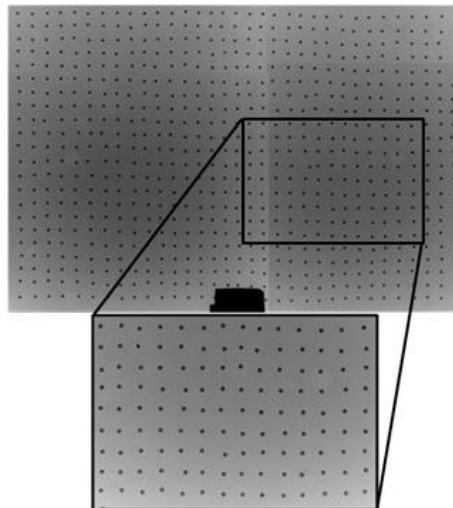


Abb. 4.17: Darstellung des Kontrastmittelrasters durch Röntgenbildgebung

Mit Hilfe dieser deutlich verbesserten Methode können sehr genaue Aussagen über die Dehnungszustände bei der Formfüllung verschiedener Werkstoffe bei unterschiedlicher Werkzeugbelegung getroffen werden.

Unter Verwendung der Methode ist es möglich, visuell die Veränderungen des Kontrastmittelrasters im Pressprozess zu beurteilen. Zum Vergleich verschiedener Dehnungszustände ist es jedoch erforderlich, die vorliegende Verzerrung eines visualisierten Rasters numerisch zu beschreiben. Dazu müssen die Dehnungen des Rasters im Vergleich zum Urzustand berechnet und die Richtungen der Verzerrung des Musters als Vektoren ausgegeben werden.

Da hier ein Punktraster verwendet wird, ist es naheliegend, zur Beschreibung einer Verzerrung vier Punkte zu einem Element zusammenzufassen. Die Veränderungen der Kantenlängen können dann im Vergleich zum bekannten Urelement berechnet werden. Dazu muss eine lineare Bewegungsgleichung zwischen Referenz- und Dehnungselement bestimmt werden (vgl. Abb. 4.18).

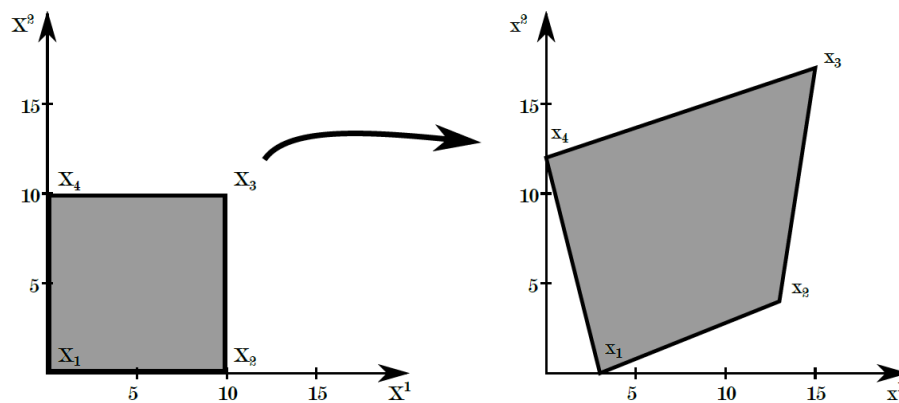


Abb. 4.18: Schematische Darstellung des Urelements X (links) und des verzerrten Elements x (rechts) [94]

Zur allgemeinen Beschreibung der Verzerrung kann ein linearer Ansatz gewählt werden (vgl. Gl. 4.8).

$$\varphi(\mathbf{X}, t) = \begin{bmatrix} x^1 \\ x^2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} aX^1 + bX^2 + cX^1X^2 + d \\ eX^1 + fX^2 + gX^1X^2 + h \end{bmatrix} \quad \text{Gl. 4.8 [94]}$$

Zur Berechnung der einzelnen Koeffizienten a-h müssen die Koordinaten der Eckpunkte des verzerrten Elements bestimmt und in das Lösungssystem eingesetzt werden. Dazu werden in einem ersten Schritt die Bilddaten der Röntgenanalyse aufbereitet und mit Hilfe des Programms MATLAB (The MathWorks Inc., MA, USA) in eine Matrixform überführt. Die Informationen des Röntgenbildes werden durch eine Schwarz/Weiß-Darstellung reduziert und invertiert, sodass die Rasterpunkte als weiße Pixel und die restliche Platte als schwarze Fläche ohne Grauwerte erscheint (vgl. Abb. 4.19). Dabei ist darauf zu achten, dass der Bildausschnitt die Abmaße der Prüfplatte möglichst exakt beschreibt, damit eine spätere Referenzierung auf die Verzerrung präzise geschehen kann [94].

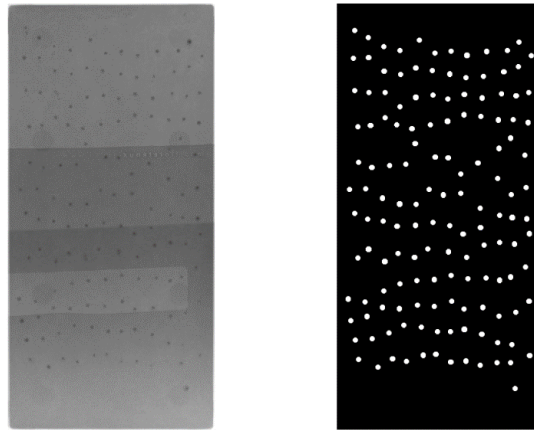


Abb. 4.19: Darstellung der Reduzierung der Bildinformationen [94]

Jedes Pixel erhält in der MATLAB-Matrix einen Eintrag je nach seiner Farbe. Dabei steht der Wert 1 für weiß und der Wert 0 für schwarz. Mit der „image processing toolbox“ (MATLAB plugin) werden die weißen Pixel selektiert und die Mittelpunkte gefunden. Die Koordinaten der Mittelpunkte werden zusammen mit den Plattenabmessungen in die FE-Simulationssoftware ABAQUS (Dassault Systèmes, Vélizy-Villacoublay, Frankreich) exportiert. Unter Verwendung des FE-Preprozessors (Finite Elemente) ANSA können die Mittelpunkte zu 4-Punkt-Elementen vernetzt werden. Die endgültige Berechnung der Hauptdehnungen geschieht mit Hilfe von MATLAB aus den ANSA-Netzen. Zur Visualisierung der Netze und der Darstellung der Vektoren der Hauptdehnungen kann der Postprozessor von ABAQUS herangezogen werden (vgl. Abb. 4.20) [94].

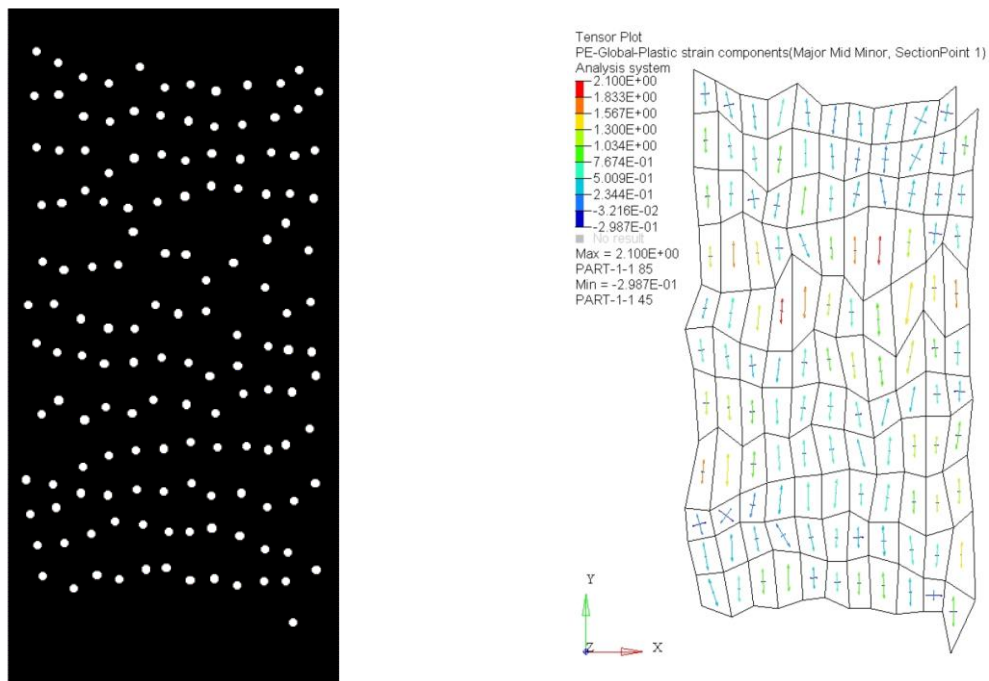


Abb. 4.20: Darstellung des ANSA-Netzes inklusive der vektoriellen Darstellung der Hauptdehnungen

Die so ermittelten Hauptdehnungen können anschließend anhand einer Häufigkeitsverteilung unter Verwendung eines Liniendiagramms dargestellt werden. Vergleicht man die so ermittelte Dehnungsverteilung mit der berechneten theoretischen Dehnung des jeweiligen Werkstoffs, kann die im Werkstoff vorliegende Dehnung nachvollziehbar visualisiert werden. Das Vorgehen zur Realisierung verschiedener Dehnungszustände wird im entsprechenden Arbeitspaket unter Kapitel 5.3 detailliert vorgestellt.

4.5 Statistische Methoden

Im Folgenden werden die Methoden dargestellt, die zur Aufstellung eines reduzierten Versuchsplans und zur Auswertung der innerhalb des Plans gewonnenen Daten angewandt werden.

4.5.1 Versuchsplanung

Statistische Methoden finden in der Wissenschaft dort Anwendung, wo das zu untersuchende System nicht vollständig verstanden ist und daher mit Hilfe von Experimenten die Reaktion des Systems (Systemantwort Y) auf Veränderungen der Einflussfaktoren (Parameter X) beschrieben werden soll. Voraussetzung hierfür ist, dass die Parameter eingestellt werden können und die Systemantwort eine messbare Größe darstellt. Allgemein können technische Systeme folglich wie in Abb. 4.21 abstrahiert dargestellt werden [112].

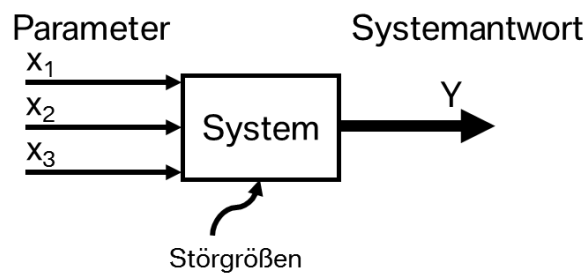


Abb. 4.21: Allgemeine Beschreibung technischer Systeme nach [113]

Meist besitzen die Größen, die ein technisches System beeinflussen, mehrere mögliche Zustände, die sie einnehmen können. Möchte man dieses System mathematisch beschreiben können, müssen die Einflussfaktoren und Wechselwirkungen der Parameter auf die Systemantwort analysiert werden. Hierzu bedient man sich eines Versuchsplanes, über den alle unbekannt Parameter mit einer entsprechenden Anzahl an Versuchen bestimmt werden können. Werden alle möglichen Kombinationen der Zustände betrachtet, steigt die Zahl der erforderlichen Versuche zur Beschreibung dieser Systeme exponentiell mit der Anzahl der unabhängigen Parameter an. Für einen vollfaktoriellen Versuchsansatz zur Untersuchung der Veränderungen eines Systems mit x Parametern und P Zuständen werden folglich n Versuche benötigt, um das System mathematisch beschreiben zu können (vgl. Gl. 4.9).

$$n = p^x \qquad \text{Gl. 4.9 [114]}$$

Betrachtet man die Gesamtheit der zur Beschreibung des technischen Systems erforderlichen Versuche, spricht man im Allgemeinen vom Versuchsplan. Um den Umfang der durchzuführenden Versuche in einem beherrschbaren Rahmen zu halten gilt es, sich bei der Erstellung des Versuchsplans auf die relevanten Parameter zu konzentrieren und die Anzahl der möglichen Zustände (Level) sinnvoll zu wählen. Geeignete Methoden zur Erstellung von

reduzierten Versuchsplänen bei komplexen Systemen mit vielen Parametern und Wechselwirkungen sind unter dem Begriff des „Design of Experiment“ (DOE) zusammengefasst. In der Praxis ist es möglich, mit Hilfe der Regeln des DOE ein komplexes System unter Durchführung einer minimalen Anzahl von Tests mathematisch zu beschreiben und ein Maximum der Systemantwort zu finden. Im Folgenden wird das Vorgehen bei der Erstellung eines reduzierten Versuchsplans beschrieben [56; 115; 116].

Mit Hilfe des Statistikprogramms Visual XSel 14.0 (CRGRAPH GbR, Starnberg) können zuverlässig Versuchspläne nach verschiedenen Methoden mit beliebig vielen Parametern und Level erstellt werden. Zur Unterscheidung der unterschiedlichen Arten von Versuchsplänen und zur Modellwahl sei hier auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen [113; 117; 118].

Durch die Verwendung eines sogenannten D-optimalen Modells ist es möglich, mit minimalem Aufwand eine eindeutige Abbildung der gewünschten Effekte und Wechselwirkungen zu erreichen. Die Vorteile D-optimaler Versuchspläne sind [114]:

- Freie Wahl der Zahl der Stufen pro Einflussfaktor. Die Stufenzahl kann von Faktor zu Faktor unterschiedlich gewählt werden
- Freie Wahl der Stufenabstände, die äquidistant oder nicht äquidistant gewählt werden können
- Freie Wahl der Verteilung der Versuchspunkte im n-dimensionalen Versuchsraum
- Freie Wahl des mathematischen Modells
- Erweiterungsmöglichkeit durch neue Einflussfaktoren
- Bestimmte Einstellungen und Kombinationen, die nicht erreichbar sind, können ausgeschlossen werden

Im ersten Schritt muss eine Analyse des zu beschreibenden Systems durchgeführt werden. Dabei werden die unabhängigen, veränderbaren Parameter definiert, die die messbare Systemantwort beeinflussen und deren Abhängigkeiten untersucht werden sollen. Danach werden die Variationslevel je Parameter festgelegt, auf denen die jeweiligen Parameter verändert werden sollen. Die Statistiksoftware liefert nach Auswahl des gewünschten D-optimalen Modells die Anzahl der Versuche, die zur mathematischen Beschreibung des Systems durchzuführen sind. In einem Plan werden die Parametereinstellungen je Versuchsdurchführung ausgegeben. Die Versuche werden nun der Reihe nach durchgeführt und die Zielgröße gemessen. Die Ergebnisse der Messungen werden in die Ergebnisspalte je Versuch eingegeben und können anschließend mathematisch ausgewertet werden. Je nach Fragestellung kann nachfolgend der Lösungsraum des betrachteten Systems ausgegeben oder beispielsweise ein Optimum der Parametereinstellung zur Erreichung einer gewünschten Systemantwort berechnet werden.

4.5.2 Regressionsanalyse

Zur Analyse der in den jeweiligen Versuchsplänen gewonnenen Daten kommt neben der Ermittlung der üblichen Kenngrößen von Messreihen wie das arithmetische Mittel (Gl. 4.3) und die Standardabweichung (Gl. 4.4), die Methode der multiplen Regressionsanalyse zum Einsatz.

Ziel der Regressionsanalyse ist es, eine mathematische Funktion zu finden, deren Kurvenverlauf möglichst optimal durch die Punktwolke der Messwerte verläuft. Der einfachste Fall stellt folglich eine Gerade bei linearen Zusammenhängen dar. Bei komplexen Abhängigkeiten oder bei Systemantworten, die von mehreren Faktoren beeinflusst werden, ist es erforderlich,

Funktionen höheren Grades als Ausgleichsfunktion heranzuziehen, um eine optimale Anpassung an die Beobachtungen zu erreichen. Eine optimale Anpassung wird hierbei so definiert, dass die Summe der Quadrate der Abweichungen der Ausgleichsfunktion zu den Messwerten (sum of squares) ein Minimum darstellt. Um dies zu erreichen ist es somit erforderlich, besonderes Augenmerk auf die Wahl der Grundfunktion zu legen. In allgemeiner Form kann die Ausgleichsfunktion oder auch Modellgleichung genannt, wie in Gl. 4.10 dargestellt werden.

$$\hat{y} = X \cdot b \quad \text{Gl. 4.10 [97]}$$

$$\text{mit } \hat{y} = \begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \vdots \\ y_n \end{bmatrix}; X = \begin{bmatrix} 1 & x_{11} & \dots & x_{z1} \\ 1 & x_{12} & \dots & x_{z2} \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ 1 & x_{1n} & \dots & x_{zn} \end{bmatrix}; b = \begin{bmatrix} b_0 \\ b_1 \\ \vdots \\ b_z \end{bmatrix}$$

Zur Beurteilung der Abbildegenauigkeit (Güte) der Modellgleichung gegenüber des realen Systems werden die sogenannten Residuen der Messwerte berechnet. Dazu wird zu jedem Messwert (y_i) der entsprechende Modellwert (\hat{y}_i) berechnet. Die Differenz zwischen Modellwert und realer Beobachtung wird als Residue bezeichnet. Für diese Abweichungen kann eine Häufigkeitsverteilung erstellt werden um zu überprüfen, ob eine Normalverteilung der Residuen vorliegt [113; 114; 118].

Zur Veranschaulichung können die Zusammenhänge zur Berechnung der Residuen graphisch an einem einfachen linearen Beispiel wie in Abb. 4.22 dargestellt werden.

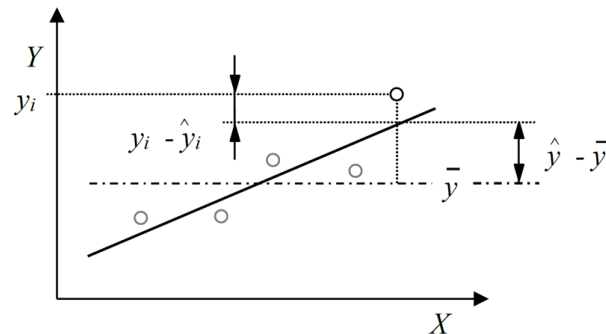


Abb. 4.22: Veranschaulichung der mathematischen Zusammenhänge [114]

Y=	Systemantwort	X=	Parameter
y_i =	Messwert	\hat{y} =	Modellwert
\bar{y} =	Mittelwert der Daten y_i		

Unter Verwendung dieser Abweichungen und deren Quadratsummen (sum of squares) kann das sogenannte Bestimmtheitsmaß (R^2) errechnet werden (siehe Gl. 4.11).

$$SS_{\text{Total}} = \sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2; SS_{\text{Reg}} = \sum_{i=1}^n (\hat{y}_i - \bar{y})^2; SS_{\text{Res}} = \sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2 \quad \text{Gl. 4.11 [114]}$$

$$SS_{\text{Total}} = SS_{\text{Reg}} + SS_{\text{Res}}$$

$$R^2 = \frac{SS_{\text{Reg}}}{SS_{\text{Total}}} = 1 - \frac{SS_{\text{Res}}}{SS_{\text{Total}}} = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2}$$

$$0 \leq R^2 \leq 1$$

Das Bestimmtheitsmaß R^2 gibt folglich an, wie viel Prozent der Streuung der Beobachtungen durch das aktuelle Modell erklärt werden können.

Ein weiterer Kennwert zur Beschreibung der Güte eines Regressionsmodells ist die Vorhersagekraft (Q^2). Dieser Wert beschreibt, wie genau nicht gemessene Systemantworten durch das Modell simuliert werden können und ob ein Modell zum Over-Fit neigt. Die Vorhersagekraft wird nach Gl. 4.12 berechnet.

$$Q^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{\hat{y}}_i)^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2} \quad \text{Gl. 4.12 [114]}$$

mit $\hat{\hat{y}}_i$ = Vorhersage für Regressionsmodell bei dem Messpunkt i nicht im Modell ist.

Um die Standardabweichung des Gesamtmodells zu beschreiben, wird der RMS-error (root mean squared error) herangezogen. Dieser berechnet sich über Gl. 4.13.

$$\text{RMS} = \sqrt{\frac{SS_{\text{Res}}}{n-z-1}} \quad \text{mit } SS_{\text{Res}} = \sum_{i=1}^n (Y_i - \hat{Y})^2 \quad \text{Gl. 4.13 [114]}$$

Mit Hilfe des Programms Visual-XSel lässt sich das durch multiple Regression beschriebene Modell nachfolgend anhand verschiedener Liniendiagrammen anschaulich darstellen. Zur detaillierten Lektüre der statistischen Methoden zur Analyse von Systemen durch die multiple Regression sei an dieser Stelle auf die einschlägige Literatur verwiesen [97; 113–116; 118; 119].

5 VERSUCHE ZUR WERKSTOFFKLASSIFIZIERUNG

In den folgenden Kapiteln erfolgt die Darstellung der innerhalb der vorliegenden Arbeit durchgeführten Versuchsreihen. Diese unterteilen sich in Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften der betrachteten Halbzeuge und deren rheologisches Verhalten im Verarbeitungsprozess. Im letzten Unterkapitel werden die Veränderungen der physikalischen Eigenschaften eines ausgewählten Halbzeugs durch rheologische Vorgänge untersucht. Jede Darstellung der Versuchsreihe gliedert sich in die Beschreibung des Ziels der Untersuchungen, die Auswahl der betrachteten Werkstoffe und deren Zusammensetzung, die Versuchsplanung unter Auswahl der eingesetzten Methoden aus Kapitel 4.3 und der Versuchsdurchführung nebst Definition der jeweiligen Versuchsparameter. In Kapitel 6 werden nachfolgend die gewonnenen Daten der entsprechenden Versuchsreihen vorgestellt.

5.1 Mechanische Untersuchungen

Das nachfolgende Unterkapitel behandelt im ersten Schritt die Darstellung der mechanischen Leistungsfähigkeit ausgewählter CF-SMC-Werkstoffe, die aktuell auf dem Markt verfügbar sind. Im zweiten Teil der Untersuchungen werden Versuchspläne vorgestellt, in denen die

Zusammensetzungen von CF-SMC-Werkstoffen gezielt verändert werden, um die Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften zu evaluieren. Im letzten Teil des Unterkapitels wird die verwendete 50K-Faser direkt verändert, um den Einfluss dieses Parameters bezogen auf die mechanische Leistungsfähigkeit von CF-SMC-Werkstoffen nachzuvollziehen.

5.1.1 Aktuelle CF-SMC-Werkstoffe

Innerhalb der Untersuchungen des Werkstoffbenchmarks soll das Niveau der mechanischen Eigenschaften verfügbarer CF-SMC-Werkstoffe anhand von Zugversuchen bestimmt werden. Dazu werden aus den in Kapitel 4.1 vorgestellten Werkstoffen Testplatten hergestellt, aus denen Zugprüfkörper gewonnen werden. Diese Proben werden anschließend im Zugversuch untersucht und die so ermittelten Werkstoffdaten ausgewertet.

Vor allem aufgrund der großen Unterschiede der Werkstoffe im Bereich der verfügbaren Flächengewichte (vgl. Tab. 4.1) ist es erforderlich, Prämissen für die Herstellung der Testplatten zu erstellen, um eine gute Vergleichbarkeit der zu ermittelnden Daten zu erreichen.

Folgende Prämissen in absteigender Priorität werden gesetzt:

1. Vergleichbare Plattendicke ($t_P = 2 \text{ mm} \pm 0,2$)
2. Geringe Lagenanzahl und gleiche Abmessungen aller Lagen im Zuschnittpaket
3. Vergleichbare Fließbewegung im Werkzeug (Werkzeugauslegung)

Die erste Prämisse dient der Betrachtung der Werkstoffeigenschaften ohne zusätzliche Kopplung von Dickeneinflüssen der Probe und verhindert zusätzlich das Auftreten hoher Prüfkraft im Zugversuch. Durch die Kombination einer geringen Lagenanzahl bei gleichen Abmessungen aller Lagen sollen störende Effekte beim Verpressen mehrerer Lagen miteinander, aber auch Inhomogenitäten beim Fließen von Lagen unterschiedlicher Abmessungen reduziert respektive vermieden werden. Auf Letzteres folgt folgerichtig, dass vergleichbare Fließwege während des Verpressens des Werkstoffes erreicht werden sollen, um auch diesen möglichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der hergestellten Proben zu reduzieren.

Das verwendete rechteckige Plattenwerkzeug (Plattenwerkzeug 1, vgl. Abb. 4.1) besitzt die Abmessungen $350 \times 300 \text{ mm}$ wobei die Ecken der Grundfläche mit einem Radius von $R_{WKZ} = 40 \text{ mm}$ verrundet ausgeführt sind. Um die Variation der möglichen Zuschnittabmessungen zu reduzieren und der dritten Prämisse zu genügen, wird die Breite des Zuschnitts auf $b_{ZS} = 270 \text{ mm}$ festgelegt. Somit ist die Fließbewegung in die Breite der Platte bei allen Werkstoffen identisch (siehe Abb. 5.1).

Die Abmessungen der verwendeten Zuschnitte sind in Tab. 5.1 für jeden Werkstoff aufgeführt. Die prozentuale Flächenbelegung (ϕ) kann mit der Werkzeugfläche ($A_{WKZ} = 999,735 \text{ mm}^2$) berechnet werden.

Tab. 5.1: Definition der Zuschnittabmessungen der einzelnen Werkstoffe

Werkstoff	FG in g/m ²	ρ_w in g/cm ³	l_{zs} in mm	b_{zs} in mm	n_L	ϕ in %
Polynt HUP CF70/50	2500	1,45	230	270	2	63,03
Polytec CF 2035	1200	1,50	310	270	3	83,72
Quantum AMC 8590	2745	1,48	220	270	2	59,42
Polynt Epopreg 90CF	1800	1,43	230	270	3	62,12
Hexcel HexMC [®] 2000	2000	1,55	320	270	2	86,42

Da die verschiedenen Werkstoffe sehr unterschiedliche Flächengewichte aufweisen, variiert folglich die prozentuale Flächenbelegung des Werkzeugs im Bereich von $\phi = 59,4$ -86,42 %. Alle Zuschnitte werden aus den Werkstoffbahnen so entnommen, dass die Breite die Querrichtung (90°) und die Länge des Zuschnitts die Produktionsrichtung (0°) darstellt. Innerhalb eines Lagenstapels wird zusätzlich die Orientierung der Lagen konstant gehalten. Abb. 5.1 zeigt schematisch die Plattengeometrie und die Abmessungen respektive Position der verwendeten Zuschnittstapel, wie sie im Werkzeug positioniert werden.

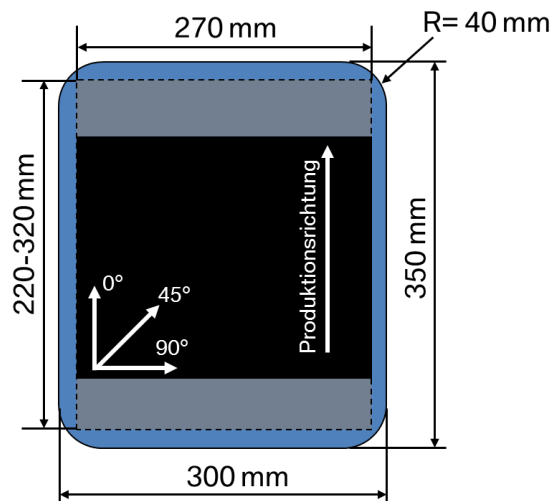


Abb. 5.1: Schematische Darstellung der Plattengeometrie (blau) und der Zuschnittposition (schwarz/grau)

Jeder Lagenstapel wird vor dem Pressschritt gewogen und die zugehörige Masse im Versuchsprotokoll zur Qualitätssicherung notiert. Die Plattenherstellung folgt der in Kapitel 4.2 beschriebenen Methode unter Verwendung der in Tab. 5.2 dargestellten Prozessparameter.

Tab. 5.2: Prozessparameter zur Herstellung der Testplatten.

Werkstoff	Temperatur in °C	Schließkraft in kN	Presszeit in s
Polynt HUP CF70/50	146,5 ±1,5	1800	150
Polytec CF 2035			
Quantum AMC 8590			
Polynt Epopreg 90CF			360
Hexcel HexMC®2000			180

Alle VE-Werkstoffe werden bei gleicher Temperatur und Schließkraft (Prozessdruck $p = 180$ bar) verarbeitet. Lediglich die beiden EP-Varianten benötigen laut der Datenblätter der Hersteller eine längere Zeit zum Aushärten, weshalb diese hier angepasst wird. Nach der Entformung der Platten aus dem Werkzeug wird die Dicke der gepressten Platte bestimmt und im Protokoll dokumentiert. Platten, deren Dicke außerhalb der Toleranz (Prämisse 1) liegen oder sonstige optische Fehler aufweisen, werden markiert und aus der Testreihe entfernt.

Aus den so hergestellten Testplatten werden unter Verwendung der in Kapitel 4.2 vorgestellten Methode mit Hilfe von Wasserstrahlschneiden Standard-Zugprüfkörper des Typs 2 (vgl. Abb. 4.2) gewonnen. Dabei werden die Proben so aus der Mitte der Platten ausgeschnitten, dass die Produktionsrichtung (0°), die Querrichtung (90°) und die Diagonale (45°) der Platte untersucht werden kann (vgl. Abb. 5.1). Die erzeugten Probekörper werden nach der in Kapitel 4.3.1 vorgestellten Methode im Zugversuch getestet. Dabei werden je Richtung $n_w = 5$ Versuche bei einer Prüfgeschwindigkeit von $V_p = 5$ mm/s und konstanten klimatischen Bedingungen ($T = 25$ °C) durchgeführt. Anschließend werden die Prüfplatten visuell begutachtet und die Laminatqualität mit Hilfe der CT-Bildgebung untersucht. Zusätzlich kommt die ARAMIS-Methode (vgl. 4.3.2) zur Analyse der oberflächlichen Spannungszustände im Zugversuch und die visuelle Betrachtung der Bruchbilder zum Einsatz. Die gewonnenen Daten werden in Kapitel 6.1.1 vorgestellt.

5.1.2 Einfluss der Faserart

Die Prozessanalyse in Kapitel 3.2 zeigt, dass es aufgrund der sehr großen Anzahl an Einflussfaktoren des Systems (vgl. Abb. 3.13) erforderlich ist, eine Fokussierung auf einen Teilprozess durchzuführen. Daher wird der faserbezogene Teilprozess (vgl. Abb. 5.2) im Rahmen der weiterführenden Untersuchungen betrachtet.

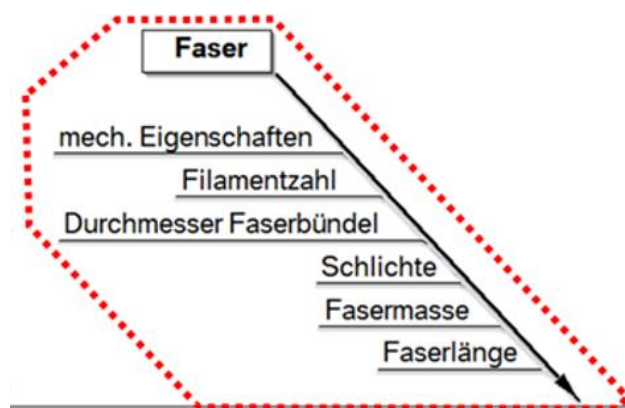


Abb. 5.2: Einflussfaktoren des faserbezogenen Teilprozesses

Ziel der Untersuchungen dieses Kapitels ist es, den Einfluss der Filamentanzahl eines Faserstrangs auf die mechanischen Eigenschaften des Compounds zu analysieren. Dazu werden die zwei in Kapitel 4.1 vorgestellten Fasertypen mit 12000 (12K Toray T700 FOE) bzw. 50000 Filamenten (50K SGL ACF) verwendet. Unter Beachtung der Regeln der Methode des Design of Experiment (vgl. Kapitel 4.5.1) wird ein Versuchsplan erstellt. Dieser gibt die einzelnen Konfigurationen zur Erstellung verschiedener Werkstoffe vor. Die verschiedenen Werkstoffe des Versuchsplans werden unter Verwendung der Anlagen eines etablierten Halbzeuglieferanten (Compoundeur A) hergestellt. Dadurch kann das bestehende Know-How und die kontrollierten Produktionsbedingungen des Lieferanten genutzt werden.

Folgende Parameter und Prämissen dienen zur Erstellung des Versuchsplans für Compoundeur A:

- Parameter: a) Faserart (12K, 50K), b) Faserlänge, c) Fasermassengehalt
- Level: a: zwei Stufen; b&c: drei Stufen
- Modell: D-optimal, quadratisch mit Wechselwirkungen
- Zielgröße: E-Moduln/Zugfestigkeiten

In Abstimmung mit dem SMC-Compoundeur wird eine prozessual darstellbare Variation der Parameter festgelegt. Eine sinnvolle Modifikation der Faserlängen geschieht in den üblichen Längen $l_{F1} = 1''$ (25 mm) und $l_{F2} = 2''$ (50 mm). Außerdem wird als drittes Variationslevel eine Kombination aus $l_{F3} = 1'' \& 2''$ Faserabschnitten gewählt. Dabei herrscht stets Gleichheit bezüglich der Anzahl der Faserstücke, nicht jedoch bezüglich der Masse der Faserabschnitte. Diese Einstellungen können mit Hilfe der eingesetzten Breitschneidwerke technisch einfach umgesetzt werden. Da prozessual der Fasermassenanteil im SMC-Compound gewissen Schwankungen unterworfen ist ($\Delta_{FMG} = \pm 2 \text{ M\%}$) und da die Fasermassengehalte (FMG) aktuell auf dem Markt verfügbarer CF-SMC-Systeme im Bereich von $FMG = 50 \text{ M\%}$ liegen, erscheint es zielführend den Fasermassenanteil im Versuchsplan oberhalb dieses Werts zu wählen und in Schritten von $\Delta_{FMG} = 5 \text{ M\%}$ zu variieren. Die Variation des Fasergehalts wird auf $FMG_1 = 50 \text{ M\%}$, $FMG_2 = 55 \text{ M\%}$ und $FMG_3 = 60 \text{ M\%}$ festgelegt. Aus den genannten Variablen wird ein Parameterset zusammengestellt, das als Grundlage für die Varianten des Versuchsplans dient (vgl. Tab. 5.3).

Tab. 5.3: Parameter und deren Variation zur Erstellung des Versuchsplans

Parameter	Level		
Faserart	12K Toray	50K ACF	
l_F	1''	1''&2''	2''
FMG	50 M%	55 M%	60 M%
Zielgröße	Zugeigenschaften		

Mit Hilfe des Statistikprogramms Visual XSel (Visual XSel 13.0) können die gewählten Parameter und deren Level kombiniert und anschließend ausgewertet werden. Unter Beachtung der Regeln der statistischen Versuchsplanung wird ein quadratischer D-optimaler Versuchsplan mit Wechselwirkungen entwickelt, der das mathematische Lösungsvolumen des Systems aufspannt (Abb. 5.3) und folgende 11 Konstellationen der Halbzeuge vorschreibt (Tab. 5.4).

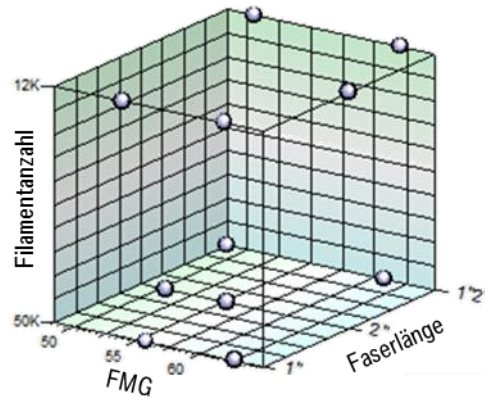


Abb. 5.3: Darstellung des mathematischen Lösungsraums des DOE

Tab. 5.4: Reduzierter Versuchsplan des DOE

Nr.	FMG in M%	l_F in "	Faser
1	60	1	50K ACF
2	55	2	50K ACF
3	60	2	12K Toray
4	50	2	50K ACF
5	55	1	50K ACF
6	55	1	12K Toray
7	60	1&2	12K Toray
8	50	1&2	50K ACF
9	60	1&2	50K ACF
10	60	1	12K Toray
11	50	1&2	12K Toray

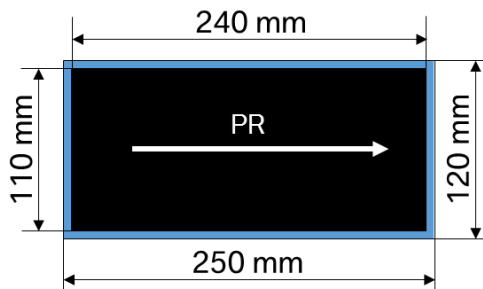
Die Halbzeugherstellung der einzelnen Varianten geschieht ohne jegliche Anpassung der SMC-Paste in Bezug auf chemische Zusammensetzung oder Startviskosität. Als Ziel wird ein Flächengewicht von $FG = 2745 \text{ g/m}^2$ festgelegt.

Nach der in Kapitel 4.1 beschriebenen Methode werden die Halbzeuge produziert, auf Pappkerne aufgewickelt und unter kontrollierten Bedingungen zur Reifung gelagert. Die Prüfplattenherstellung wird nach der in Kapitel 4.2 vorgestellten Methode unter Verwendung des Plattenwerkzeugs Nr. 2 (vgl. Abb. 4.1 b) durchgeführt. Die Prozessparameter zur Herstellung der Prüfplatten sind in Tab. 5.5 dargestellt.

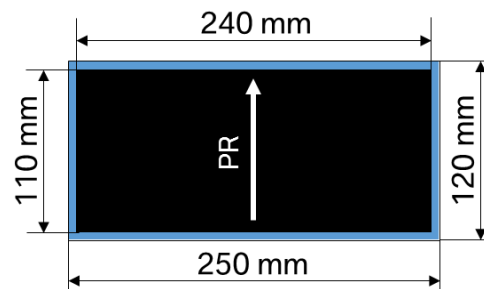
Tab. 5.5: Prozessparameter zur Herstellung der Prüfplatten

Parameter	Einstellung
T_{WKZ}	150 °C
F_{P}	420 kN
t_{H}	180 s
V_{s}	10 mm/s
n_{L}	4
l_{ZS}	240 mm
b_{ZS}	110 mm
ϕ	88 %
m_{P}	127 g \pm 10 %

Da die mechanischen Eigenschaften der produzierten Werkstoffe in zwei Richtungen (0°- und 90° zur Produktionsrichtung) getestet werden sollen, und die Plattenabmessungen die Entnahme von Zugprüfkörpern nur in einer Richtung zulassen, ergeben sich für die Definition der Halbzeugzuschnitte zwei Szenarien (vgl. Abb. 5.4).



Darstellung Plattenproduktion 0°



Darstellung Plattenproduktion 90°

Abb. 5.4: Darstellung der verwendeten Einlegeschemata
PR= Produktionsrichtung

Anhand dieser Vorgaben werden pro Richtung und Halbzeug je zwei Zuschnitte gewonnen, aufeinander gestapelt in das Werkzeug eingelegt und zu Testplatten verpresst. Durch die Kontrolle des Gewichts des Zuschnittpakets wird sichergestellt, dass die hergestellten Prüfplatten eine Dicke von $t_{\text{p}} = 2 \text{ mm} \pm 10 \%$ erreichen.

Das Vorgehen zur Gewinnung von Prüfkörpern erfolgt analog der Beschreibung in Kapitel 4.3.1. Um Einflüsse des Randbereichs der Platte zu verhindern, werden pro Platte drei Zugstäbe aus der Mitte entnommen. Der Probenentnahmeplan ist in Abb. 5.5 schematisch dargestellt. Insgesamt werden der mechanischen Prüfung je sechs Zugstäbe pro Richtung der einzelnen Werkstoffe zur Verfügung gestellt.

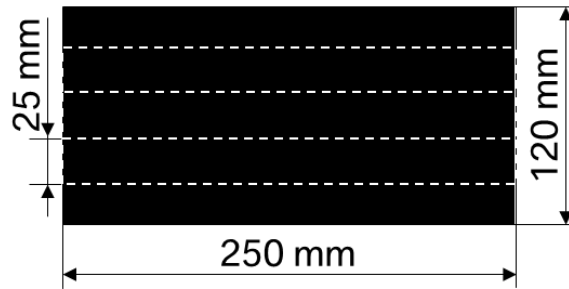


Abb. 5.5: Probenentnahmeplan der Standardzugprüfkörper nach [95]

Vor der mechanischen Prüfung der Probekörper wird zusätzlich eine visuelle Begutachtung der Probenoberfläche durchgeführt. Anschließend werden die gewonnenen Proben mit Hilfe einer Universalprüfeinrichtung Z1474 der Firma Zwick/Roell (Zwick/Roell AG, Ulm) unter den folgenden Prüfbedingungen bis zum Bruch der Probe getestet:

Tab. 5.6: Parameter der Zugprüfungen in Anlehnung an DIN EN ISO 527-4 [95]

Parameter	Einstellung
n_w	6
V_P	5 mm/min
l_E	150 mm

Zusätzlich zur Qualitätssicherung des Lieferanten bei der Herstellung der Werkstoffe hinsichtlich der Vorgaben des Versuchsplans in Bezug auf die darzustellenden Fasermassenanteile werden stichprobenartig die getesteten Zugproben auf deren Fasergehalt untersucht. Dazu wird eine thermogravimetrische Analyse (TGA) nach BMW Prüfvorschrift PR527 (vgl. Kapitel 4.3.4 und Gl. 4.7) durchgeführt.

Alle so gewonnenen Versuchsdaten werden in Kapitel 6.1.2 ausgewertet.

5.1.3 Einfluss der Faserschichte

Im Anschluss an die Untersuchungen zum Einfluss der Filamentzahl auf die mechanischen Eigenschaften der CF-SMC-Werkstoffe sollen in diesem Kapitel zwei Fasern gleicher Filamentanzahl, jedoch mit unterschiedlicher Schichte verwendet werden.

Dazu wird analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2 ein reduzierter Versuchsplan unter Verwendung der 12K Toray T700 FOE und der 12K Mitsubishi Pyrofil TR50S Faser erstellt. Beide Fasern besitzen den Datenblätterangaben der Hersteller nach vergleichbare mechanische Eigenschaften. Bei der Durchführung wird analog des beschriebenen Vorgehens auf das Know How und die Anlagentechnik eines Compoundeurs B zurückgegriffen.

Folgende Parameter und Prämissen dienen zur Erstellung des Versuchsplans für Compoundeur B:

- Parameter: a) Faserart (12K Toray, 12K Mitsubishi) , b) l_F , c) FMG
- Level: a: zwei Stufen; b&c: drei Stufen
- Modell: D-optimal, quadratisch mit Wechselwirkungen
- Zielgröße: E-Moduln/Zugfestigkeiten

Die verwendeten Faserlängen werden analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2 definiert. Die Variation des Fasergehalts wird auf $FMG_1=53\text{ M\%}$, $FMG_2=58\text{ M\%}$ und $FMG_3=63\text{ M\%}$ festgelegt. Aus den genannten Variablen wird ein Parameterset zusammengestellt, das als Grundlage für die Erstellung des Versuchsplans dient (vgl. Tab. 5.7).

Tab. 5.7: Parameter und deren Variation zur Erstellung des Versuchsplans

Parameter	Level		
Faserart	12K Toray	12K Mitsubishi	
l_F	1"	1"&2"	2"
FMG	53 M%	58 M%	63 M%
Zielgröße	Zugeigenschaften		

Mit Hilfe des Statistikprogramms Visual Xsel (Visual Xsel 13.0) können die gewählten Parameter und deren Level kombiniert und anschließend ausgewertet werden. Unter Beachtung der Regeln der statistischen Versuchsplanung wird ein quadratischer D-optimaler Versuchsplan mit Wechselwirkungen entwickelt, der das mathematische Lösungsvolumen des Systems aufspannt (Abb. 5.3) und folgende 11 Konstellationen der Halbzeuge vorschreibt (Tab. 5.4).

Tab. 5.8: Reduzierter Versuchsplan des DOE

Nr.	FMG in M%	l_F in "	Faser
1	63	2	12K Toray
2	53	1	12K Toray
3	63	2	12K Mitsubishi
4	63	1	12K Toray
5	63	1&2	12K Mitsubishi
6	53	1	12K Mitsubishi
7	58	1	12K Mitsubishi
8	53	1&2	12K Mitsubishi
9	58	2	12K Mitsubishi
10	53	1&2	12K Toray
11	63	1&2	12K Toray

Analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2 steht jede Nummer für eine Halbzeugproduktion (Batch) mit spezifischer Zusammensetzung. Diese werden entsprechend der in Kapitel 5.1.2 beschriebenen Methode hergestellt und zur Reifung gelagert. Als Ziel wird ebenfalls ein Flächengewicht von $FG=2745\text{ g/m}^2$ festgelegt. Die Prüfplattenherstellung wird nach der in Kapitel 4.2 vorgestellten Methode unter Verwendung des Plattenwerkzeugs Nr. 2 (vgl. Abb. 4.1 b) durchgeführt. Die Plattenherstellung erfolgt analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2. Die verwendeten Prozessparameter werden in Tab. 5.9 aufgeführt.

Tab. 5.9: Prozessparameter zur Herstellung der Prüfplatten

Parameter	Einstellung
T_{WKZ}	150 °C
F_P	420 kN
t_H	180 s
V_s	10 mm/s
n_L	2
l_{zs}	240 mm
b_{zs}	110 mm
ϕ	88 %
m_P	145 g \pm 10 %

Die Darstellung der Zuschnitte ist Abb. 5.4 zu entnehmen. Entsprechend wird der selbe Probenentnahmeplan (vgl. Abb. 5.5), die gleichen Prüfbedingungen (vgl. Tab. 5.6) und Prüfeinrichtungen verwendet. Zusätzlich zur Qualitätssicherung des Lieferanten bei der Herstellung der Werkstoffe hinsichtlich der Vorgaben des Versuchsplans in Bezug auf die darzustellenden Fasermassenanteile werden stichprobenartig die getesteten Zugproben auf deren Fasergehalt untersucht. Dazu wird eine thermogravimetrische Analyse (TGA) nach BMW Prüfvorschrift PR527 (vgl. Kapitel 4.3.4 und Gl. 4.7) durchgeführt.

Die so gewonnenen Versuchsdaten werden in Kapitel 6.1.3 ausgewertet.

5.1.4 Variation der Faserparameter bei 50K-Fasern

Die Versuche des Kapitels 5.1.3 dienen der Beschreibung des Einflusses der Faserschichte zweier 12K-Kohlenstofffasern auf die mechanischen Eigenschaften der damit hergestellten Werkstoffe. Diese Halbzeuge werden unter Verwendung der spezifischen Anlagentechnik und des Matrixsystems von Compoundeur B produziert. Da jedoch für den Einsatz in der Automobilindustrie die eingangs erwähnten kostenoptimierten Heavy Tows im Fokus stehen, werden in diesem Kapitel Werkstoffe unter Verwendung der 50K-ACF-Faser hergestellt, und deren mechanische Kennwerte mit den bisher gesammelten Daten verglichen.

Im Gegensatz zu dem Vorgehen der Kapitel 5.1.2 und 5.1.3 wird bei der Erstellung des Versuchsplans zur Herstellung der 50K-Halbzeuge ein vollfaktorieller Ansatz gewählt. Dabei werden die Faserlängen und die Fasermassengehalte auf zwei Levels variiert. Die so definierten Werkstoffzusammensetzungen sind in Tab. 5.10 dargestellt.

Tab. 5.10: Übersicht der Werkstoffvarianten unter Verwendung der 50K-ACF-Faser

Nr.	l_F in "	FMG in M%
1	1+2	58
2	1+2	63
3	2	58
4	2	63

Analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2 steht jede Nummer für eine Halbzeugproduktion (Batch)

mit spezifischer Zusammensetzung. Diese werden entsprechend der in Kapitel 5.1.2 beschriebenen Methode hergestellt und zur Reifung gelagert. Als Ziel wird ebenfalls ein Flächengewicht von $FG = 2745 \text{ g/m}^2$ festgelegt. Die Prüfplattenherstellung wird nach der in Kapitel 4.2 vorgestellten Methode unter Verwendung des Plattenwerkzeugs Nr. 2 (vgl. Abb. 4.1 b) durchgeführt. Die Plattenherstellung erfolgt analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.2. Die Plattenherstellung erfolgt analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.3, daher finden sich die Prozessparameter in Tab. 5.9 und die Darstellung der Zuschnitte in Abb. 5.4. Entsprechend wird der gleiche Probenentnahmeplan (vgl. Abb. 5.5), die selben Prüfbedingungen (vgl. Tab. 5.6) und Prüfeinrichtungen verwendet.

Die so gewonnenen Versuchsdaten werden in Kapitel 6.1.4 ausgewertet.

5.1.5 Einfluss der Faserteilung

Anhand der Untersuchungen des vorliegenden Kapitels sollen zwei Fragestellungen beleuchtet werden. Zum einen soll überprüft werden, ob es möglich ist, eine 50K-Faser vor dem Querschnitt im Schneidwerk einer SMC-Anlage so vorzubehandeln, dass die kompakte Faser in Teilstränge zerfällt. Dieser Vereinzlungsschritt soll bevorzugt in den bestehenden Halbzeugherstellungsprozess integriert werden. Zum anderen sollen unter Verwendung dieser Vorrichtung CF-SMC-Werkstoffe hergestellt und deren mechanische Eigenschaften untersucht werden. Diese Versuchsreihen sollen klären, welche Auswirkungen die Faserteilung auf die Leistungsfähigkeit der Werkstoffe hat.

Die Aufteilung der Faserstränge soll im Halbzeugherstellungsprozess (in line) erfolgen. Dadurch können zusätzliche vorgelagerte Handhabungsschritte vermieden werden, die mögliche mechanische Schädigungen der Fasern zu Folge haben. Eine Möglichkeit dies zu erreichen, stellt die Integration einer Rillenwalze in die Faserzuführung der SMC-Anlage dar. Bei dieser Walze handelt es sich um einen zylindrischen Stahlstab ($d_w = 30 \text{ mm}$), in dessen Mantelfläche parallele Rillen ($b_R = 2 \text{ mm}$, $t_R = 2 \text{ mm}$) eingedreht sind. Dieser Stab wird achsenparallel unmittelbar vor dem Breitschneidwerk positioniert. Durch geeignete Umlenkrollen werden die Kohlenstofffasern nach Verlassen der individuellen Rohrzuleitungen so geführt, dass sie unter einem definierten Winkel die Mantelfläche der Rillenwalze umschlingen. Dabei ist die mechanische Vorrichtung so aufgebaut, dass der Umschlingungswinkel (δ) gradgenau eingestellt werden kann. Durch die bei der Umschlingung auftretenden Kräfte werden die Fasern in die Rillen gezwungen und der Faserstrang teilt sich auf (vgl. Abb. 5.6).

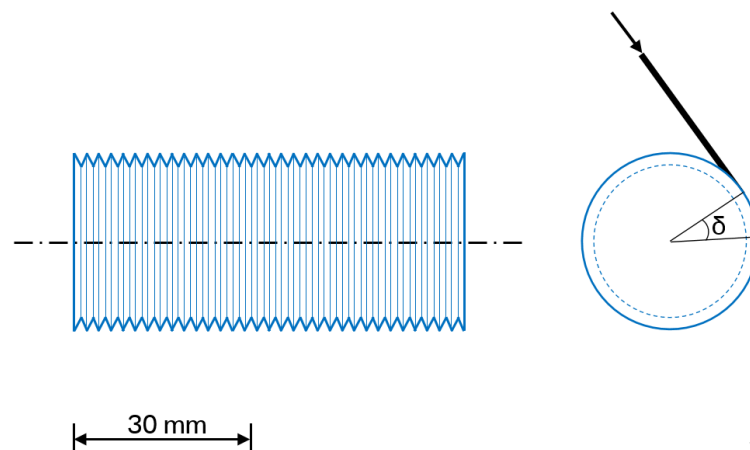


Abb. 5.6: Schematische Darstellung der Rillenwalze und der veränderten Faserführung

Mit Hilfe dieser experimentellen Vorrichtung ist es möglich, eine grobe Längsteilung des 50K-Faserstrangs zu erreichen. Außerdem können bereits während des Betriebs der Anlage erste Erkenntnisse über das Verhalten der Faser beim Teilungsprozess gesammelt werden. Voruntersuchungen zeigen, dass ein zu geringer Umschlingungswinkel ($\delta < 25^\circ$) zu keiner robusten Vereinzelnung der Faserstränge führt, während ein zu hoher Winkel ($\delta < 50^\circ$) zu starker Schädigung der Fasern und Flusenbildung an der Rillenwalze führt.

Daher werden zur Untersuchung der Auswirkungen der Faserteilung auf die mechanischen Eigenschaften des CF-SMC-Werkstoffs folgende Werkstoffvarianten hergestellt (vgl. Tab. 5.12).

Tab. 5.11: Übersicht der Werkstoffvarianten unter Verwendung der 50K-ACF-Faser

Nr.	IF in “	FMG in M%	δ in °
1	1+2	63	0
2	1+2	63	30
3	1+2	60	45

Da bei einem hohen Umschlingungswinkel die Teilung der Fasern bereits stark ausfällt und die Faserbetthöhe ansteigt, wird der Faseranteil bei Nr. 3 bewusst reduziert um eine vollständige Imprägnierung der Fasern bei gleicher Pastenviskosität zu gewährleisten. Als Ziel wird eine Flächengewicht von $FG = 2745 \text{ g/m}^2$ festgelegt. Alle weiteren Vorgänge wie Prüfplattenerstellung und Zugversuche werden analog der vorherigen Untersuchungen durchgeführt.

Die so gewonnenen Versuchsdaten werden in Kapitel 6.1.5 ausgewertet.

5.2 Rheologische Untersuchungen

Die folgenden Kapitel befassen sich mit dem spezifischen Widerstand unterschiedlicher CF-SMC-Werkstoffe gegen ein mechanisches Einwirken in Form eines Verpressens in Dickenrichtung der Halbzeuglagen. Dazu werden die in Kapitel 4.4 vorgestellten Methoden, die teilweise bereits im Bereich der glasfaserbasierten SMC-Werkstoffe etabliert sind, auf CF-SMC-Systeme angewandt. Zur Durchführung der folgenden Versuche wird ein CF-SMC-Werkstoff der Firma B ausgewählt, der die 12K-Toray-Faser bei einem Fasergehalt von $FMG = 63 \text{ M}\%$ und einer Faserlängenkombination von $l_F = 1'' \& 2''$ verwendet. Da dieser Werkstoff hohe mechanische Eigenschaften trägt, wird dieser in den folgenden Kapiteln als „12K-Struktur-SMC“ bezeichnet (vgl. Tab. 4.2).

Im ersten Schritt sollen die Auswirkungen der faserbezogenen Parameter wie Faseranteil und Faserlänge auf den Widerstand gegen das Verpressen untersucht und im zweiten Schritt unter Verwendung der Methode des Kapitels 4.4.3 die Auswirkungen der mechanischen Anisotropie auf das Fließverhalten entlang einer Richtung analysiert werden.

5.2.1 Einfluss der Faserparameter

Zur Analyse des spezifischen Widerstandes eines CF-SMC-Werkstoffs gegen das mechanische Verdrängen im bauteilbildenden Pressprozess ist es erforderlich, verschiedene Ersatzversuche in zwei Schritten durchzuführen.

Im ersten Schritt wird das Werkstoffverhalten des 12K-Struktur-SMCs durch Versuche bei verschiedenen Traversengeschwindigkeiten im Kompaktierungsversuch charakterisiert. Im

zweiten Schritt werden die Ergebnisse mit parametergleichen Kompaktierungsversuchen des Standardwerkstoffs der Firma B verglichen.

Die Konfigurationen der in den nachfolgenden Untersuchungen verwendeten Werkstoffe sind in Tab. 5.12 gegenübergestellt.

Tab. 5.12: Konfiguration der untersuchten CF-SMC-Werkstoffe

Parameter	Standard-CF	12K-Struktur
FMG	53 M%	63 M%
Faserlänge	1"	1"&2"
Matrix	VE	VE

Die Kompaktierungsversuche werden analog der Beschreibung in Kapitel 4.4.1 durchgeführt. In Tab. 5.13 sind die Parameter der Charakterisierungsversuche aufgeführt.

Tab. 5.13: Parameter der Charakterisierungsversuche

Parameter	Einstellung
d_P	30 mm
V_T	0,5/1,0/3,0 mm/s
n_L	4
n_W	7
m_P	8 g \pm 10 %

Die kreisrunden Proben werden unter Vermeidung des Randbereichs aus dem Halbzeug ausgestanzt. Dabei wird unter Beachtung der Orientierung in Bezug auf die Produktionsrichtung der SMC-Rolle ein Stapel aus $n_L = 4$ Lagen hergestellt. Dieser Stapel wird gewogen und muss ein Probengewicht von $m_P = 8$ g (± 10 %) erreichen, sonst wird die Probe aus der Testreihe entfernt. Der Werkstoffstapel wird zentrisch unter dem Stempel der Vorrichtung positioniert und die Traverse mit der gewünschten Geschwindigkeit verfahren. Je Geschwindigkeit werden $n_W = 7$ Versuche durchgeführt. Die beim Kompaktieren der Probe auftretenden Kräfte werden zusammen mit der aktuellen Traversenposition aufgezeichnet.

Die gesammelten Daten werden in Kapitel 6.2.1 ausgewertet.

5.2.2 Einfluss der Faservororientierung

Bei der Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften von SMC-Werkstoffen ist es üblich, Probekörper zur Prüfung des Werkstoffs entlang mindestens zweier Richtungen aus gepressten Platten zu entnehmen. Dadurch kann bestimmt werden, ob der untersuchte Werkstoff isotrope oder richtungsabhängige Eigenschaften aufweist. Da die mechanischen Eigenschaften der Faserverbunde von der Hauptorientierung der Verstärkungsfasern abhängen, wird in diesem Kapitel untersucht, wie die Faserhauptorientierung im Halbzeug den Widerstand gegen das Verpressen in einem produktionsnahen Werkzeug beeinflusst. Zur Durchführung dieser Versuche wird das 12K-Struktur-SMC ausgewählt (Konfiguration siehe Tab. 4.2), das eine ausgeprägte Anisotropie der Zugeigenschaften aufweist ($\vartheta_E = 1,86$).

Die Pressversuche werden unter Verwendung des Scherplattenwerkzeugs (vgl. Abb. 4.1 d) und

einer geeigneten, instrumentierten Presse durchgeführt. Das prinzipielle Vorgehen entspricht dabei der in Kapitel 4.4.3 beschriebenen Methode. Zur Übersicht sind in Tab. 5.14 die Prozessparameter der Pressversuche aufgeführt.

Tab. 5.14: Versuchsparameter der Beispielversuche

Parameter	Einstellung
F_P	2500 kN
V_S	0,5/1,0/3,0/6,0 mm/s
T_{WKZ}	140 °C
a_P	150 mm
n_L	3
n_W	5
m_P	185 g \pm 10 %

Die Proben werden aus dem Halbzeug unter Markierung der Produktionsrichtung ausgestanzt und $n_L=3$ Zuschnittlagen mit gleicher Orientierung aufeinander gestapelt. Die Probenstapel werden gewogen und müssen ein Probengewicht von $m_P=185$ g bei $n_L=3$ innerhalb einer Toleranz von $\Delta m= \pm 10$ % der Stapelmasse erreichen, um in der Versuchsreihe verwendet zu werden. Die fertigen Stacks werden stets in den quadratischen Bereich des Werkzeugs (vgl. Abb. 4.12 Bereich a) eingelegt. Zur Realisierung der Fließbewegung in einer Richtung werden die folgenden Einlegeschemata verwendet (vgl. Abb. 5.7).



Abb. 5.7: Schematische Darstellung der verwendeten Einlegeschemata
 0°: Vorzugsorientierung entspricht Werkstoffbewegung
 90°: Vorzugsorientierung rechtwinklig zur Werkstoffbewegung

Das Einlegeschema 0° stellt die Konfiguration dar, in der die Hauptorientierung der Fasern im Halbzeug parallel zur erzwungenen Fließrichtung durch das Verpressen in der Kavität verläuft. Im Fall des Struktur-SMCs entspricht diese Richtung zusätzlich der Produktionsrichtung des Werkstoffs. Beim Einlegeschema 90° stehen die Produktionsrichtung und Hauptorientierung der Fasern quer zur Fließrichtung des Werkstoffs. Je Einlegeschema, Lagenanzahl und Geschwindigkeit werden $n_W=5$ Versuche durchgeführt. Außerdem wird zusätzlich eine Versuchsreihe mit einer Kombination der Lagenorientierungen durchgeführt ($n_W=5$). Dabei entspricht der Lagenaufbau der Abfolge 0°/90°/0° und wird bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S=3$ mm/s verpresst. Die bei den jeweiligen Versuchen auftretenden Kräfte beim Verpressen der eingelegten Probe werden aufgezeichnet, ausgewertet und in Kapitel 6.2.2 anhand von Diagrammen vorgestellt.

5.3 Einfluss der Fließbewegung auf die physikalischen Werkstoffeigenschaften

Die Versuche des vorliegenden Kapitels dienen der Klärung der Fragestellung, inwiefern das Fließen des Halbzeugs im Pressprozess Auswirkungen auf die mechanischen und thermischen Eigenschaften des ausgehärteten Werkstoffs hat. Dazu werden aus einem bereits charakterisierten CF-SMC-Werkstoff Prüfplatten hergestellt, bei deren Produktion das Halbzeug zur Füllung der Kavität durch die Verwendung verschiedener Flächenbelegungen unterschiedliche Fließwege zurücklegen muss. Durch die Anwendung der Kontrastmittelmethode (vgl. Kapitel 4.4.5) kann die jeweils vorliegende Dehnung des Werkstoffs je Fließweg berechnet und mit den mechanischen und thermischen Eigenschaften korreliert werden. Diese werden anhand von Zugversuchen, Analysen des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten und Bestimmung des Faservolumengehaltes in Längs- und Querrichtung der Testplatten ermittelt.

Als Werkstoff, mit dem die folgenden Versuche durchgeführt werden, dient das Quantum AMC 8590 (Quantum Composites, MI, USA), das bereits im Werkstoffbenchmark untersucht wurde (vgl. 5.1.1). Dieses VE-SMC besitzt einen FMG= 53 M% und 1“-lange Fasern, ist kommerziell erhältlich und ist schon seit einiger Zeit in der Produktpalette des Anbieters verfügbar. Anhand der internen Qualitätssicherung seit der Markteinführung des Produkts und der ISO-Zertifizierung des Herstellers kann hier von geringen Schwankungen in der Werkstoffqualität ausgegangen werden.

Zur Herstellung der Testplatten wird das Plattenwerkzeug Nr. 3 (vgl. Abb. 4.1 c) verwendet. Eine geeignete Zuschnittdefinition ermöglicht durch verschiedene Flächenbelegungen die Darstellung unterschiedlicher Werkstoffbewegungen. Die verschiedenen Zuschnittschemata, die zur Produktion der Platten nach der in Kapitel 4.2 vorgestellten Methode verwendet werden, sind in Tab. 5.15 aufgeführt.

Tab. 5.15: Zuschnittschemata zur Erzeugung verschiedener Dehnungszustände

l_{zs} in mm	b_{zs} in mm	ϕ in %	n_L	t_p in mm	m_p in g
500	340	100	2	3,5	933 ± 10 %
333	340	66,6	3	3,5	
200	340	40	5	3,5	
100	340	20	10	3,5	

Die Definition der Zuschnittabmessungen lässt lediglich eine Werkstoffdehnung in Plattenlängsrichtung zu (1D-flow), da die Breite der Kavität bei jedem Schema zu 100 % belegt ist. Die Zuschnitte werden aus dem Halbzeug entnommen und unter Beachtung der Produktionsrichtung zu einem Stapel je geforderter Lagenanzahl zusammengesetzt. Dabei wird durch die Kontrolle der Stapelmasse eine vergleichbare Plattendicke von $t_p = 3,5$ mm erreicht. Zur Veranschaulichung sind die realisierten Belegungspläne in Abb. 5.8 maßstäblich dargestellt.

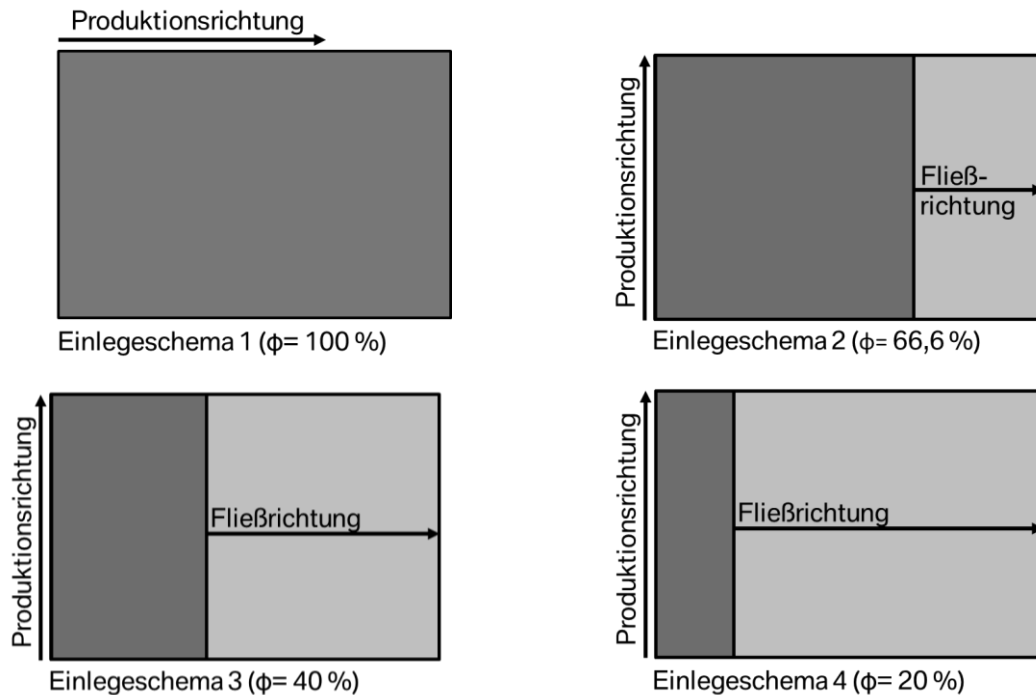


Abb. 5.8: Darstellung der einzelnen Einlegeschemata und der damit verbundenen Werkstoffbewegungen

Neben der Erstellung von Testplatten zur Untersuchung der physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs werden zusätzlich je Einlegeschema zwei Platten gepresst, in die ein Kontrastmittelraster nach der in Kapitel 4.4.5 beschriebenen Methode eingebracht wird. Dabei werden die Glasperlen mit Hilfe des beschriebenen Lochblechs auf der mittleren Lage im Stapelaufbau positioniert. Die Plattenherstellung erfolgt stets unter den in Tab. 5.16 aufgeführten Prozessparametern.

Tab. 5.16: Prozessparameter zur Herstellung der Prüfplatten

Parameter	Einstellung
T_{WKZ}	145 °C
F_P	3500 kN
V_S	3 mm/s
t_H	120 s

Die Platten mit Kontrastmittel werden mit Hilfe von Röntgenbildgebung analysiert und die Dehnung des Rasters numerisch bestimmt (vgl. Kapitel 4.4.5). Die Gruppe der Testplatten, die der Untersuchung der physikalischen Eigenschaften dienen, werden weiteren Analysen unterzogen. Zunächst wird die Laminatqualität optisch und mit Hilfe von Ultraschall (C-Scan) überprüft. An dieser Stelle soll nicht auf die Methodik der Ultraschall-Analyse im Einzelnen eingegangen, sondern auf die entsprechende einschlägige Standardliteratur verwiesen werden [49; 111, S. 838-843]. Fehlerhafte Platten werden aus der Testreihe entfernt. Die Untersuchungen zur Bestimmung der physikalischen Eigenschaften werden in Produktionsrichtung (0°) und quer dazu (90°) durchgeführt. Die für die weiteren

Untersuchungen benötigten Proben werden anhand des in Abb. 5.9 und Abb. 5.10 dargestellten Plans mittels Wasserstrahlschneiden aus den Platten entnommen.

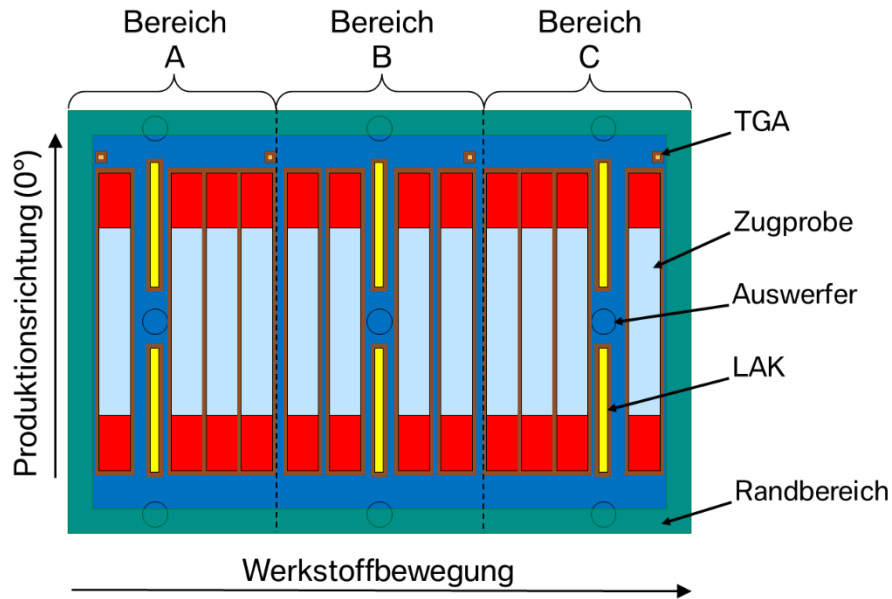


Abb. 5.9: Schematische Darstellung des Probeentnahmeplans der 0°-Richtung

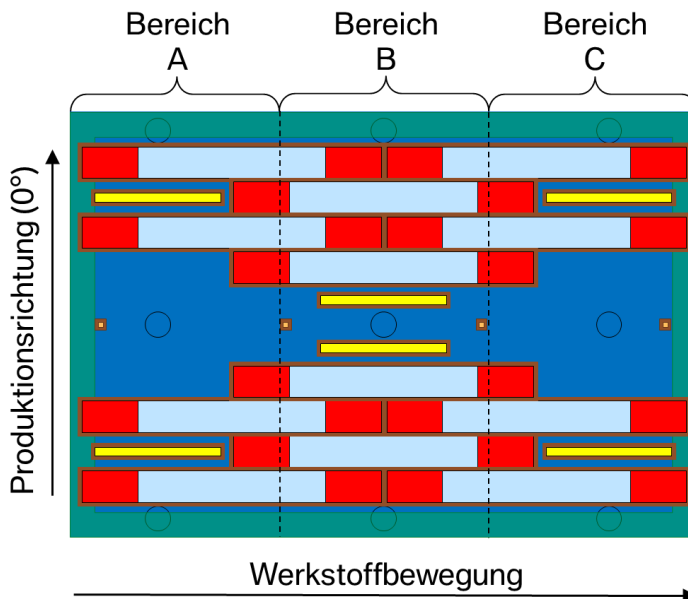


Abb. 5.10: Schematische Darstellung des Probeentnahmeplans der 90°-Richtung

Anhand der Probeentnahmepläne ist erkennbar, dass die Testplattenfläche in drei Bereiche unterteilt wird. In Bereich A wird stets der Stack ins Werkzeug eingelegt (Einlegebereich) und in den Bereichen B-C wird das Halbzeug verdrängt (Fließbereich). Pro Platte werden vier TGA-Proben (vgl. Abb. 4.6) zur Untersuchung des Fasergehalts und je Bereich vier Zugproben und zwei LAK-Proben (Abmessungen vgl. Abb. 4.5) entnommen. Um die Plattenfläche optimal nutzen zu können und den Randbereich der Werkzeugkavität zu vermeiden, wird eine verkürzte Zugprobe mit den in Tab. 5.17 aufgeführten Abmessungen verwendet.

Tab. 5.17: Abmessungen des verkürzten Zugstabs (vgl. Abb. 4.2)

Abmessung	mm
L ₃	240
L	150
b ₁	25

Die Methode zur Bestimmung des Fasermassengehalts ist in Kapitel 4.3.4, das Vorgehen zur Bestimmung des thermischen LAKs in Kapitel 4.3.3 und der Ablauf der Zugversuche in Kapitel 4.3.1 beschrieben. Die mit Hilfe dieser Versuche gewonnenen Daten werden in Kapitel 6.3 dargestellt.

6 DARSTELLUNG DER ERGEBNISSE

6.1 Auswertung der mechanischen Untersuchungen

In den folgenden Unterkapiteln werden die in den einzelnen Arbeitspaketen des Kapitels 5 gewonnenen Daten graphisch dargestellt und ausgewertet. Diese Daten bilden die Grundlage für die in Kapitel 7 angestellte Diskussion und Interpretation der Ergebnisse.

6.1.1 Zugeigenschaften aktueller CF-SMC Werkstoffe

Die in den Zugversuchen des Kapitels 5.1.1 im Rahmen des Werkstoffbenchmarks ermittelten mechanischen Kennwerte sind anhand eines Blockdiagramms in Abb. 6.1 dargestellt. Zum Vergleich der Zugeigenschaften der Werkstoffe werden die ermittelte Zugfestigkeit und der E-Modul herangezogen.

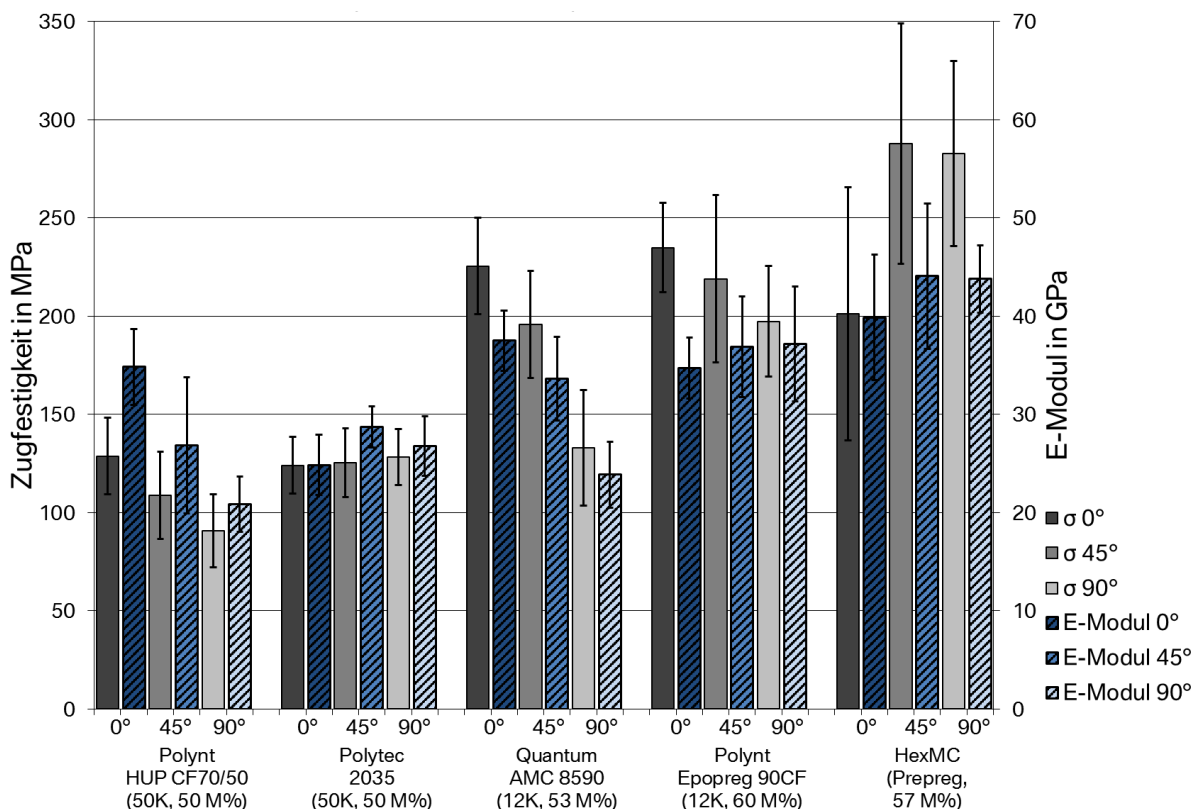


Abb. 6.1: Ergebnissdarstellung der Zugversuche der ausgewählten CF-SMC-Werkstoffe

Die Auswertung der im Zugversuch gesammelten Daten zeigt bei allen Versuchsreihen hohe Standardabweichungen (Berechnung vgl. Gl. 4.4) der Kennwerte. Diese liegen bei der Zugsteifigkeit im Bereich $S_{\sigma} = 10\text{-}32\%$ und bei den E-Moduln bei $S_E = 7\text{-}26\%$. Betrachtet man die Mittelwerte (nach Gl. 4.3) der Werkstoffe, erreichen die EP-Varianten höhere mechanische Eigenschaften als die Werkstoffe mit VE-Matrixsystem. Diese liegen beim HexMC[®] bei $\sigma_m = 257,3\text{ MPa}$ bzw. $E_m = 42,6\text{ GPa}$, wohingegen das Epopreg 90CF[®] mit $\sigma_m = 217,1\text{ MPa}$ bzw. $E_m = 36,3\text{ GPa}$ homogenere Eigenschaften in den getesteten Richtungen zeigt. Bei den VE-Systemen liegen die Mittelwerte des leistungsfähigsten Werkstoffs AMC 8590 bei $\sigma_m = 184,8\text{ MPa}$ bzw. $E_m = 31,7\text{ GPa}$. In dieser Gruppe zeigt das Polytec 2035 die homogensten Werte von $\sigma_m = 126\text{ MPa}$ bzw. $E_m = 26,8\text{ GPa}$.

Vergleicht man innerhalb der Gruppe der VE-Systeme die Werte der Werkstoffe mit 50K- bzw. 12K-Fasern stellt man fest, dass die Werte des AMC 8590 deutlich über den Werten des leistungsfähigsten Konkurrenten Polytec 2035 liegen ($\Delta\sigma = 58,79\text{ MPa}$, $\Delta E = 4,9\text{ GPa}$). Aufgrund der unterschiedlichen Faseranteile ist es nicht möglich, die Werte der 12K-Varianten zu vergleichen, um den Einfluss des Harzsystems zwischen EP- und VE-Variante herauszuarbeiten. Insgesamt ist jedoch festzuhalten, dass sich die ermittelten Kennwerte der 12K-Varianten auf einem deutlich höheren Niveau befinden als die Werte der 50K-Systeme.

Zusammenfassend kann man anhand der Darstellung der untersuchten mechanischen Eigenschaften erkennen, dass nicht bei allen untersuchten Werkstoffen von einem isotropen Werkstoffverhalten ausgegangen werden kann. Ein detaillierter Vergleich der Isotropieverhältnisse ist aufgrund der unterschiedlichen Fließlängen bei der Plattenherstellung jedoch nicht zulässig.

Nach der Beschreibung der Ergebnisse der mechanischen Versuche schließt sich die Darstellung der morphologischen Untersuchungen an, um die Unterschiede der CF-SMC-Werkstoffe herauszuarbeiten. Der Fokus liegt hierbei auf der Gegenüberstellung der 12K- zu den 50K-Systemen, um den in den mechanischen Kennwerten beobachteten Niveauunterschied in der ermittelten Leistungsfähigkeit der Werkstoffe zu untersuchen.

Ein eklatanter Unterschied fällt bereits bei der Betrachtung der Oberfläche der CF-SMC-Platten auf (vgl. Abb. 6.2).



Abb. 6.2: Vergleich zweier Zugstäbe nach Wasserstrahlbeschnitt (WSS) der Testplatte

Bei Betrachtung dieser Gegenüberstellung fallen direkt die morphologischen Unterschiede der Oberflächenstruktur der verschiedenen Werkstoffe auf. Die 50K-Fasern liegen breit verschmiert vor, während die 12K-Fasern scharf umrissen als dünnere Faserbündel erkennbar sind. Mit Hilfe der Computer Tomographie (CT) werden die ungetesteten Bereiche der SMC-Platten näher untersucht, um Gründe für das unterschiedliche Verhalten der Werkstoffe zu finden und Hinweise auf die Ursachen der geringen mechanischen Kennwerte zu sammeln. Anhand der CT-Aufnahmen in Abb. 6.3 und Abb. 6.4 werden die prinzipiellen Unterschiede in der Laminatqualität beim Vergleich einer 12K- zu einer 50K-Variante ersichtlich.

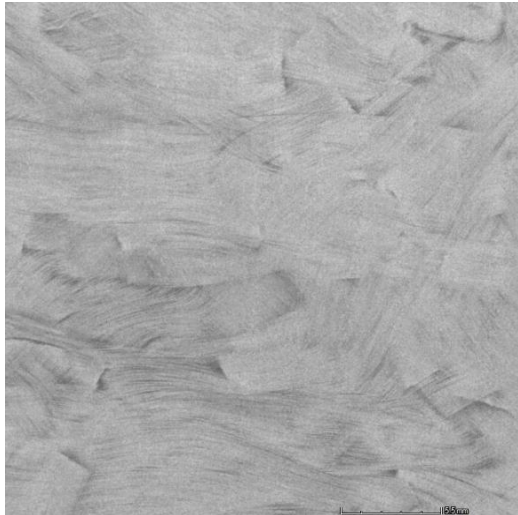


Abb. 6.3: CT-Aufnahme Quantum 8590 (12K)

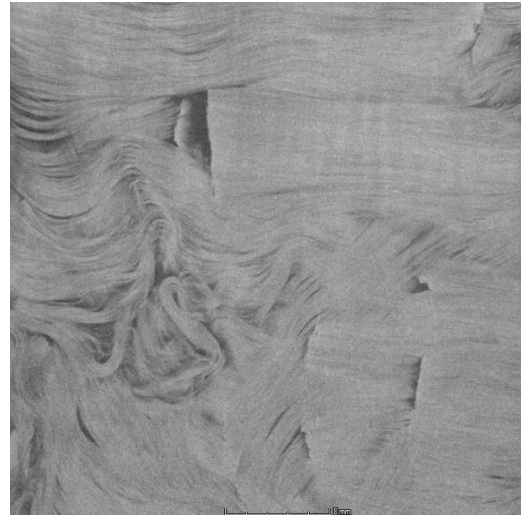


Abb. 6.4: CT-Aufnahme Polytec 2035 (50K)

Bei der 50K-Variante sind viele breite Rovingstränge erkennbar und vor allem zeichnen sich die Enden der Abschnitte deutlich in Form von schwarzen Bereichen ab. Schwarze Bildpunkte stehen bei CT-Aufnahmen für Bereiche niedriger Dichte, was bei CFK-Werkstoffen als Fehlstellen angesehen wird. Meist sind Lufteinschlüsse Gründe für diese Fehler. Vergleicht man diese Beobachtungen mit der Darstellung des 12K-Laminats stellt man fest, dass sich hier sowohl die Faserbündel weniger abzeichnen als auch die Enden der Abschnitte viel schlechter erkennbar sind.

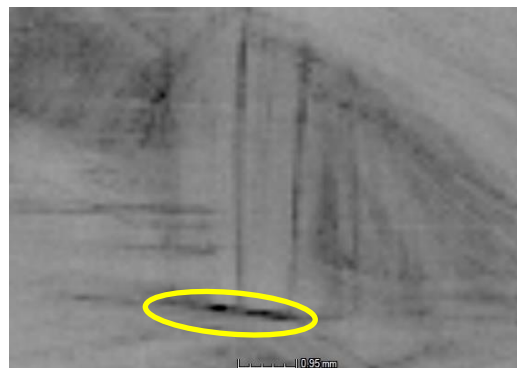


Abb. 6.5: Detailaufnahme eines Rovingendes der 50K-Variante

Betrachtet man die Detailaufnahme (Abb. 6.5), die den Bereich des Endes eines Rovingabschnittes zeigt, so erkennt man eine linsenförmige Luftblase entlang der Schnittkante eines 50K-Rovings. Daraus lässt sich schließen, dass dieser Bereich des Faserstrangs nicht optimal an die Matrix des SMC-Werkstoffs angebunden ist. Das Fehlerbild der Lufteinschlüsse an Rovingrändern tritt bei allen 50K-Varianten auf und zeigt sich deutlich häufiger als bei den 12K-Varianten.

Die Ergebnisse der Untersuchungen der Dehnungsverteilung auf der Probenoberfläche unter Verwendung des ARAMIS-Systems (vgl. Kapitel 4.3.2) sind in Abb. 6.6 bei einer Belastung von $F = 1$ kN und vor dem jeweiligen Bruch der Probe in Abb. 6.7 dargestellt.

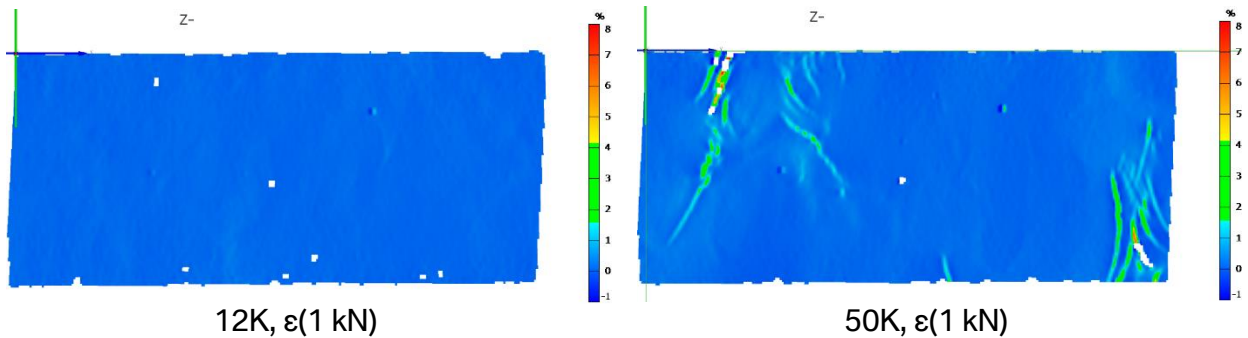


Abb. 6.6: Darstellung der Dehnungswerte mit Hilfe des ARAMIS-Systems bei $F=1\text{ kN}$

Bereits bei der Belastung der Probe mit $F=1\text{ kN}$ sind erste Unterschiede erkennbar. Bei der 50K-Variante bilden sich bereits Bereiche messbarer Dehnung ($\epsilon=2\text{--}6\%$) aus, während bei gleicher Belastung der 12K-Variante keine Veränderungen erkennbar sind. Außerdem ist auffällig, dass die markierten Bereiche die Gestalt von Linien annehmen. Dies legt die Vermutung nahe, dass es sich hierbei um Grenzflächen entlang oder am Ende von Rovingabschnitten handelt. Eine weitere Auffälligkeit kann im weiteren Verlauf des Zugversuchs detektiert werden (vgl. Abb. 6.7).

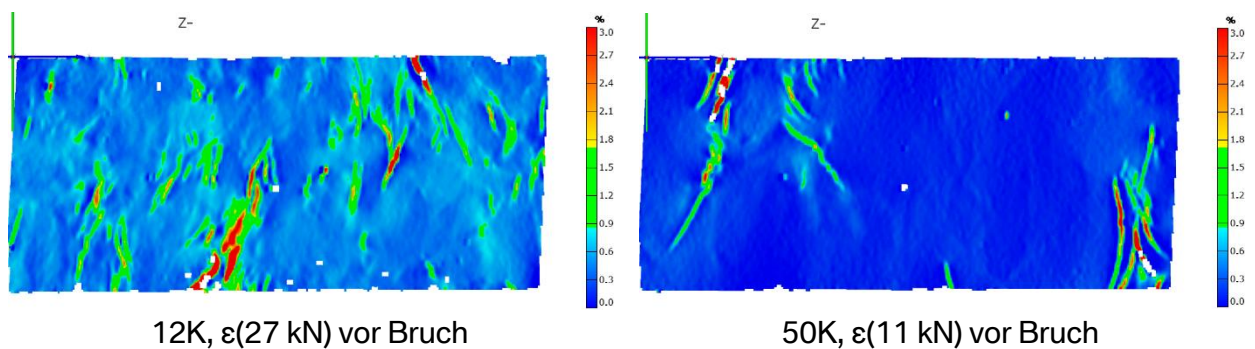


Abb. 6.7: Dehnungsverteilung vor Versagen der Proben

Auch die Dehnungsverteilung unmittelbar vor dem Versagen der Probe ist bei beiden Werkstoffen grundsätzlich verschieden. Der Zugstab der 50K-Variante versagt bereits $\Delta_F=16\text{ kN}$ vor der Probe des 12K-Systems. Außerdem konzentrieren sich die gemessenen Dehnungen in den Bereichen der Probe, die bereits bei der geringen Belastung auffällig sind. Im Vergleich dazu bildet sich beim 12K-System eine flächigere Verteilung der Dehnungen aus und es kommt erst deutlich später bei $F_{\max}=27\text{ kN}$ zum Versagen der Probe. Starke Unterschiede können auch in den Bruchbildern der Zugstäbe der einzelnen Werkstoffe beobachtet werden. Zur Veranschaulichung sind diese in Abb. 6.8 für das 50K-System und Abb. 6.9 für das 12K-System dargestellt.

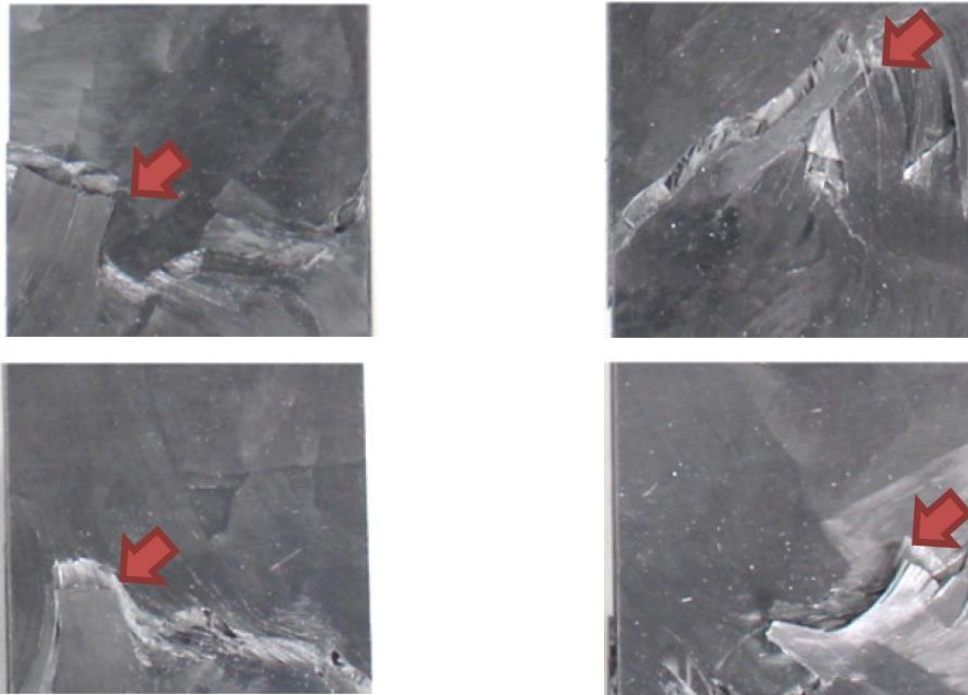


Abb. 6.8: Bruchbilder der 50K-Variante

Die mit Hilfe des ARAMIS-Systems detektierten hohen Dehnungen in Linienform finden sich bei der Betrachtung der Bruchbilder der 50K-Variante des Werkstoffs analog wieder. Deutlich sind die Versagensorte an Rovingenden oder entlang von Faserbündeln erkennbar. Als Hauptversagensart ist hierbei überwiegend eine Delamination der Schnittfaserbündel zu erkennen.

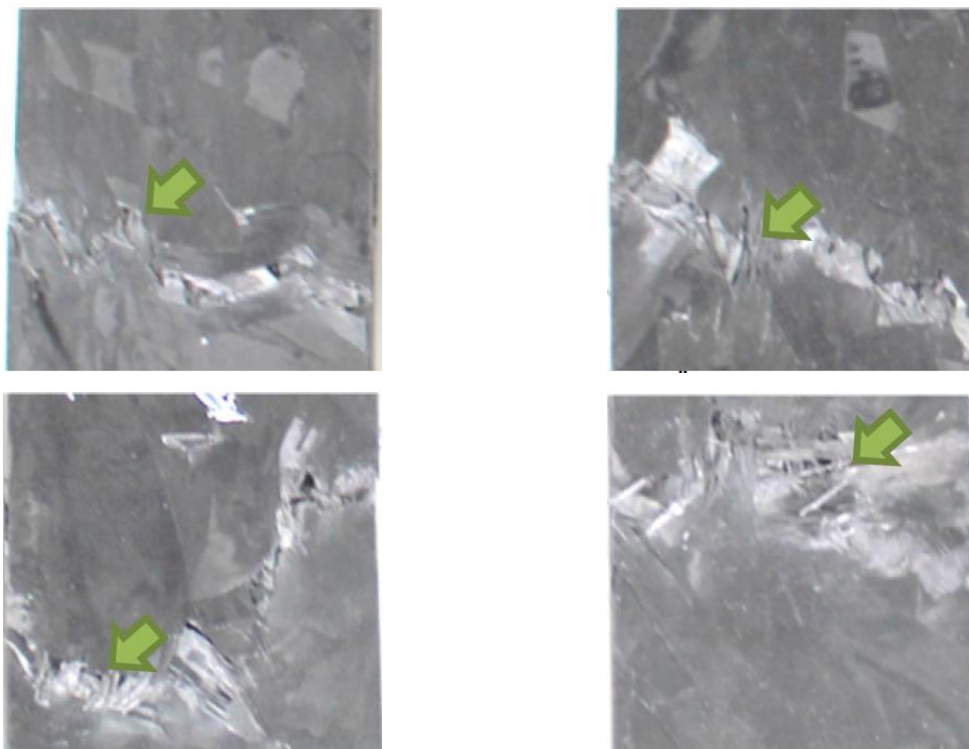


Abb. 6.9: Bruchbilder der 12K-Variante

Demgegenüber stehen die Versagensbilder der 12K-Variante. Hier versagen die Proben nicht ausschließlich an den Grenzen der Rovingssegmente. Die ausgefranzten Filamente sprechen für ein Versagen innerhalb eines Rovings und damit für Filamentbruch als Hauptversagensart.

Die weiterführende Diskussion der vorgestellten Versuchsdaten wird in Kapitel 7.1.1 angestellt.

6.1.2 Einfluss der Faserart

Die Auswertung der Ergebnisse der Zugversuche aus Kapitel 5.1.2 erfolgt im ersten Schritt durch Darstellung der Mittelwerte (Gl. 4.3) und Standardabweichungen (Gl. 4.4) anhand von Balkendiagrammen. Aus vertraglichen Gründen ist es jedoch erforderlich, das geistige Eigentum des Compoundeurs zu schützen. Die im Folgenden betrachteten Kennwerte der Werkstoffvarianten werden daher nur relativ zu den Daten des entsprechenden Standardwerkstoffs des jeweiligen Produzenten aus dem Werkstoffbenchmark (vgl. Kapitel 6.1.1) angegeben. Anhand dieses prozentualen Vergleichs der Kennwerte können die Veränderungen der mechanischen Eigenschaften durch Variation der faserbezogenen Parameter veranschaulicht werden.

Vergleicht man den Standard-CF-SMC-Werkstoff der Firma A (50K, $l_F = 1''$, FMG= 50 M%, vgl. Tab. 4.2) mit den ermittelten Werten der Werkstoffe aus dem vorgestellten Versuchsplan (vgl. Kapitel 5.1.2), zeichnet sich für die 50K-Varianten folgendes Bild (vgl. Abb. 6.10).

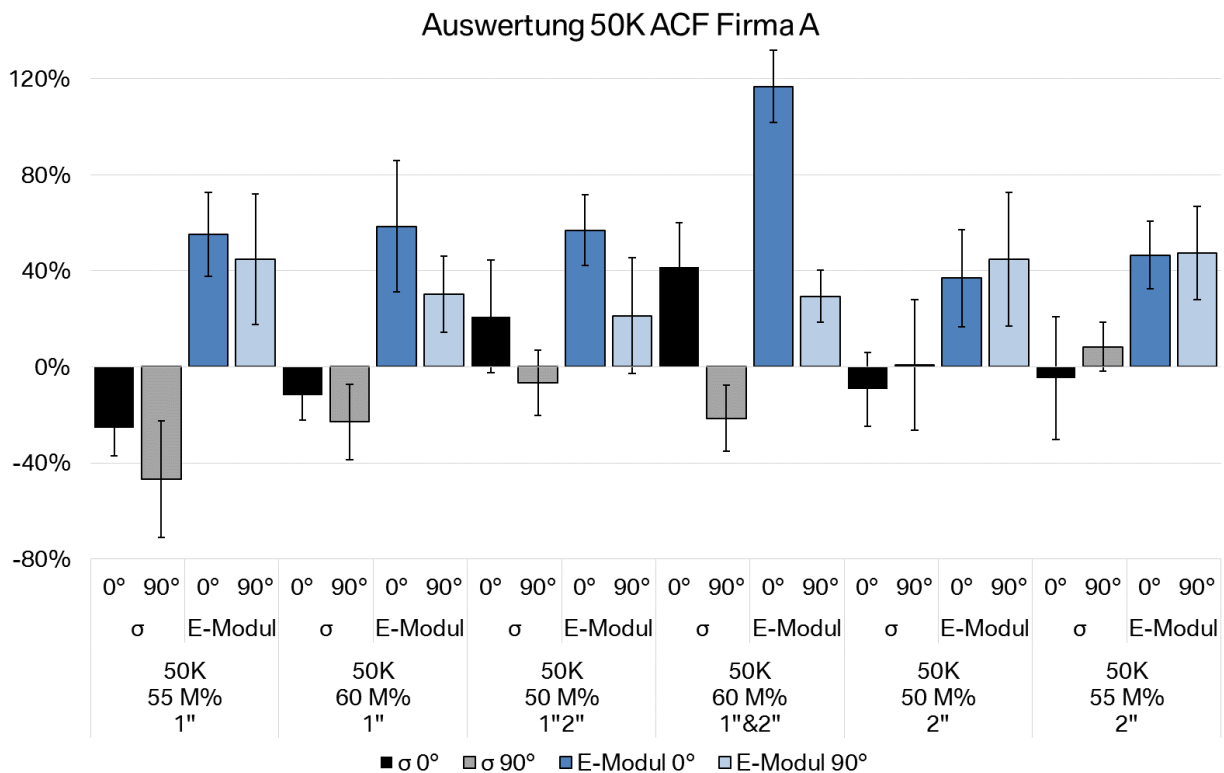


Abb. 6.10: Auswertung der Zugversuche der Werkstoffe der Firma A mit 50K ACF-Faser im Vergleich zum Standardwerkstoff A

Betrachtet man die ersten zwei Werkstoffe mit $l_F = 25$ mm langen 50K-Fasern, sind zwei unterschiedliche Effekte zu beobachten. Durch die Erhöhung der Fasermasse um $\Delta_{FMG} = +5$ M% gegenüber der Standardvariante (FMG= 50 M%) steigt der E-Modul im Mittel der beiden

Richtungen um $\Delta_E = +50,1\%$. Jedoch hat eine weitere Erhöhung der Fasermasse um das gleiche Delta keine Verbesserung des E-Moduls zur Folge, welcher bei dieser Variante um $\Delta_E = +44,4\%$ ansteigt. Auffällig ist, dass die Zugfestigkeit des Werkstoffs mit FMG= 55 M% quer zur Produktionsrichtung um $\Delta_{\sigma 90} = -46,9\%$ geringer ausfällt als der Vergleichswerkstoff. Die negativen Veränderungen der ermittelten Mittelwerte liegen im Bereich der Streubreiten der Daten und sind daher als nicht signifikant zu sehen. Bei der Verwendung gleicher Mengen von $l_F = 25\text{ mm}$ und $l_F = 50\text{ mm}$ langen Fasern reagiert das Werkstoffsystem bereits ohne Anhebung der Fasermasse mit einem Anstieg der ermittelten E-Module. Bei der Variante mit FMG= 50 M% ist eine Erhöhung des E-Moduls in Produktionsrichtung von $\Delta_{E0} = +58,86\%$ zu erkennen, während bei FMG= 60 M% die mittlere Zugfestigkeit in Produktionsrichtung um $\Delta_{\sigma 0} = +41,47\%$ steigt und die E-Module in beide Richtungen um $\Delta_{E0} = +116,84\%$ und $\Delta_{E90} = +29,44\%$ erhöht werden. Das deutlich anisotrope Verhalten der Werkstoffe der Firma A kehrt sich bei der ausschließlichen Verwendung 2“-langer Fasern zu Gunsten der Richtung quer zur Produktion um. Bei der Kombination aus $l_F = 2\text{“}$ langen Faserabschnitten mit einem Fasermassenanteil von FMG= 50 M% tritt eine Erhöhung der mittleren E-Modul um $\Delta_{E0} = +36,99\%$ und $\Delta_{E90} = +44,87\%$ auf. Eine Erhöhung des Faseranteils um $\Delta_{FMG} = 5\text{ M\%}$ lässt keine deutliche Steigerung der mechanischen Kennwerte erkennen. Der E-Modul beider Richtungen steigt $\Delta_{E0} = +46,62\%$ und $\Delta_{E90} = +47,56\%$.

Auffällig sind bei diesem Vergleich der Kennwerte die teilweise sehr hohen Standardabweichungen der ermittelten Daten. Diese bewegen sich im Vergleich zum Standardwerkstoff der Firma A in Bezug auf die Zugfestigkeit zwischen $S_{\sigma \min} = 10\%$ und $S_{\sigma \max} = 27\%$ und in Bezug auf den E-Modul zwischen $S_{E \min} = 11\%$ und $S_{E \max} = 28\%$. Um dies zu veranschaulichen sind in Abb. 6.11 die Streubreiten der Daten in den einzelnen Versuchsreihen anhand eines Blockdiagramms dargestellt. Um die Streubreiten zu verdeutlichen sind hierbei die Standardabweichungen direkt auf die Mittelwerte der einzelnen Kennwerte der Reihe bezogen und nicht wie in der vorhergegangenen Darstellung auf die Zugkennwerte des Standardwerkstoffs der Firma A.

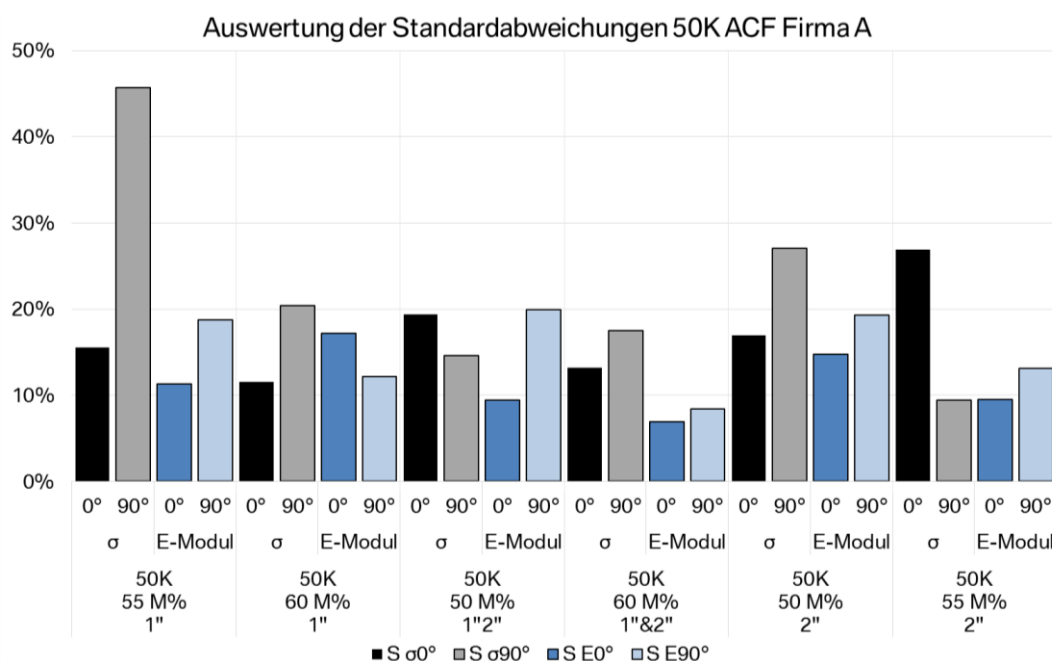


Abb. 6.11: Darstellung der Standardabweichungen der ermittelten Kennwerte (50K ACF, Firma A)

Anhand dieser Darstellung lässt sich die Streuung der ermittelten Werte je Versuchsreihe gut erfassen. Bei der Mehrheit der Versuche liegt die Standardabweichung bezogen auf den jeweiligen Mittelwert der Messreihe zwischen $S_{\min}=10\%$ und $S_{\max}=20\%$. Die höchste Streuung der Werte der Zugfestigkeit mit $S_{\sigma_0}=45,7\%$ tritt bei der Variante mit $FMG=55\text{ M\%}$ und $l_F=1''$ auf. Bei den Varianten mit $l_F=2''$ langen Fasern liegen diese Standardabweichungen der 90° -Richtung ($FMG=50\text{ M\%}$) respektive der 0° -Richtung ($FMG=55\text{ M\%}$) bei $S_\sigma=27\%$. Die geringste Standardabweichung der 50K-Varianten liefert die Kombination aus $FMG=60\text{ M\%}$ und $l_F=1''\&2''$ mit Streuung von $S_E=7\%$ beim E-Modul.

Bei der Betrachtung der vorgestellten Ergebnisse fällt auf, dass die mechanischen Eigenschaften der hergestellten Werkstoffe je nach Richtung der Prüfung unterschiedlich ausfallen. In Abb. 6.12 sind die Isotropiegrade (nach Gl. 4.5) der 50K-Werkstoffe der Firma A in Form eines Balkendiagramms dargestellt.

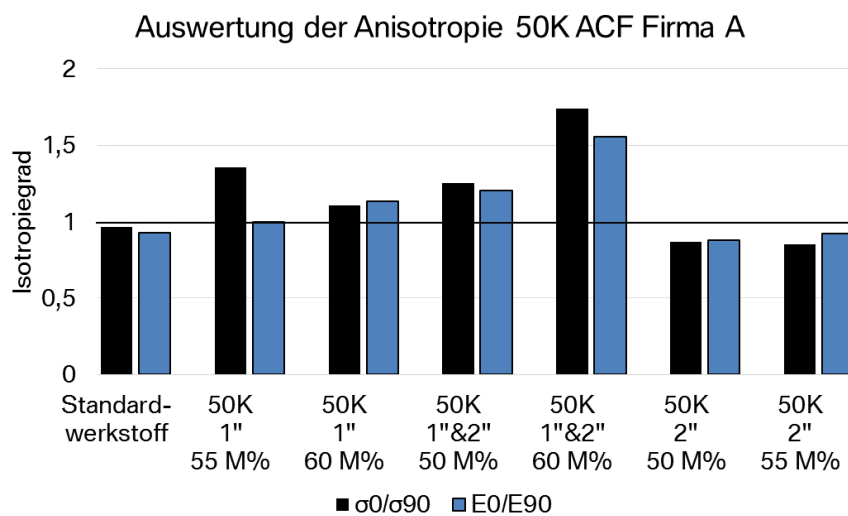


Abb. 6.12: Darstellung der Anisotropie der mechanischen Kennwerte der 50K ACF Werkstoffe der Firma A

Der Standardwerkstoff der Firma A zeigt bei der Betrachtung des Isotropiegrades keine ausgeprägte Vorzugsorientierung in den getesteten Richtungen ($\vartheta_\sigma=0,97$ bzw. $\vartheta_E=0,93$). Bei den hergestellten Werkstoffen im Prüfplan unter Verwendung der 50K ACF Faser hingegen ist eine Richtungsabhängigkeit der ermittelten Kennwerte festzustellen. Bei der Variante mit $l_F=1''$ und $FMG=55\text{ M\%}$ besitzt die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung höhere Werte als quer dazu ($\vartheta_\sigma=1,36$), während in Bezug auf die E-Moduln ein ausgeglichener Zustand herrscht. Mit Erhöhung der Fasermasse wird diese Tendenz verstärkt. Der Anisotropiegrad liegt bei den Zugfestigkeiten und E-Moduln bei $\vartheta_\sigma=1,10$ respektive $\vartheta_E=1,13$. Auch bei den Varianten mit der Faserlängenkombination ist eine Anisotropie zu Gunsten der Produktionsrichtung erkennbar. Bei einem Fasermassenanteil von $FMG=50\text{ M\%}$ liegen die Anisotropiegrade bei $\vartheta_\sigma=1,25$ und $\vartheta_E=1,2$. Durch Erhöhung der Fasermasse auf $FMG=60\text{ M\%}$ steigen die zugehörigen Kennwerte auf $\vartheta_\sigma=1,74$ und $\vartheta_E=1,6$. Damit zeigt diese Variante die höchste Richtungsabhängigkeit der mechanischen Kennwerte der Reihe. Bei den Varianten mit ausschließlich langen Fasern ($l_F=2''$) ist eine weitere Auffälligkeit erkennbar. Die mechanischen Eigenschaften dieser Werkstoffe zeigen quer zur Produktionsrichtung des Werkstoffs höhere Werte als längs dieser Richtung. Der Anisotropiegrad beider mechanischer Kennwerte liegt beim Werkstoff mit $FMG=50\text{ M\%}$ bei

$\vartheta = 0,8$ und bei der Variante mit FMG= 55 M% bei $\vartheta_{\sigma} = 0,85$ und $\vartheta_E = 0,92$. Somit zeigen alle Werkstoffe der Reihe unter Verwendung der 50K ACF-Faser eine Richtungsabhängigkeit der getesteten mechanischen Eigenschaften.

Die Auswertung der Zugversuche mit den 12K-Varianten des Versuchsplans erfolgt analog des Vorgehens bei der Betrachtung der Werkstoffe mit 50K ACF Faser. Die Verhältnisse der im Zugversuch ermittelten Kennwerte zu den mechanischen Werten des Standardwerkstoffs der Firma A sind im Balkendiagramm Abb. 6.13 dargestellt.

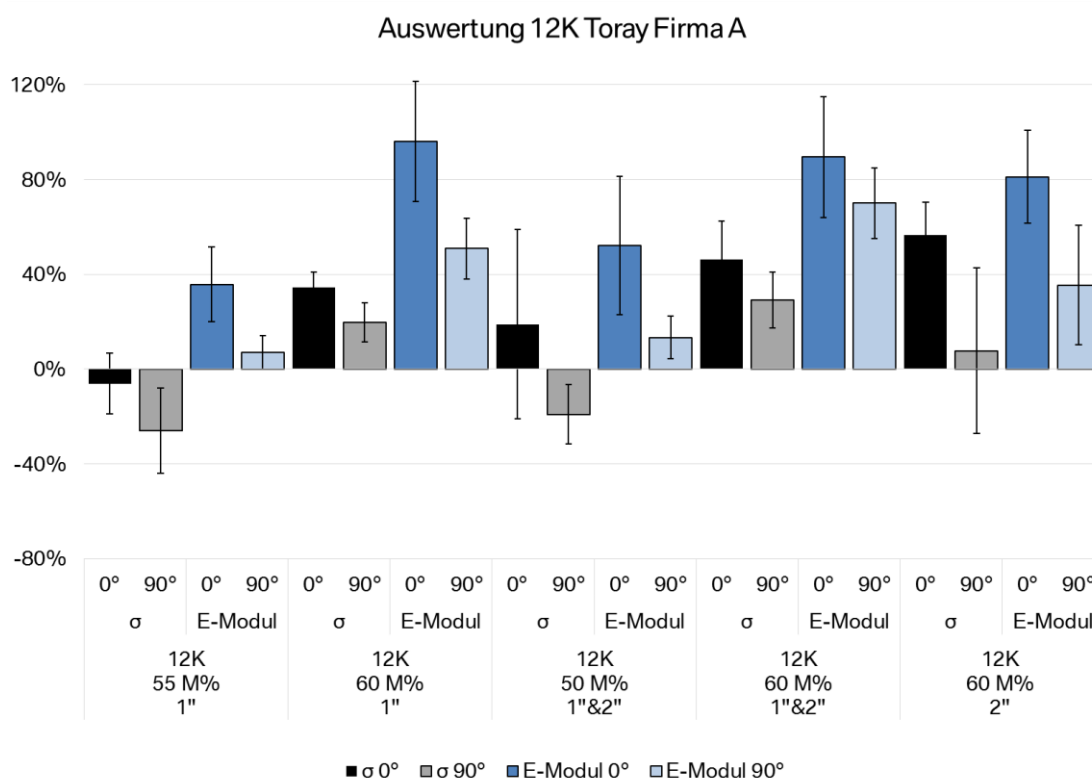


Abb. 6.13: Auswertung der Zugversuche der Werkstoffe der Firma A mit 12K-Toray-Faser im Vergleich zum Standardwerkstoff A

Überblickt man den prozentualen Vergleich mit dem Standardwerkstoff A stellt man fest, dass fast alle Veränderungen der Zusammensetzung des SMCs unter Verwendung der 12K-Toray-Faser zu einer Erhöhung der mechanischen Eigenschaften führen. Lediglich in Bezug auf die Festigkeit in 90°-Richtung werden bei vergleichbarem Fasermassenanteil (FMG= 50 M%, $l_F = 1''\&2''$) geringere Werte als beim Referenzwerkstoff ermittelt. Bei der ersten Variante der Reihe ($l_F = 1''$, FMG= 55 M%) verringert sich die Zugfestigkeit im Mittel beider Richtungen um nicht signifikant, während der E-Modul in Produktionsrichtung um $\Delta_{E0} = +35,78 \%$ steigt. Eine Erhöhung des Faseranteils um $\Delta_{FMG} = 10 \text{ M}\%$ bewirkt einen Anstieg beider mechanischen Kenngrößen um $\Delta_{\sigma 0} = +34,36 \%$ bei der Zugfestigkeit und $\Delta_{E0} = +96,11 \%$ bzw. $\Delta_{E90} = +50,95 \%$ bei den mittleren E-Moduln. Die Varianten der 1''&2''-Kombination der Faserabschnitte reagieren nur gering auf die Hinzumischung doppelter Faserlänge. Bei FMG= 50 M% steigt der Mittelwert der E-Moduln als einziger Wert auffällig um $\Delta_{E0} = +52,26 \%$. Die Variante mit 60 M%-Faser zeigt eine Erhöhung der Festigkeiten um $\Delta_{\sigma 0} = +46,31 \%$ bzw. $\Delta_{\sigma 90} = +29,24 \%$ und der E-Module um $\Delta_{E0} = +89,55 \%$ bzw. $\Delta_{E90} = +70,08 \%$. Bei der ausschließlichen Verwendung von 2''-langen Fasern steigt der gemittelte E-Modul in Produktionsrichtung des Werkstoffs um

$\Delta_{E0} = +81,21\%$, während die Festigkeit in dieser Orientierung um $\Delta_{\sigma 0} = +56,59\%$ erhöht wird. Analog der Auswertung der 50K-Varianten (vgl. Abb. 6.11) werden die Standardabweichungen der einzelnen Messreihen zusätzlich in einem Balkendiagramm dargestellt. Hierbei beziehen sich die aufgeführten Streubreiten auf die Mittelwerte der jeweiligen Messreihe (siehe Abb. 6.14).

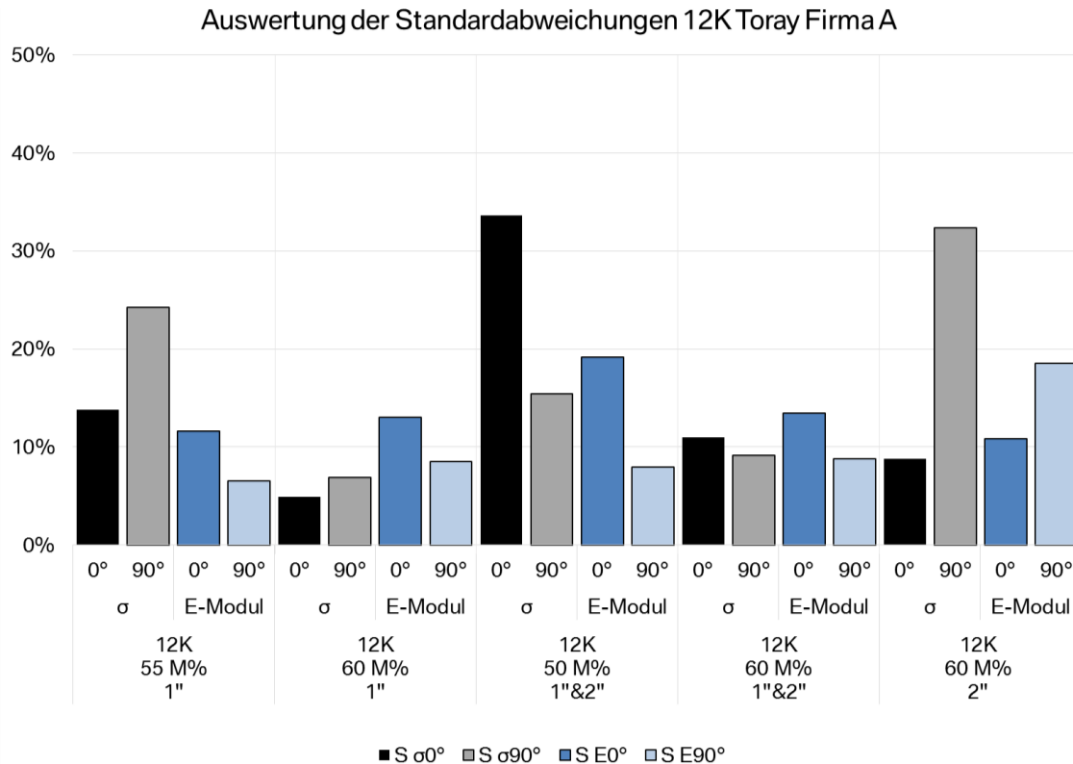


Abb. 6.14: Darstellung der Streubreiten der ermittelten Kennwerte der Versuche mit 12K-Toray der Firma A

Bei der Betrachtung der Auswertung der Standardabweichungen fällt auf, dass die Mehrheit der 12K-Toray-Varianten geringere Abweichungen der Messwerte von den Mittelwerten aufzeigt als dies bei den 50K ACF-Werkstoffen der Fall ist. Die Mehrzahl der Abweichungen bewegt sich hier zwischen $S_{\min} = 4,9\%$ und $S_{\max} = 19,2\%$. Die höchste Streuung der Werte tritt bei der Variante mit $FMG = 50\text{ M}\%$ und $l_F = 1''\&2''$ mit $S_{\sigma 0} = 33,6\%$ bei den Werten der ermittelten Zugfestigkeit auf. Ebenso zeigt die Variante mit $l_F = 2''$ langen Fasern und einem Massenanteil von $FMG = 60\text{ M}\%$ eine hohe Standardabweichung von $S_{\sigma 90} = 32,4\%$ um den Mittelwert der Zugfestigkeiten in 90° -Richtung. Leicht überdurchschnittlich im Bezug auf die Standardabweichung verhalten sich die Zugfestigkeitswerte der Variante mit $FMG = 55\text{ M}\%$ und $l_F = 1''$ mit einer Streubreite $S_{\sigma 90} = 24,3\%$. Die geringste Standardabweichung der 12K-Varianten liefert die Kombination aus $FMG = 60\text{ M}\%$ und $l_F = 1''$ mit mittleren Streuungen beider Richtungen der Zugfestigkeitswerte von $S_{\sigma} = 5,9\%$.

Auch bei den ermittelten Kennwerten der 12K-Varianten lässt sich eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften erkennen. Dies wird in Abb. 6.15 anhand eines Balkendiagramms verdeutlicht.

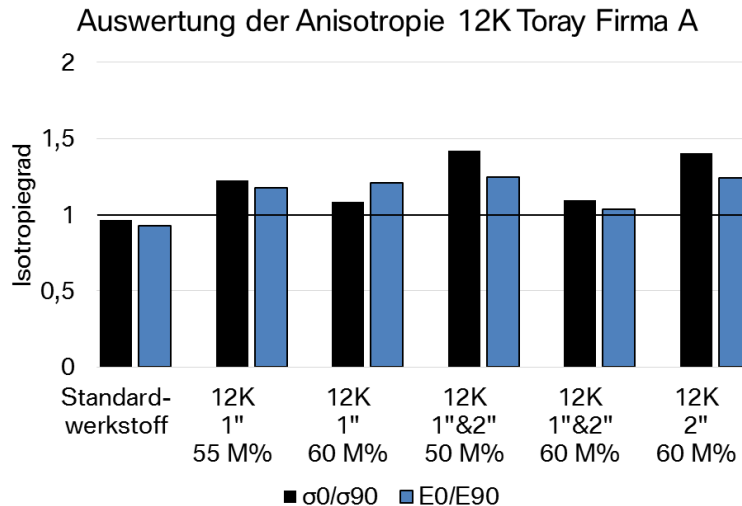


Abb. 6.15: Darstellung der Anisotropie der mechanischen Kennwerte der 12K-Toray Werkstoffe der Firma A

Anhand dieser Darstellung ist erkennbar, dass über die gesamte Testreihe im Gegensatz zu den ermittelten Werten der 50K-Varianten ein anisotropes Verhalten des Werkstoffs zu Gunsten der Produktionsrichtung besteht. Dies drückt sich bei der Variante mit $l_F=1''$ und $FMG=55\text{ M}\%$ anhand eines Anisotropiegrades von $\vartheta_\sigma=1,22$ bei der Zugfestigkeit und von $\vartheta_E=1,18$ beim E-Modul des Werkstoffs aus. Mit Erhöhung der Faserlänge ist eine Reduzierung des Verhältnisses bei den Zugfestigkeiten zu beobachten ($\vartheta_\sigma=1,08$). Bei den Varianten mit der Faserlängenkombination ($l_F=1''\&2''$) ist ein ähnlicher Effekt erkennbar. Liegen die Anisotropiegrade bei einem Faseranteil von $FMG=50\text{ M}\%$ auf einem erhöhten Niveau ($\vartheta_\sigma=1,25$ und $\vartheta_E=1,14$), ist eine Reduzierung der Richtungsabhängigkeit beider Verhältnisse durch eine Erhöhung des Fasermassenanteils auf $FMG=60\text{ M}\%$ erkennbar ($\vartheta_\sigma=1,03$ und $\vartheta_E=1,09$). Diese Variante zeigt damit die geringste Anisotropie der mechanischen Eigenschaften der Reihe. Bei dem Werkstoff mit hohem Faseranteil und Faserlänge ($FMG=60\text{ M}\%$, $l_F=2''$) liegt der Anisotropiegrad der Zugfestigkeiten bei $\vartheta_\sigma=1,4$ und der der E-Moduln bei $\vartheta_E=1,24$. Somit zeigen auch alle Werkstoffe der Reihe unter Verwendung der 12K-Toray-Faser eine Richtungsabhängigkeit der getesteten mechanischen Eigenschaften. Im Gegensatz zur Reihe der Werkstoffe mit 50K ACF-Fasern liegt die Vorzugsrichtung bei diesen Varianten jedoch durchgängig entlang der Produktionsrichtung.

Die Ergebnisse der Überprüfung der Fasermassenanteile je Werkstoffkonfiguration der gepressten Platten sind in Abb. 6.16 dargestellt.

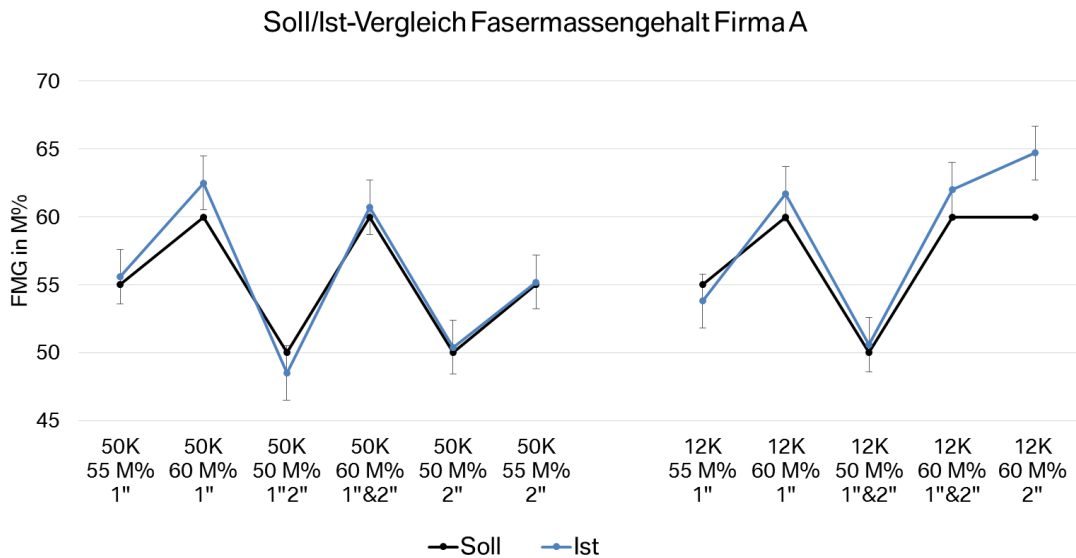


Abb. 6.16: Darstellung der Überprüfung des Fasermassenanteils der getesteten Zugproben

Die Analyse der Fasermassenanteile zeigt, dass bei allen bis auf zwei Werkstoffen die Vorschrift der Fasermenge eingehalten wurde. Lediglich bei der 50K ACF-Variante mit FMG= 60 M% und $l_F= 1''$ und der 12K-Toray-Variante mit FMG= 60 M% und $l_F= 2''$ liegt der Faseranteil mit $\Delta_{50K}= +2,5 \text{ M\%}$ und $\Delta_{12K}= +4,7 \text{ M\%}$ außerhalb der akzeptierten Toleranz von $\pm 2 \text{ M\%}$. Da diese Varianten jedoch die höchsten Faseranteile der Reihen tragen und damit keine Überlappung mit anderen Punkten der Versuchsmatrix entsteht, wird diese Abweichung im Versuchsplan als akzeptabel angesehen.

Die statistische Analyse der Daten aus den Zugversuchen wird analog des in Kapitel 4.5.2 beschriebenen Vorgehens mit Hilfe der Statistiksoftware Visual XSel 13.0 durchgeführt. Die Modell-ANOVA (Analyse of Variance) stellt diese Kennzahlen zur Bewertung der Güte des gefundenen Regressionsmodells übersichtlich dar. Die aufgeführten Kenngrößen werden nach Gl. 4.11-Gl. 4.13 berechnet. Exemplarisch geschieht dies für die E-Moduln in Produktionsrichtung (0°) anhand Abb. 6.17.

	SS	DF	MS	F	p-value
Total	493,495	10	49,349		
Regression	405,98	3	135,33	10,8	0,003
Residual	87,515	7	12,502		
Pure Error	Keine Wiederholversuche!				
Lack of Fit					
<hr/>					
RMS	3,5358				
RMS/Ym	0,084	8%			
R ²	0,823	82%			
R ² adj	0,747	75%			
Q ²	0,610	61%			
W ²	-				
<hr/>					
DF	7				

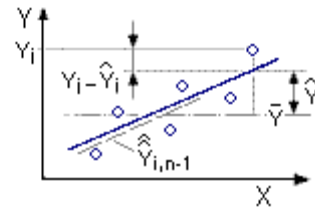


Abb. 6.17: Zusammenfassung der ANOVA bzgl. E₀ der Werkstoffe der Firma A

Die Auswertung zeigt, dass das gewählte System mit SS= 493,495 (Sum of Squares bzw. Summe der quadrierten Abweichungen) und 10 Freiheitsgraden (DF= Degrees of Freedom) eine Varianz von MS= 49,349 aufweist. Das Bestimmtheitsmaß ($0 \leq R^2 \leq 1$) liegt in diesem Fall bei $R^2= 0,823$. Damit werden 82 % der Effekte durch das gewählte Regressionsmodell beschrieben. Die Vorhersagekraft (Q^2) liegt in diesem Modell bei $Q^2= 0,61$. Das bedeutet, dass mit einer Wahrscheinlichkeit von 61 % nicht gemessene Werte durch das Modell vorhergesagt werden können. Um die Standardabweichung des Gesamtmodells zu beschreiben, wird der RMS-error (root mean squared error) herangezogen. Dieser Fehler beträgt für das vorliegende System RMS= 3,5358 GPa.

Mit Hilfe des Programms Visual-XSel lässt sich das durch multiple Regression beschriebene Modell anschaulich darstellen (vgl. Abb. 6.18).

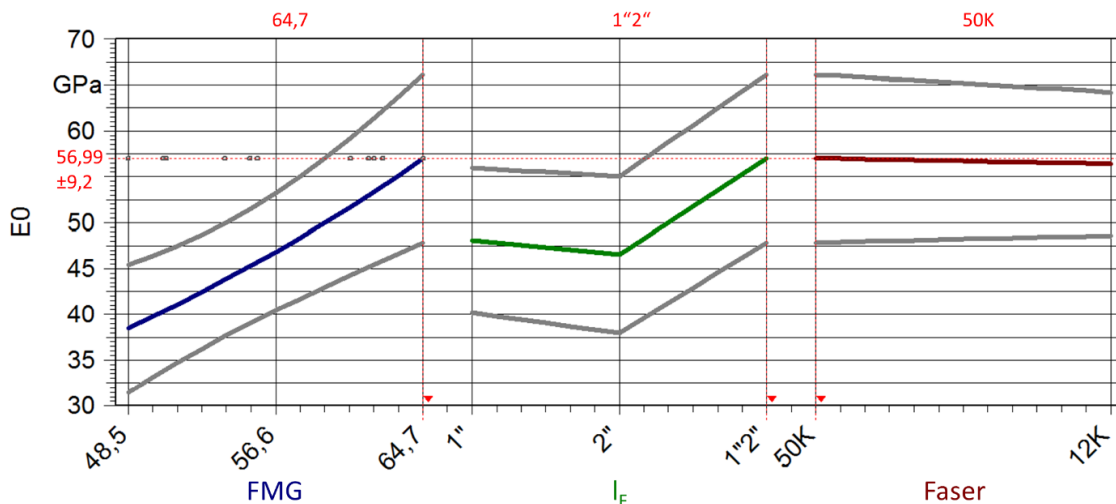


Abb. 6.18: Graphische Darstellung der Zielgröße E₀ in Abhängigkeit der Faktoren (Aktuelle Einstellung: 50K, I_F= 1''&2''; Berechnetes Optimum: FMG_{opt}= 64,7 M%)

Durch diese Darstellung ist das System bezogen auf die Zielgröße des E-Moduls in Produktionsrichtung schnell erfassbar. Die aktuelle Einstellung (rote, senkrechte Linien) definieren die Variablen (50K ACF, $l_F=1''$ & $2''$) und das mathematische Modell liefert eine berechneten optimalen E-Modul von $E_r=56,99$ GPa ($\pm 9,2$) bei einem Fasermassenanteil von $FMG_{opt}=64,7$ M%. Damit beträgt die errechnete Standardabweichung für diesen Wert etwa $s_r=16,14$ % (Vertrauensbereich zwischen grauen Linien).

Die Ergebnisse der ANOVA bezogen auf die Zielgrößen Zugfestigkeit und E-Modul aller im Zugversuch untersuchten Richtungen sind übersichtlich in Tab. 6.1 dargestellt.

Tab. 6.1: Zusammenfassung der ANOVA aller Zielgrößen

Zielgröße	Trafo	R ²	Q ²	RMS
E ₀	Y ²	82%	61%	3,5358 GPa
E ₉₀	1/sqrt(Y)	58%	40%	4,6014 GPa
σ ₀	-	72%	63%	22,310 MPa
σ ₉₀	-	69%	52%	20,019 MPa

Anhand dieser Gegenüberstellung erkennt man, dass bei den restlichen Zielgrößen der Untersuchung die Güte der mathematischen Modelle unter $R^2=75$ % liegt. Auch durch Transformationen der Zielgrößenmatrix und der Verwendung kubischer Modelle oder Ansätze höherer Exponentialfunktionen können die Ergebnisse nicht mit höherer Güte abgebildet werden. Daher ist eine detaillierte mathematische Auswertung der Ergebnisse nicht zulässig. Um jedoch die Haupteffekte der Untersuchungen zu visualisieren, werden die Ergebnisse der Zugversuche mit Hilfe der Statistik Software Minitab 16 (Minitab Inc., PA, USA) ausgewertet. Dadurch können die bereits beschriebenen Tendenzen verdeutlicht und ein Vergleich zu den Ergebnissen, die im Stand der Forschung (vgl. Kapitel 3.4) von Boylan und Castro [46] beschrieben sind, gezogen werden. In Abb. 6.19 sind die Haupteffekte der veränderten Parameter auf die Zielgröße des E-Moduls in 0°-Richtung dargestellt.

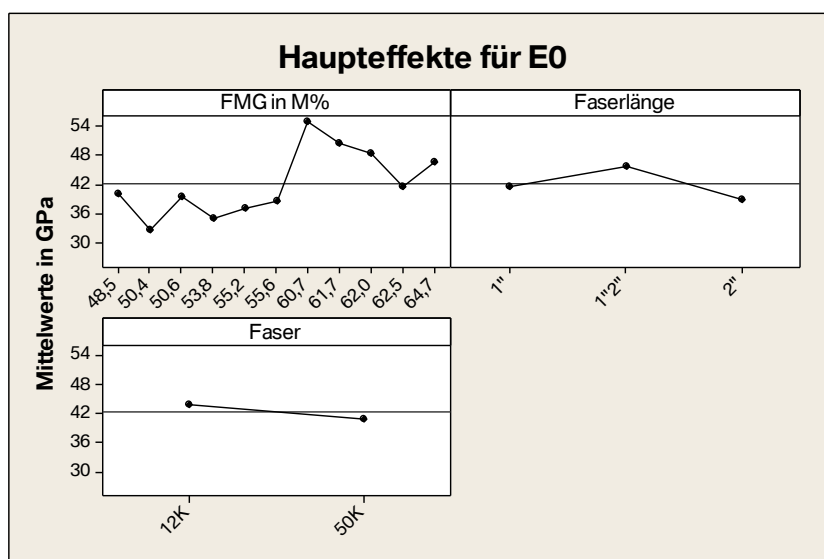


Abb. 6.19: Darstellung der Haupteffekte für E₀ in Minitab

Die Darstellung der Haupteinflüsse auf die E-Moduln der untersuchten Werkstoffe zeigt, dass mit steigendem Fasergehalt im Halbzeug höhere Werte im Zugversuch erreichbar sind. Diese Tendenz erreicht bei FMG= 60,7 M% ein Maximum, bevor die ermittelten E-Moduln wieder geringer ausfallen. Im Bereich der Faserlängen besitzt die Kombination aus 1“&2“-langen Fasern einen positiven Einfluss auf die Höhe der erreichbaren E-Moduln. Betrachtet man die untersuchten Faserarten stellt man fest, dass tendenziell 12K-Fasern einen positiven Einfluss auf diese Kenngröße der untersuchten SMC-Werkstoffe hat.

Die Auswertung der Haupteffekte der E-Moduln quer zur Produktionsrichtung ist in Abb. 6.20 dargestellt.

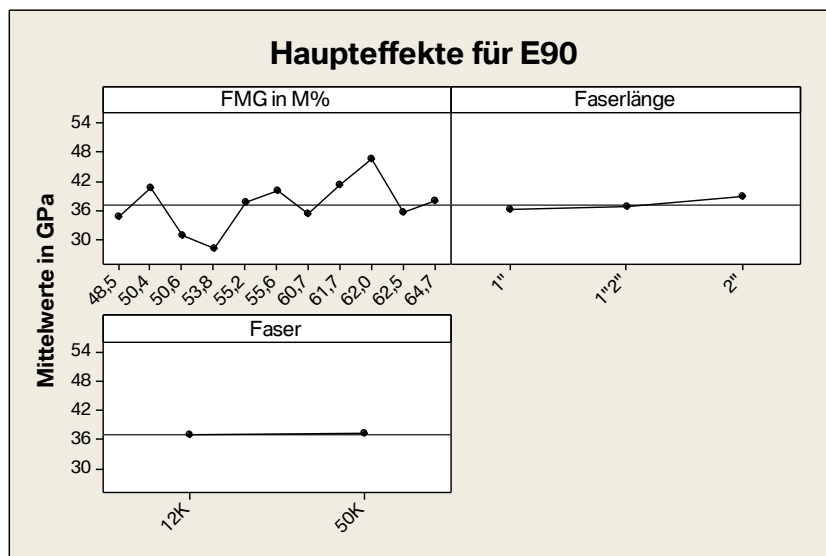


Abb. 6.20: Darstellung der Haupteffekte für E₉₀ in Minitab

Bei der Auswertung der Haupteffekte bezogen auf den E-Modul quer zur Produktionsrichtung zeichnet sich ein etwas anderes Bild. Bezogen auf den Einfluss der Faseranteile ist zwar noch die Tendenz auszumachen, dass der erreichbare E-Modul mit steigendem FMG ebenso steigt, jedoch gestaltet sich der Verlauf des Einflusses mit einem Maximum bei FMG= 50,4 M% und FMG= 55,6 M% nicht eindeutig. Das höchste Niveau wird bei einem Faseranteil von FMG= 62 M% erreicht. Betrachtet man den Einfluss der Faser stellt man fest, dass in dieser Richtung l_F= 2“-lange Fasern einen leicht höheren Einfluss auf die Höhe des E-Moduls haben als die anderen Faserlängen. Im Bezug auf die Faserart weist die Auswertung in diesem Fall keinen signifikanten Unterschied zwischen den untersuchten Faserarten aus.

Betrachtet man die ermittelten Festigkeiten der Werkstoffe in Produktionsrichtung können die in Abb. 6.21 dargestellten Haupteffekte ausgewertet werden.

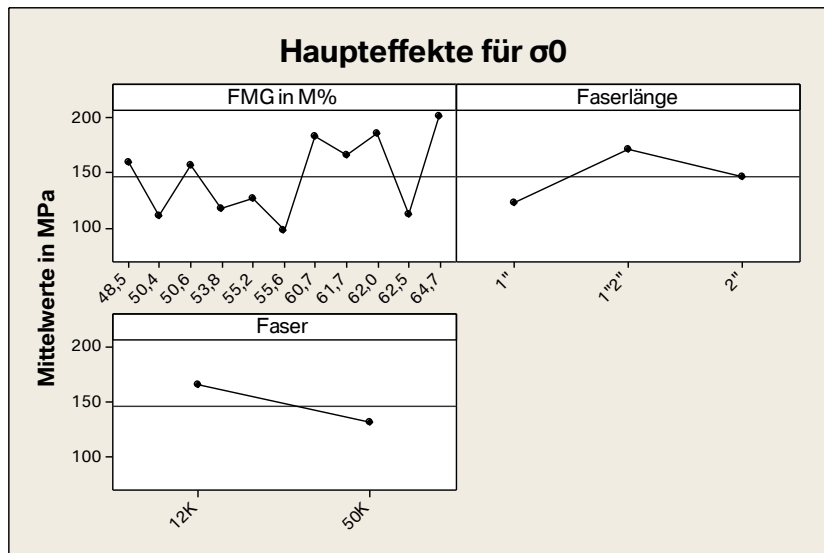


Abb. 6.21: Darstellung der Haupteffekte für σ_0 in Minitab

Analysiert man die Darstellung der Effekte bezogen auf die Zugfestigkeit der untersuchten Werkstoffe in Produktionsrichtung, erkennt man bei der verwendeten Fasermasse keinen klaren Zusammenhang. Hier ist lediglich erkennbar, dass ein hoher Faseranteil sich positiv auf die Höhe der erreichbaren Festigkeit auswirkt. Bezogen auf die Faserlänge kann analog der Darstellung des E-Moduls in dieser Richtung ein großer Einfluss der Faserlängenkombination auf den Zielwert beobachtet werden. Der Einfluss der Faserart auf die Zugfestigkeit in 0° verhält sich ebenso wie deren Effekt auf die E-Moduln in diese Richtung. Auch hier kann ein deutlich höherer Einfluss der 12K-Fasern auf die Zugfestigkeit erkannt werden als dies bei den 50K-Varianten der Fall ist.

Abschließend beschreibt Abb. 6.22 die Haupteffekte, die bei der Auswertung der Festigkeiten quer zur Produktionsrichtung auftreten.

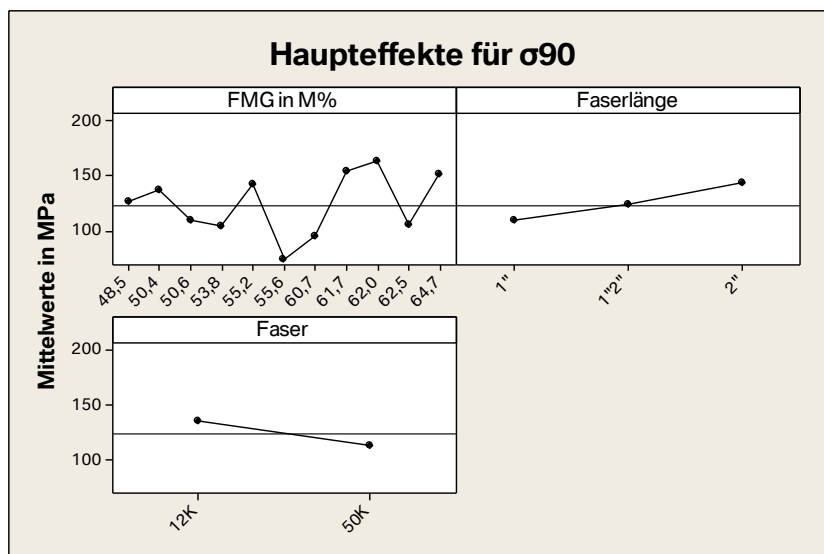


Abb. 6.22: Darstellung der Haupteffekte für σ_{90} in Minitab

Analog der Auswertung der Haupteffekte in Produktionsrichtung können quer zu dieser Orientierung keine klaren Abhängigkeiten ermittelt werden. Bezogen auf den Fasermassengehalt kann eine Tendenz erkannt werden, bei der die mittleren Festigkeiten mit der Erhöhung des FMG steigen. Im Gegensatz zur 0°-Richtung werden die höchsten Effekte auf die Festigkeit bei der Verwendung der 2"-langen Fasern ermittelt. Im Bezug auf die Filamentzahl der eingesetzten Faser ist ein deutlicher Unterschied zu erkennen. Auch in dieser Richtung wirkt sich die geringere Anzahl der Filamente der 12K-Faser signifikant positiv auf die Festigkeit des Werkstoffs aus.

6.1.3 Einfluss der Faserschichte

Die Auswertung der Ergebnisse der Zugversuche aus Kapitel 5.1.3 erfolgt im ersten Schritt durch Darstellung der Mittelwerte (Gl. 4.3) und Standardabweichungen (Gl. 4.4) anhand von Balkendiagrammen. Analog des Vorgehens in Kapitel 6.1.2 werden die im Folgenden betrachteten Kennwerte der Werkstoffvarianten nur relativ zu den Daten des entsprechenden Standardwerkstoffs des jeweiligen Produzenten aus dem Werkstoffbenchmark (vgl. Kapitel 6.1.1) angegeben.

Vergleicht man den Standardwerkstoff der Firma B (12K, $l_f = 1''$, FMG= 53 M%, vgl. Tab. 4.2), mit den ermittelten Werten der Werkstoffe aus dem vorgestellten Versuchsplan (vgl. Kapitel 5.1.3), zeichnet sich für die 12K-Toray Varianten folgendes Bild (vgl. Abb. 6.23).

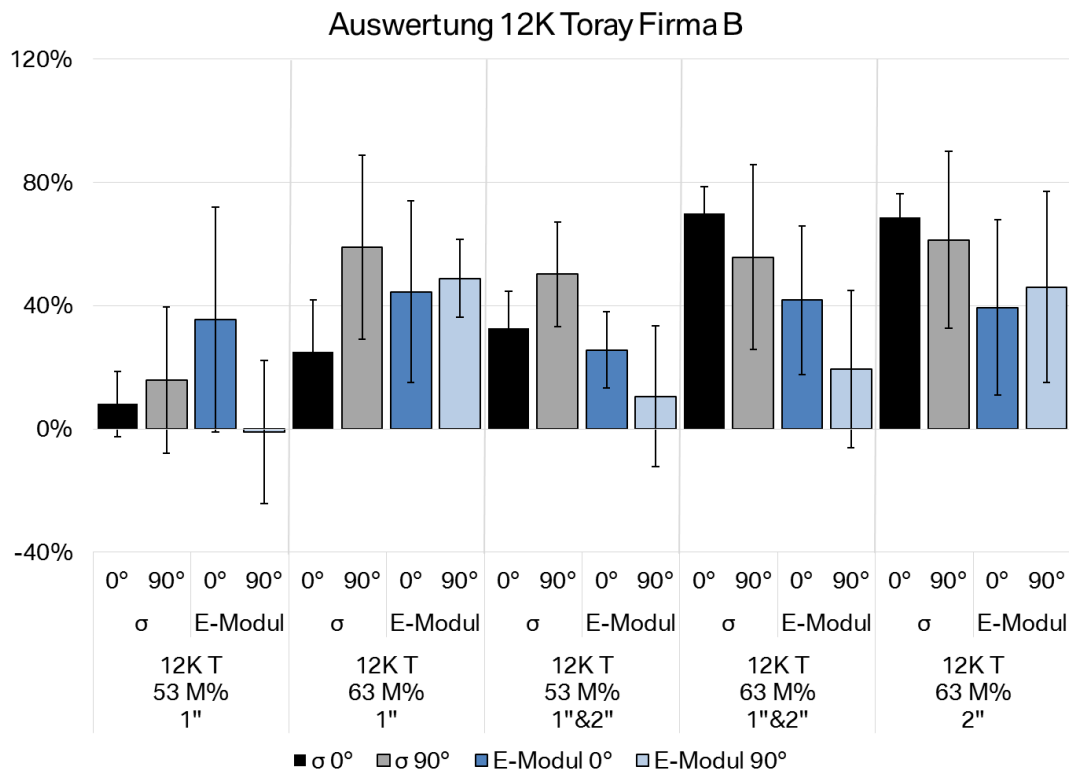


Abb. 6.23: Auswertung der Zugversuche der Werkstoffe der Firma B mit 12K-Toray-Faser im Vergleich zum Standardwerkstoff B

Bei der Betrachtung der Auswertung der 12K-Toray Systeme ist zu erkennen, dass bei fast allen Werkstoffen der Reihe die mechanischen Kennwerte E-Modul und Zugfestigkeit steigen. Auffällig dabei ist, dass die Standardabweichungen aller Messwerte sehr hoch ausfallen. Dies

hat unmittelbar zu Folge, dass der Mittelwert eines Kennwerts im Vergleich zum Standardwerkstoff des Herstellers steigt, jedoch im Vergleich zu den entsprechenden Streubreiten nicht in jedem Fall als signifikant angesehen werden kann. Daher wird im Folgenden nur auf Veränderungen eingegangen, deren Mittelwerte außerhalb des Bereichs der Summe der Standardabweichungen liegen.

Gegenüber der Standardvariante steigt durch Verwendung $l_F = 25$ mm langer 12K-Toray-Fasern und einem Faseranteil von $FMG = 63$ M% die Zugfestigkeit in 0° um $\Delta_{\sigma 0} = +59,04$ % und der E-Modul um $\Delta_{E0} = +44,5$ %, während der E-Modul in der Richtung quer dazu um $\Delta_{E90} = +48,82$ % im Mittelwert höher ausfällt. Wird eine Mischung der Faserlängen verwendet reagiert das System ebenfalls einer Erhöhung der mechanischen Kennwerte. Bei einem Faseranteil von $FMG = 53$ M% liegen die Zugfestigkeiten im Mittel bei $\Delta_{\sigma 0} = +32,65$ % bzw. $\Delta_{\sigma 90} = +50,17$ % und die E-Moduln bei $\Delta_{E0} = +25,56$ % über den Werten des Serienwerkstoffs der Firma B. Bei Verwendung von $FMG = 63$ M% steigen die Zugfestigkeiten um $\Delta_{\sigma 0} = +69,9$ % bzw. $\Delta_{\sigma 90} = +55,78$ % und die E-Moduln um $\Delta_{E0} = +41,74$ %. Werden ausschließlich $l_F = 50$ mm lange Fasern bei hohem FMG verwendet, werden die höchsten Zugfestigkeiten erreicht. Diese liegen bei $\Delta_{\sigma 0} = +68,57$ % und $\Delta_{\sigma 90} = +61,3$ % während der E-Modul nur in Produktionsrichtung annähernd auffällig steigt ($\Delta_{E0} = +14,76$ %).

Auffällig sind wie eingangs erwähnt die sehr hohen Standardabweichungen der ermittelten Daten. Diese bewegen sich im Vergleich zum Standardwerkstoff der Firma B in Bezug auf die Zugfestigkeit zwischen $S_{\sigma \min} = 8$ % und $S_{\sigma} = 30$ % und in Bezug auf den E-Modul zwischen $S_{E \max} = 12$ % und $S_{E \min} = 31$ %. Um dies zu veranschaulichen sind in Abb. 6.24 die Streubreiten der Daten in den einzelnen Versuchsreihen anhand eines Blockdiagramms dargestellt. Analog des Vorgehens in Kapitel 6.1.2 werden hierbei die Standardabweichungen direkt auf die Mittelwerte der einzelnen Kennwerte der Reihe bezogen.

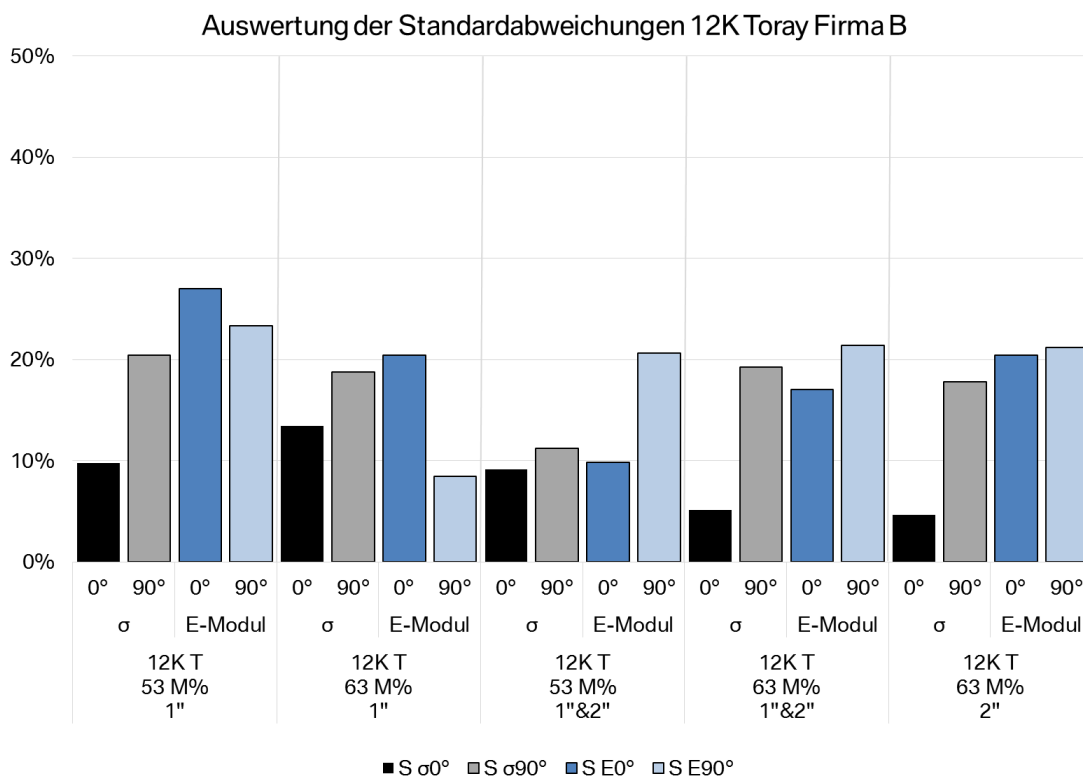


Abb. 6.24: Darstellung der Standardabweichungen der ermittelten Kennwerte (12K-Toray, Firma B)

Bezogen auf die realen Mittelwerte der ermittelten Daten fällt die Streuung der Kennwerte geringer aus. Betrachtet man die Zugfestigkeit, schwanken die Werte zwischen $S_{\sigma_{\min}}=5\%$ und $S_{\sigma_{\max}}=20\%$ und in Bezug auf den E-Modul zwischen $S_{E_{\max}}=8\%$ und $S_{E_{\min}}=27\%$. Die geringsten Streuungen werden dabei bei der Variante mit $FMG=53\text{ M}\%$ und der Faserlängenkombination erreicht, die bei der Zugfestigkeit im Mittel bei $S_{\sigma}=10\%$ und beim E-Modul bei $S_E=15\%$ liegen.

Analog des Vorgehens bei der Beschreibung der Ergebnisse des ersten Versuchsplans (Kapitel 6.1.2) folgt die Beurteilung der Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften. In Abb. 6.25 sind die Isotropiegrade (nach Gl. 4.5) der 12K-Toray-Systeme der Firma B in Form eines Balkendiagramms dargestellt.

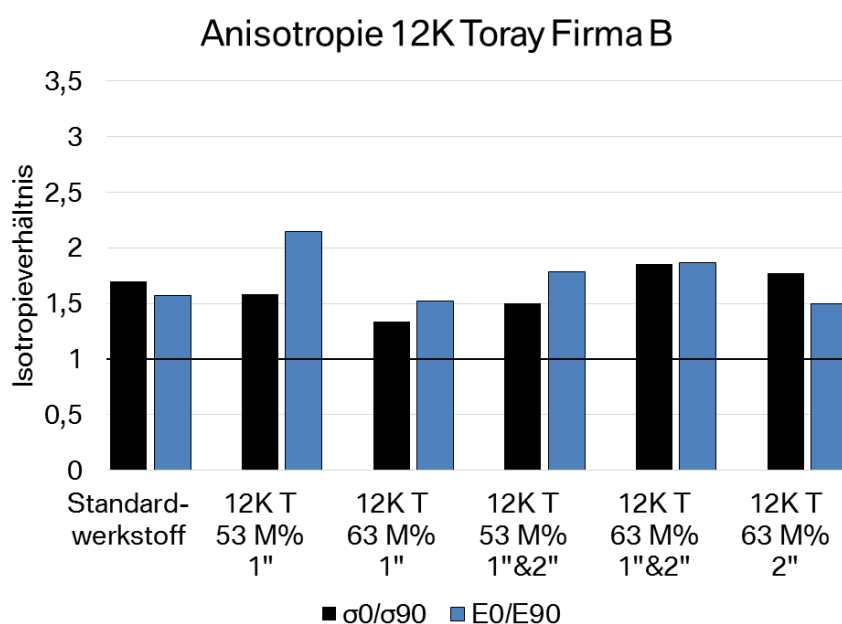


Abb. 6.25: Darstellung der Anisotropie der mechanischen Kennwerte der 12K-Toray Werkstoffe der Firma B

Der Standardwerkstoff der Firma B zeigt bei der Betrachtung des Isotropiegrades eine ausgeprägte Vorzugsorientierung bezüglich der Produktionsrichtung ($\vartheta_{\sigma}=1,7$ bzw. $\vartheta_E=1,57$). Bei den hergestellten Werkstoffen im Prüfplan unter Verwendung der 12K-Toray Faser wird eine vergleichbare Richtungsabhängigkeit der ermittelten Kennwerte berechnet. Bei der Variante mit $l_F=1''$ und $FMG=53\text{ M}\%$ besitzt die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung fast doppelt so hohe Werte wie quer dazu ($\vartheta_{\sigma}=2,15$). In Bezug auf die E-Moduln dieser Variante berechnet sich die Richtungsabhängigkeit zu $\vartheta_E=1,58$. Bei den weiteren Werkstoffen ist durchgängig eine Vorzugsrichtung entlang der Produktionsrichtung mit $\vartheta_{\sigma}=1,6$ und $\vartheta_E=1,7$ zu verzeichnen. Somit zeigen alle Werkstoffe der Reihe unter Verwendung der 12K-Toray-Faser eine Richtungsabhängigkeit der getesteten mechanischen Eigenschaften.

Die Auswertung der Zugversuche mit den 12K-Mitsubishi Varianten des Versuchsplans erfolgt analog der vorherigen Betrachtung. Die Verhältnisse der im Zugversuch ermittelten Kennwerte zu den mechanischen Werten des Standardwerkstoffs der Firma B sind im Balkendiagramm Abb. 6.26 dargestellt.

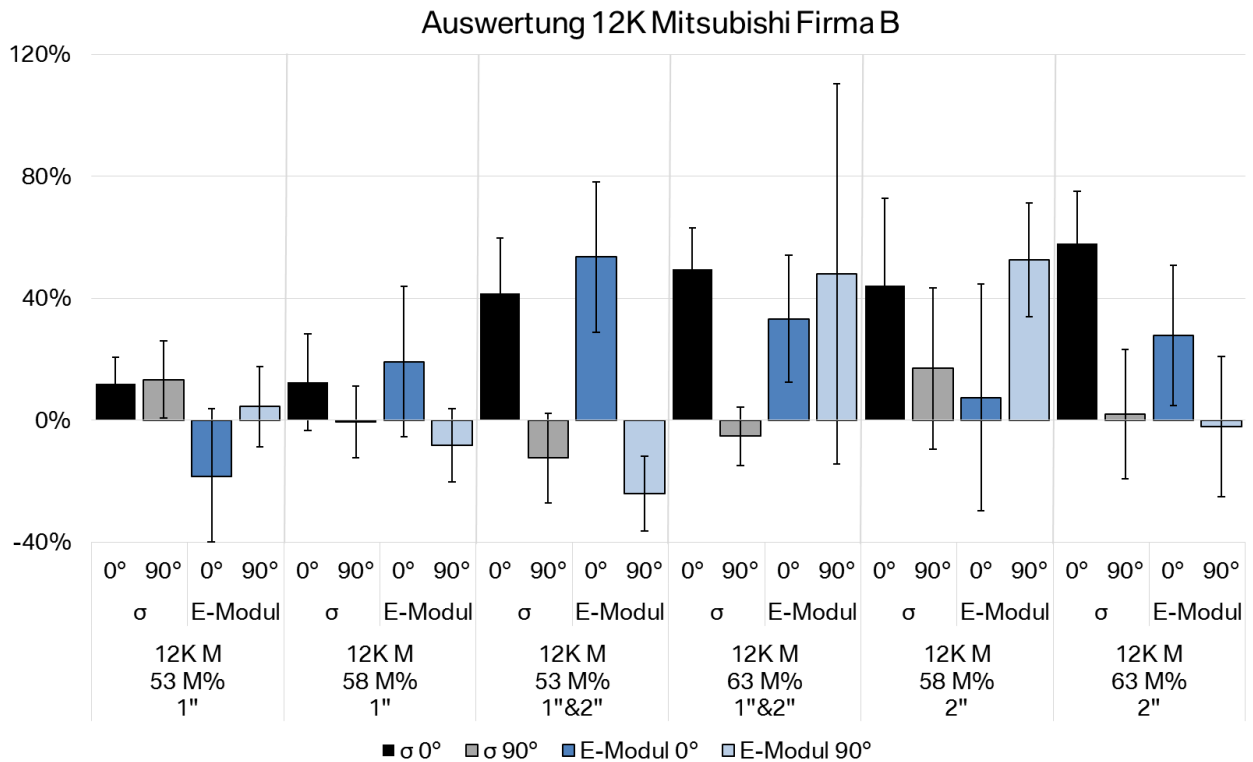


Abb. 6.26: Auswertung der Zugversuche der Werkstoffe der Firma B mit 12K-Mitsubishi-Faser im Vergleich zum Standardwerkstoff B

Überblickt man den prozentualen Vergleich der ermittelten Daten mit dem Standardwerkstoff B, stellt man fest, dass die Variationen der Zusammensetzung des SMCs unter Verwendung der 12K-Mitsubishi-Faser zu einer inhomogenen Veränderung der mechanischen Eigenschaften führen. Analog der Untersuchungen der Varianten mit 12K-Toray-Fasern treten auch in der vorliegenden Auswertung sehr hohe Standardabweichungen von den ermittelten Mittelwerten auf. Deutliche Auswirkungen hat erst die Kombination der Faserlängen auf die überprüften Kennwerte bei FMG= 53 M%. Die Zugfestigkeit wird um $\Delta_{\sigma 0} = +41,52\%$ erhöht, während der E-Modul in dieser Richtung um $\Delta_{E 0} = +53,47\%$ steigt. Durch Erhöhung des Faseranteils steigt die Zugfestigkeit in 0°-Richtung um $\Delta_{\sigma 0} = +49,5\%$, während die übrigen Kennwerte auf vergleichbarem Niveau verbleiben. Durch Vergrößerung der Faserlänge reagiert die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung mit einer Erhöhung der gemessenen Werte um $\Delta_{\sigma 0} = +44,18\%$, während der E-Modul quer dazu um $\Delta_{E 90} = +52,49\%$ steigt. Wird der Faseranteil auf FMG=63 M% eingestellt, kann eine Erhöhung der Zugfestigkeit in 0°-Richtung von $\Delta_{\sigma 0} = +57,84\%$ beobachtet werden.

Analog der Auswertung der 12K-Toray-Varianten (vgl. Abb. 6.24) werden die Standardabweichungen der einzelnen Messreihen zusätzlich in einem Balkendiagramm dargestellt. Hierbei beziehen sich die aufgeführten Streubreiten auf die Mittelwerte der jeweiligen Messreihe (siehe Abb. 6.27).

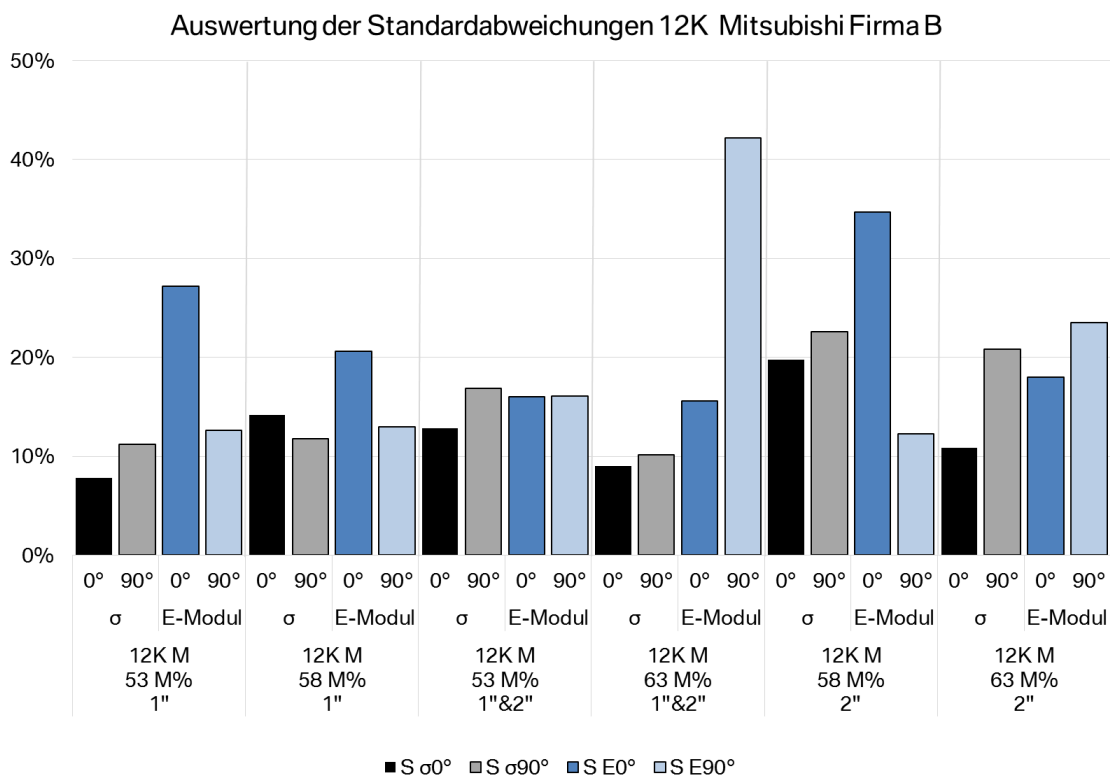


Abb. 6.27: Darstellung der Streubreiten der ermittelten Kennwerte der Versuche mit 12K-Mitsubishi der Firma B

Bei der Betrachtung der Auswertung fällt auf, dass das Niveau der Standardabweichungen der 12K-Mitsubishi-Varianten mehrheitlich vergleichbar mit dem der Streuungen der 12K-Toray-Werkstoffe ist. Die Mittelwerte der Standardabweichungen bewegen sich bei der Zugfestigkeit zwischen $S_{\sigma \min} = 8\%$ und $S_{\sigma \max} = 23\%$ und beim E-Modul zwischen $S_{E \min} = 12\%$ und $S_{E \max} = 27\%$. Lediglich bei zwei Varianten streuen die ermittelten Werte der ermittelten E-Moduln über diesem Niveau. Bei der Variante mit $I_F = 1''\&2''$ und $FMG = 63\text{ M}\%$ liegt die Abweichung bei $S_{E 90^\circ} = 42\%$ und bei dem Werkstoff mit $I_F = 2''$ und $FMG = 58\text{ M}\%$ liegt diese bei $S_{E 0^\circ} = 35\%$.

Auch bei den ermittelten Kennwerten der 12K-Mitsubishi-Varianten lässt sich eine signifikant stärkere Richtungsabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften erkennen als dies bei den 12K-Toray-Varianten zu beobachten ist. Dies wird in Abb. 6.28 anhand eines Balkendiagramms verdeutlicht.

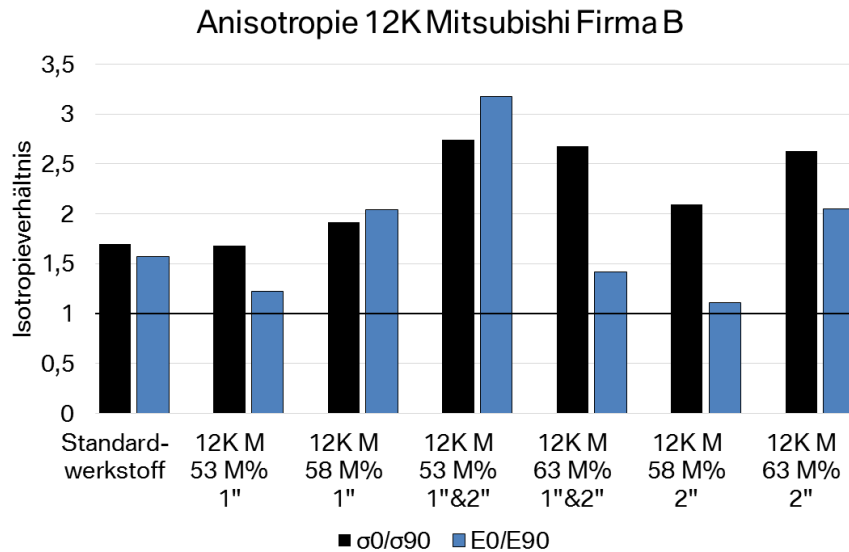


Abb. 6.28: Darstellung der Anisotropie der mechanischen Kennwerte der 12K-Mitsubishi Werkstoffe der Firma B

Anhand dieser Darstellung ist zu erkennen, dass über die gesamte Testreihe ein anisotropes Verhalten des Werkstoffs zu Gunsten der Produktionsrichtung besteht. Die geringste Richtungsabhängigkeit der getesteten Werkstoffe zeigt die Variante mit $l_F=1''$ und $FMG=53\text{ M}\%$ anhand eines Anisotropiegrades von $\vartheta_\sigma=1,23$ bei der Zugfestigkeit und von $\vartheta_E=1,68$ beim E-Modul. Die am stärksten ausgeprägte Vorzugsrichtung in 0° wird bei der Faserlängenkombination $l_F=1''\&2''$ und $FMG=53\text{ M}\%$ mit $\vartheta_\sigma=3,18$ und $\vartheta_E=2,74$ berechnet. Somit zeigen auch alle Werkstoffe der Reihe unter Verwendung der 12K-Misubishi Faser eine Richtungsabhängigkeit der getesteten mechanischen Eigenschaften. Analog der Werkstoffe mit 12K-Toray-Fasern liegt die Vorzugsrichtung bei diesen Varianten auch durchgängig entlang der Produktionsrichtung.

Die Ergebnisse der Überprüfung der Faseranteile der getesteten Zugproben sind in Abb. 6.29 dargestellt.

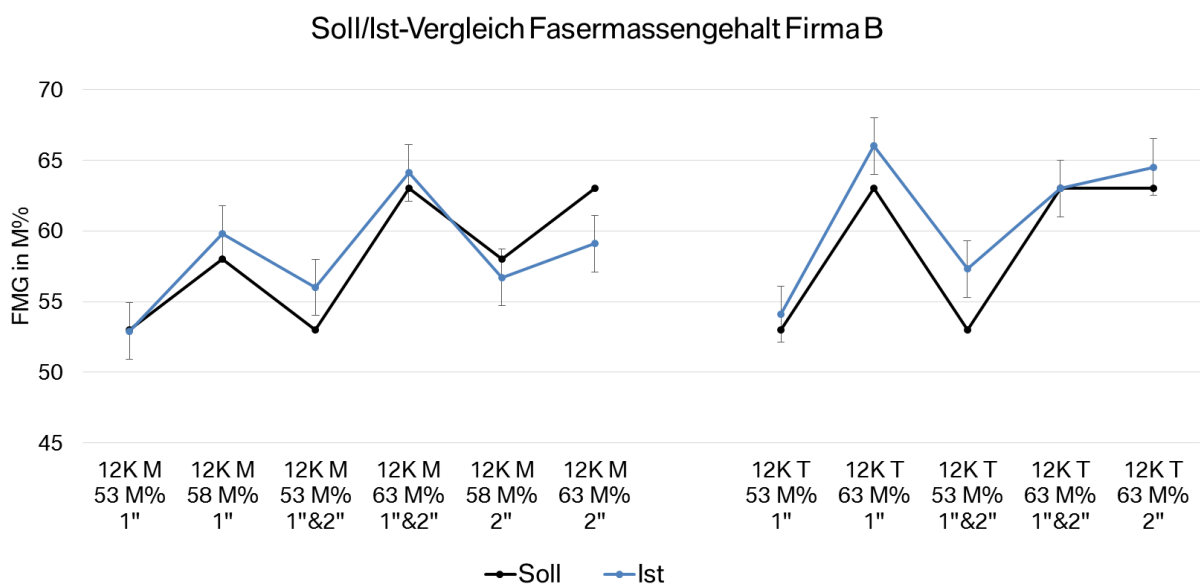


Abb. 6.29: Darstellung der Überprüfung des Fasermassenanteils der getesteten Zugproben

Die Analyse der Fasermassenanteile zeigt, dass nicht bei allen produzierten Werkstoffen die Vorschrift der Fasermenge eingehalten wurde. Innerhalb der beiden Messreihen kann eine Tendenz zu höheren FMG als über den Sollbereich vorgegeben, ermittelt werden. Bei den Varianten mit 12K-Mitsubishi Fasern werden die Vorgaben bei allen bis auf zwei Werkstoffen eingehalten. Bei der Variante mit $l_F = 1'' \& 2''$ und $FMG = 53 M\%$ wird ein höherer Faseranteil von $FMG_{real} = 56 M\%$ gemessen als gefordert, während beim Werkstoff mit $l_F = 2''$ und $FMG = 63 M\%$ ein Faseranteil von $FMG_{real} = 59 M\%$ ermittelt wird. Bei Verwendung der 12K-Toray Faser, kann eine Tendenz zu erhöhten Faseranteilen beobachtet werden. Bei zwei der fünf Werkstoffe werden Faseranteile gemessen, die außerhalb der Messgenauigkeit der Methode von $\pm 2 M\%$ liegen. Die Variante mit $l_F = 1''$ und $FMG = 63 M\%$ erreicht einen gemessenen Faseranteil von $FMG_{real} = 66 M\%$ und beim Werkstoff mit Sollzusammensetzung von $l_F = 1'' \& 2''$ und $FMG = 53 M\%$ wird eine Fasermasse von $FMG_{real} = 57,3 M\%$ ermittelt.

Die statistische Auswertung der Daten mit Hilfe der Modell-ANOVA liefert ein mathematisches System, das eine schlechte Modellgüte aufweist ($R^2 = 0,754$). Dies liegt vor allem an den hohen Standardabweichungen, die in allen Messreihen auftreten. Dieser Umstand macht eine detaillierte Auswertung und Diskussion der Ergebnisse ungültig. Zur Vollständigkeit ist die statistische Auswertung der Daten im Anhang zu Kapitel 6.1.3 (Kapitel 13.2) aufgeführt.

Es lässt sich zusammenfassen, dass die Verwendung der 12K-Toray Faser zu der höchsten mechanischen Leistungsfähigkeit in Bezug auf die analysierten Kennwerte des Zugversuchs führt. Dabei stellt sich der Einsatz $l_F = 2''$ langer Fasern und die Realisierung hoher Fasermassenanteile als optimale Konfiguration dar.

Die vorgestellten Ergebnisse werden in Kapitel 7.1.3 diskutiert und ein Fazit gezogen.

6.1.4 Einfluss der Filamentbündelgröße

Die Auswertung der Ergebnisse der Zugversuche aus Kapitel 5.1.4 erfolgt im ersten Schritt anhand der Darstellung der Mittelwerte (Gl. 4.3) und Standardabweichungen (Gl. 4.4) mit Hilfe von Balkendiagrammen. Die Kennwerte der produzierten Werkstoffe werden ermittelt und mit den Daten des Vergleichswerkstoffes Aluminium-Druckguss (vgl. Tab. 3.1) ins Verhältnis gesetzt.

Zum Vergleich mit einem CF-SMC-Werkstoff unter Verwendung einer Faser geringerer Filamentbündelgröße wird der leistungsfähigste Werkstoff aus den Ergebnissen des Kapitels 5.1.3 mit aufgeführt. Dieser Werkstoff verwendet die 12K-Toray-Faser mit $FMG = 63 M\%$ und der Faserlängenkombination $l_F = 1'' \& 2''$. Im prozentualen Vergleich lassen sich die im Zugversuch ermittelten Kennwerte wie folgt darstellen (vgl. Abb. 6.30).

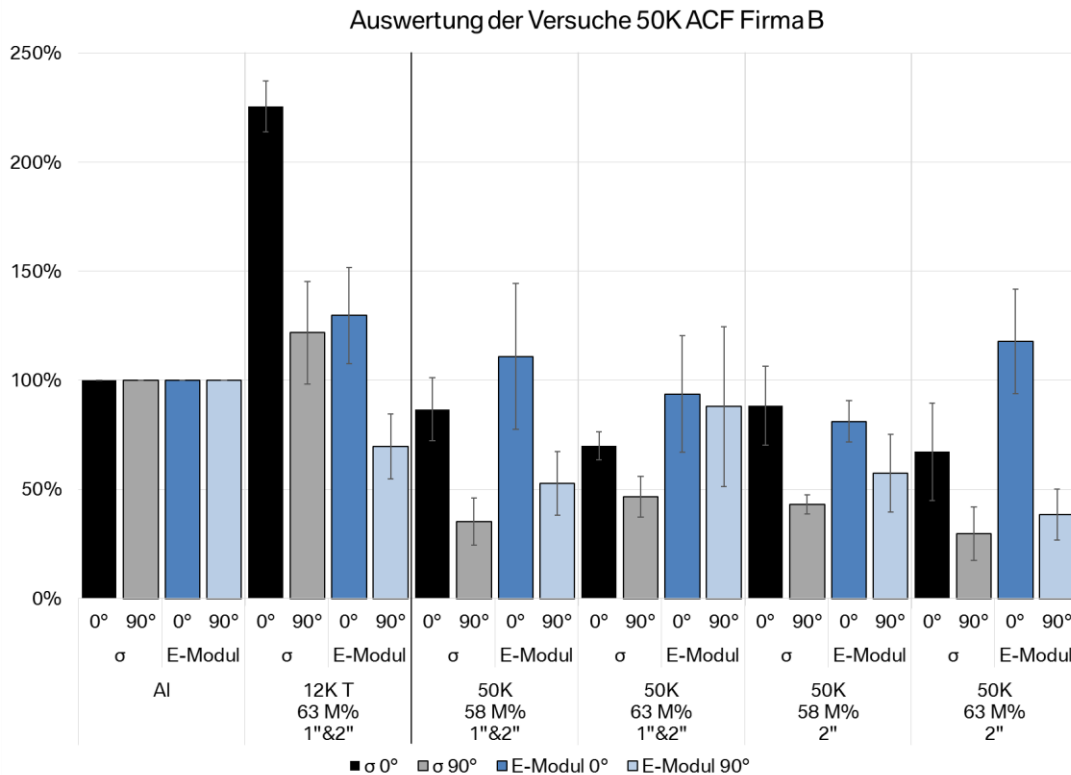


Abb. 6.30: Prozentualer Vergleich der mechanischen Eigenschaften bezogen auf Al-Druckguss

Betrachtet man die Auswertung der Daten der 50K-Werkstoffe fällt auf, dass eine klare Vorzugsrichtung der mechanischen Eigenschaften entlang der Produktionsrichtung vorherrscht. Die Werkstoffe mit der Faserlängenkombination $I_F = 1'' \& 2''$ zeigen in Bezug auf die Zugfestigkeit geringere Eigenschaften als der Vergleichswerkstoff Aluminium ($\Delta_{\sigma 0} = 87\%$; $\Delta_{\sigma 90} = 35\%$ und $\Delta_{E 90} = 53\%$). Dieser Unterschied ist noch stärker ausgeprägt, vergleicht man das Niveau der Kennwerte mit dem des 12K-Toray-Werkstoffs. In Bezug auf die E-Moduln liegen die Mittelwerte der Richtungen deutlich unter denen des 12K-Werkstoffs und können nur in der Vorzugsrichtung mit Aluminium konkurrieren ($\Delta_{E 0} = 110\%$). Durch Erhöhung des Faseranteils um $\Delta_{FMG} = +5\text{ M}\%$ wird der Mittelwert der Prüfrichtungen zwar reduziert, jedoch steigen die Mittelwerte der Kennwerte quer zur Produktionsrichtung an ($\Delta_{\sigma 0} = 70\%$ und $\Delta_{E 0} = 94\%$; $\Delta_{\sigma 90} = 47\%$ und $\Delta_{E 90} = 88\%$). Bei den Werkstoffen mit $I_F = 2''$ langen Fasern liegen die Kennwerte in Bezug auf die Zugfestigkeit bei einem Faseranteil von $FMG = 58\text{ M}\%$ nicht signifikant höher als die der Faserkombination, in Bezug auf den E-Modul fallen die Werte jedoch geringer aus. Im direkten Vergleich mit Aluminium zeigen die Werkstoffe geringere Eigenschaften bezogen auf beide Zugkennwerte ($\Delta_{\sigma 0} = 88\%$ und $\Delta_{E 0} = 81\%$; $\Delta_{\sigma 90} = 43\%$ und $\Delta_{E 90} = 57\%$). Im Vergleich zum 12K-Werkstoff fällt dieser Unterschied deutlich und insbesondere im Vergleich auf die Zugfestigkeit aus. Bei Erhöhung des Faseranteils auf $FMG = 63\text{ M}\%$ kann man einen Anstieg des E-Moduls in Produktionsrichtung erkennen, während die Zugfestigkeit in beiden getesteten Richtungen reduziert wird ($\Delta_{\sigma 0} = 67\%$ und $\Delta_{E 0} = 118\%$; $\Delta_{\sigma 90} = 30\%$ und $\Delta_{E 90} = 38\%$). Generell zeigen die ermittelten Daten der Werkstoffe große Streuungen. Diese sind in Abb. 6.31 anhand eines Balkendiagramms dargestellt.

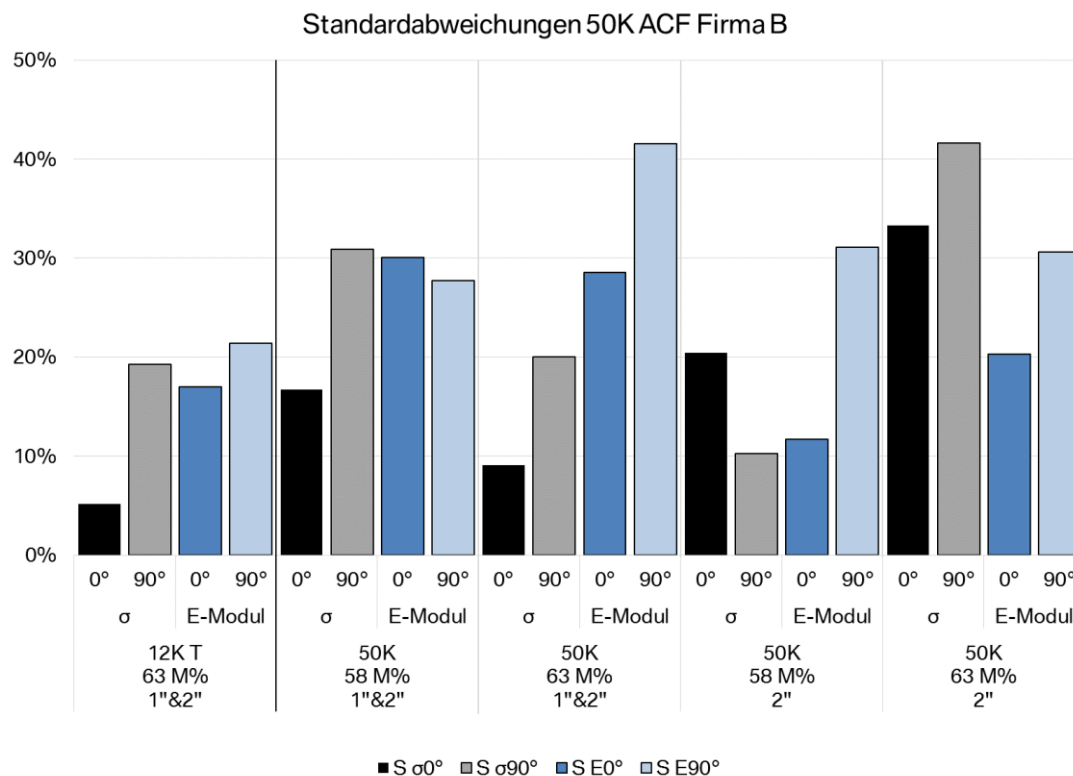


Abb. 6.31: Darstellung der Standardabweichungen der Zugkennwerte der 50K-Werkstoffe

Die ermittelten Standardabweichungen der 50K-Werkstoffe liegen größtenteils mit Werten von $S > 20\%$ etwas über dem Niveau der Streuungen des 12K-Toray-Werkstoffs. Mit Erhöhung des Faseranteils ist zu beobachten, dass die Abweichungen vor allem bei den Werkstoffen mit $l_F = 2''$ langen Fasern zunehmen. Allein die Zugfestigkeiten der Faserlängenkombinationen folgen diesem Trend nicht. Tendenziell treten bei den untersuchten Werkstoffen höhere Streuungen in Bezug auf den E-Modul als im Bereich der Zugfestigkeiten auf. Nur die Variante mit $l_F = 2''$ und $FMG = 63\text{ M}\%$ zeigt bei den Zugfestigkeiten deutlich höhere Abweichungen vom Mittelwert. Die angesprochene Richtungsabhängigkeit ist anhand der Auswertung der berechneten Isotropieverhältnisse in Abb. 6.32 dargestellt.

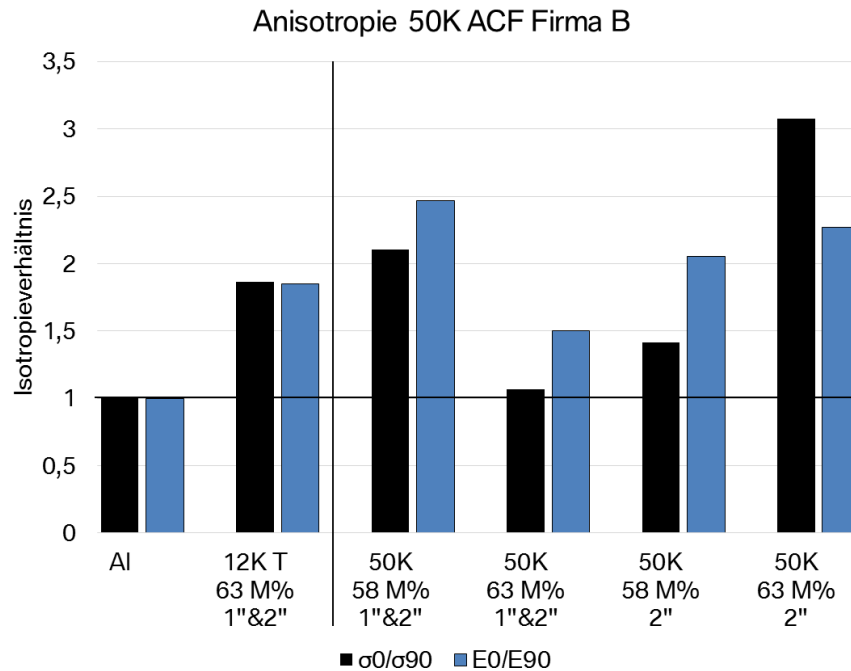


Abb. 6.32: Auswertung der Richtungsabhängigkeit der Kennwerte der 50K-Werkstoffe

Bei der Betrachtung der Anisotropie der Werkstoffeigenschaften ist übergreifend keine Tendenz ableitbar. Bei den Werkstoffen mit der Faserlängenkombination tritt eine Reduzierung der Anisotropien beider Kennwerte durch Erhöhung des Faseranteils um $\Delta_{FMG} = +5 \text{ M\%}$ auf. Diese Richtungsabhängigkeit ist beim Werkstoff mit $FMG = 58 \text{ M\%}$ und Faserlängenkombination sehr deutlich ausgeprägt. Die Isotropieverhältnisse bewegen sich zwischen $\vartheta_{\sigma} = 2,1$ und $\vartheta_E = 2,47$ und damit deutlich über dem Niveau des 12K-Toray-Werkstoffs. Beim Werkstoff mit $FMG = 63 \text{ M\%}$ fallen diese Kennwerte signifikant homogener aus. Diese liegen mit $\vartheta_{\sigma} = 1,07$ und $\vartheta_E = 1,5$ deutlich niedriger und unter dem Niveau des 12K-Werkstoffs. Bei den Werkstoffen mit $l_F = 2''$ liegen die Verhältnisse bei einem Faseranteil von $FMG = 58 \text{ M\%}$ auf vergleichbarem Niveau mit dem 12K-Werkstoff, während die E-Moduln eine starke Vorzugsrichtung entlang der Produktionsrichtung ($\vartheta_E = 2,05$) zeigen und die Zugfestigkeiten etwas homogener bei $\vartheta_{\sigma} = 1,41$ liegen. Durch Erhöhung des Faseranteils auf $FMG = 63 \text{ M\%}$ tritt in Bezug auf beide Zugkennwerte eine Verstärkung der Vorzugsrichtung entlang der Produktionsrichtung ein ($\vartheta_{\sigma} = 3,03$ und $\vartheta_E = 2,27$).

Die Ergebnisse der Zugversuche werden zusammen mit den Kennwerten der 12K-Toray-Werkstoffe aus Kapitel 5.1.3 in die Statistik Software Minitab 16 (Minitab Inc., PA, USA) eingelesen. Mit Hilfe dieses Werkzeugs werden die Haupteffekte der untersuchten Parameter auf die Zielgrößen graphisch aufbereitet. Die hohen Standardabweichungen lassen keine detaillierte Auswertung im Rahmen eines mathematischen Modells zu, jedoch können mit diesem Hilfsmittel Zusammenhänge veranschaulicht werden.

In Abb. 6.33 sind die Haupteffekte auf die Zielgröße des E-Moduls beim Vergleich der Werkstoffe in 0° -Richtung dargestellt.

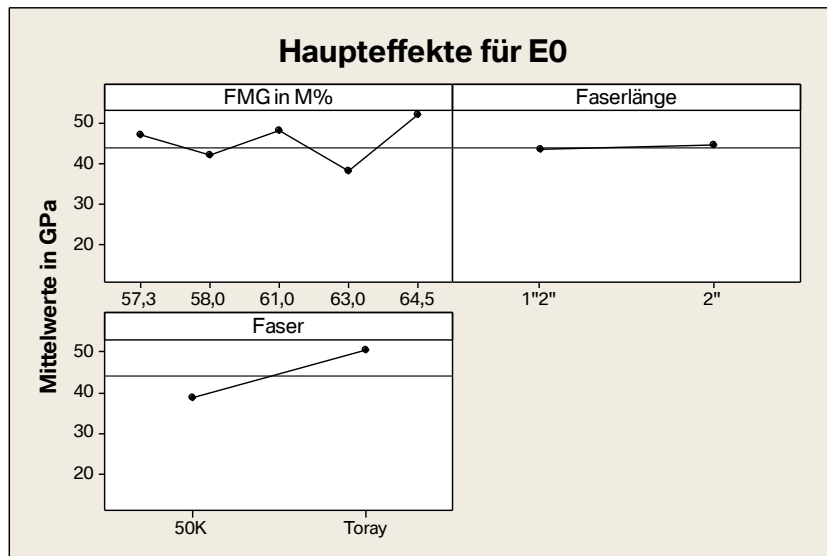


Abb. 6.33: Darstellung der Haupteffekte auf den E-Modul in Produktionsrichtung

Anhand dieser Darstellung kann ein positiver Effekt auf den E-Modul des Werkstoffs mit hoher Faserlänge erkannt werden. Wird die 12K-Toray-Faser im Werkstoff eingesetzt, fällt dieser Einfluss auf die Zielgröße sehr deutlich aus. Mit steigendem Faseranteil ist eine Tendenz zu höheren Kennwerten ablesbar, die aber keiner signifikanten Regelmäßigkeit folgt.

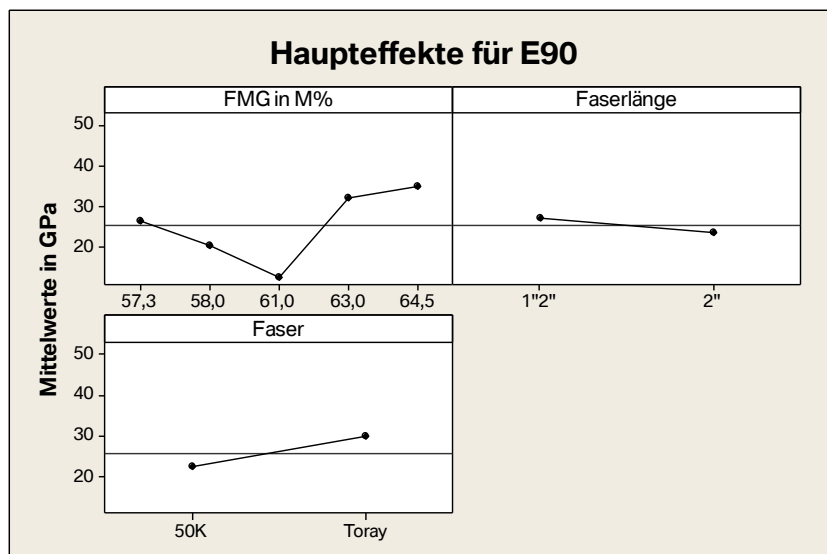


Abb. 6.34: Darstellung der Haupteffekte auf den E-Modul quer zur Produktionsrichtung

Bei Verwendung der 12K-Toray Faser wird ein positiver Effekt auf den E-Modul quer zur Produktionsrichtung des Werkstoffs beobachtet. Im Gegensatz zu den in Produktionsrichtung aufgenommenen Werten erreichen die Werkstoffe in der dargestellten Richtung im Mittel höhere Werte, wenn eine Faserlängenkombination eingestellt wird. Betrachtet man die Effekte in Bezug auf die verwendeten Faseranteile, kann analog der vorherigen Auswertung eine Tendenz zu höheren E-Modulwerten bei höheren Fasermassen beobachtet werden, die jedoch weder signifikant noch stetig ist.

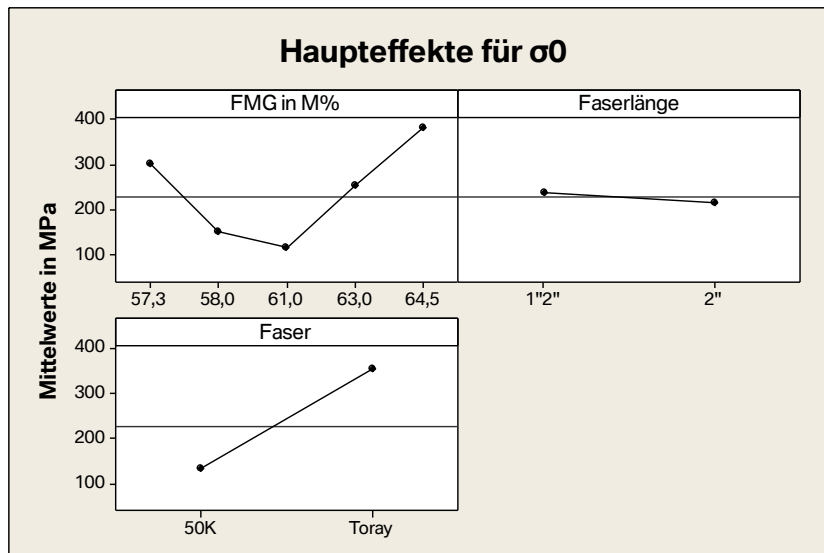


Abb. 6.35: Darstellung der Haupteffekte auf die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung

Auch in Bezug auf die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung weist die Faserart den größten Einfluss auf. Unter Verwendung der 12K-Toray-Faser und einer Faserlängenkombination können die höchsten Werte erreicht werden. In Bezug auf die Fasermasse kann analog der anderen Kennwerte ein positiver Effekt beim Einsatz hoher Anteile erkannt werden.

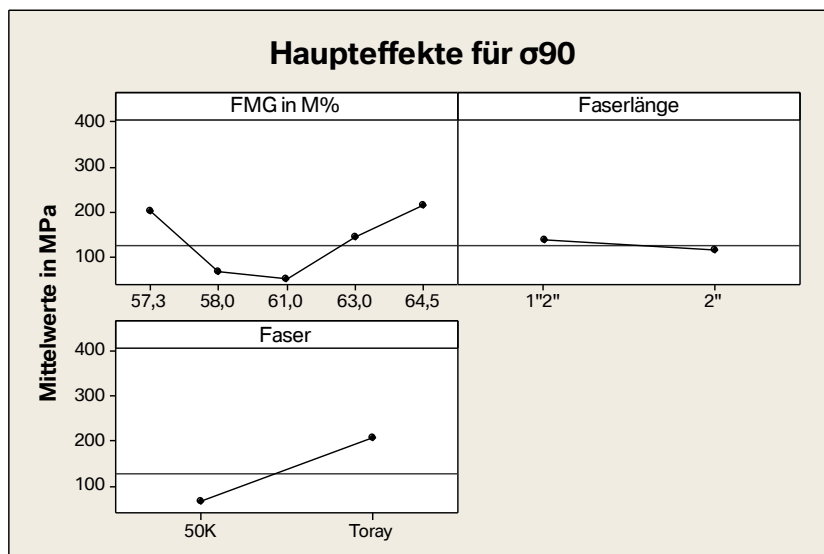


Abb. 6.36: Darstellung der Haupteffekte auf die Zugfestigkeit quer zu Produktionsrichtung

Bei der Betrachtung der Haupteffekte der Zugfestigkeiten in 90° können vergleichbare Zusammenhänge erkannt werden wie quer zu dieser Richtung. Die Verwendung der 12K-Faser und einer Faserlängenkombination erzielt die höchsten Werte, während hohe Fasermassenanteile nach dieser Darstellung der Zusammenhänge zu bevorzugen sind.

Die vorgestellten Ergebnisse werden in Kapitel 7.1.4 diskutiert und ein Fazit gezogen.

6.1.5 Einfluss der Faserteilung

Die Auswertung der Ergebnisse der Zugversuche aus Kapitel 5.1.5 erfolgt im ersten Schritt anhand der Darstellung der Mittelwerte (Gl. 4.3) und Standardabweichungen (Gl. 4.4) mit Hilfe von Balkendiagrammen. Die Kennwerte der produzierten Werkstoffe werden ermittelt und mit den Daten des Vergleichswerkstoffes Aluminium-Druckguss (vgl. Tab. 3.1) ins Verhältnis gesetzt.

Zum Vergleich mit einem CF-SMC-Werkstoff unter Verwendung einer Faser geringerer Filamentbündelgröße wird der leistungsfähigste Werkstoff aus den Ergebnissen des Kapitels 5.1.3 mit aufgeführt. Dieser Werkstoff verwendet die 12K-Toray-Faser mit FMG= 63 M% und der Faserlängenkombination $l_F= 1''\&2''$. Im prozentualen Vergleich lassen sich die im Zugversuch ermittelten Kennwerte wie folgt darstellen (vgl. Abb. 6.37).

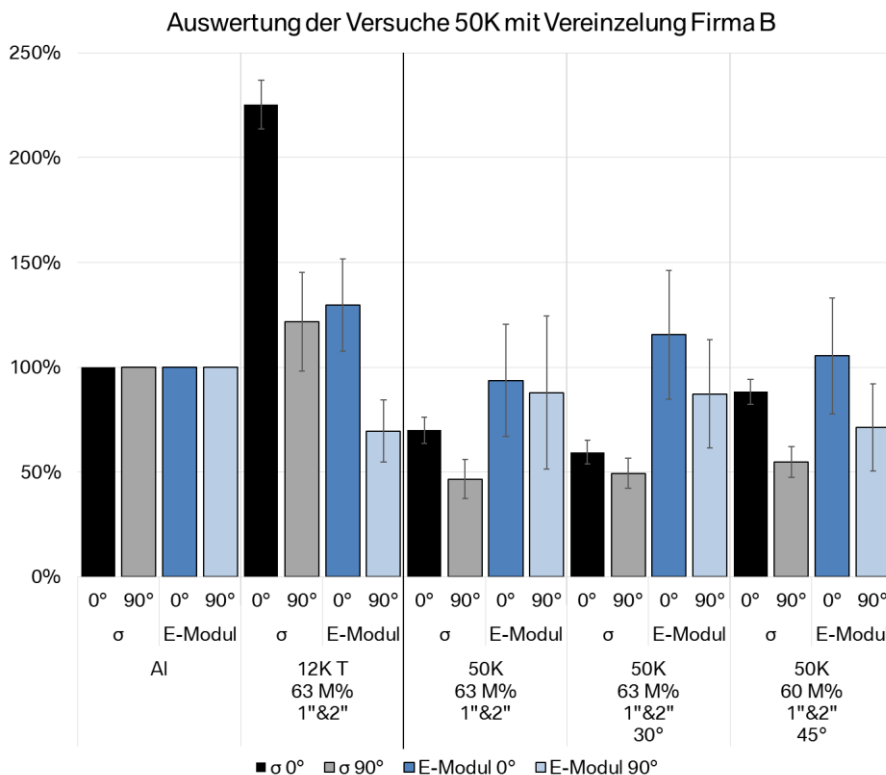


Abb. 6.37: Prozentualer Vergleich der mechanischen Eigenschaften bezogen auf Al-Druckguss

Anhand dieser Darstellung ist zu erkennen, dass die ermittelten Kennwerte der 50K-Varianten unter dem Niveau des 12K-Toray-Werkstoffs liegen. Ohne Berührung der Vereinzelungsvorrichtung erreichen die ermittelten Kennwerte einen Anteil von $\Delta_{\sigma 0} = 70\%$ und $\Delta_{E 0} = 94\%$ und quer dazu von $\Delta_{\sigma 90} = 47\%$ und $\Delta_{E 90} = 88\%$ im Vergleich zum den entsprechenden Kennwerten des Aluminiumwerkstoffes. Bei gleichem Faseranteil und einem Umschlingungswinkel von $\delta = 30^\circ$ kann eine Erhöhung der E-Moduln gegenüber dem Werkstoff ohne Vereinzelung der Faser beobachtet werden. Durch die Standardabweichungen der Messreihen sind diese Veränderungen jedoch nicht als signifikant anzusehen. Die einzige Datenreihe bei der eine deutliche Steigerung des Mittelwerts zu beobachten ist, betrifft die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung des Werkstoffes unter Verwendung von $l_F = 1''\&2''$ und FMG= 60 M% bei $\delta = 45^\circ$ mit einem Mittelwert von $\Delta_{\sigma 0} = 88\%$.

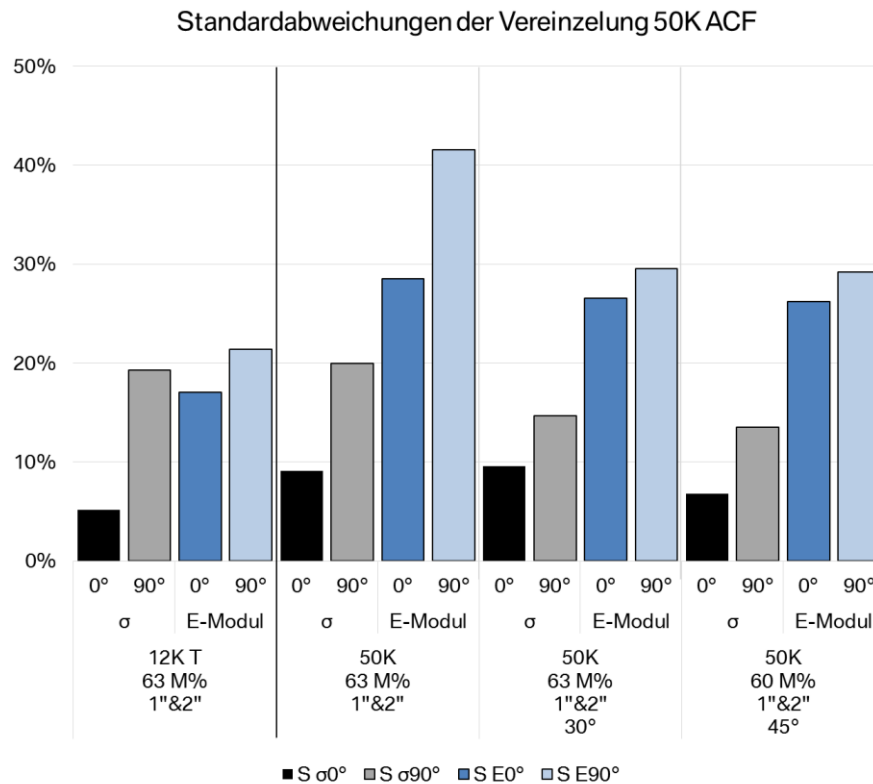


Abb. 6.38: Darstellung der Standardabweichungen der Werkstoffe mit Vereinzelung

Betrachtet man die Auswertung der Standardabweichungen der untersuchten Werkstoffe fällt das deutlich höhere Niveau der Streuungen der Kennwerte der 50K-Werkstoffe gegenüber der 12K-Variante auf. In der Gruppe der 50K-Systeme ist jedoch eine Reduzierung der Streuungen durch die Vereinzelung erkennbar. Bei einem Umschlingungswinkel von $\delta = 30^\circ$ kann bereits eine Reduzierung der Standardabweichung im Vergleich zur nicht vereinzelter Variante beobachtet werden. Die größte Reduzierung wird bei der Prüfung quer zur Produktionsrichtung festgestellt. Hier reduziert sich die Abweichung der Zugfestigkeit um $\Delta S_{\sigma 90} = -12\%$ und die der E-Moduln um $\Delta S_{E 90} = -5\%$. Im Mittel der Richtungen verringert sich die Abweichung der Werte vom Mittelwert um $\Delta S_E = -7\%$ in Bezug auf die E-Moduln und um $\Delta S_\sigma = -3\%$ bezüglich der ermittelten Zugfestigkeiten. Wird der Umschlingungswinkel auf $\delta = 45^\circ$ erhöht, tritt eine weitere Reduzierung der Streuung vor allem in der 90° -Richtung ein. Die Abweichung der Zugfestigkeit verringert sich um $\Delta S_{\sigma 90} = -13\%$ und die des E-Moduls um $\Delta S_{E 90} = -6\%$. Im Mittel der Richtungen wird die Streuung der Werte um $\Delta S_E = -7\%$ in Bezug auf die E-Moduln und um $\Delta S_\sigma = -5\%$ bezüglich der ermittelten Zugfestigkeiten reduziert.

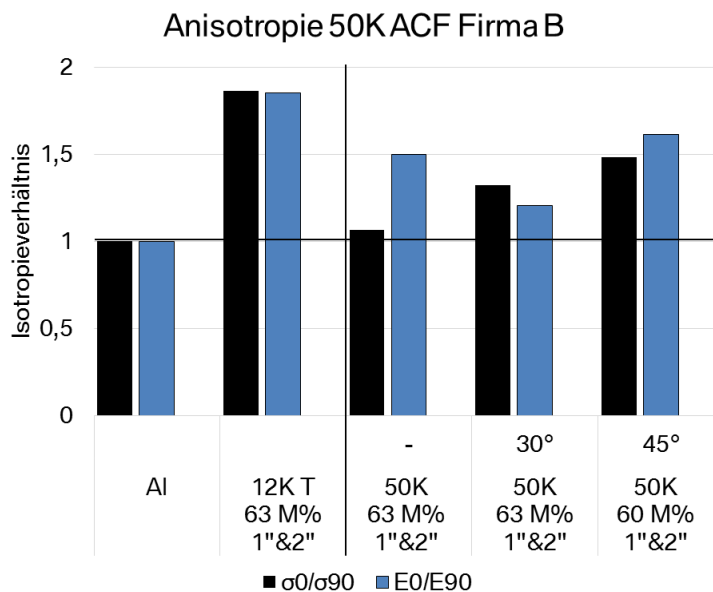


Abb. 6.39: Darstellung der Isotropieverhältnisse der Werkstoffe mit Vereinzelung

Überblickt man die Reihe der 50K-Varianten im Vergleich zum 12K-Werkstoff ist zu beobachten, dass die Kennwerte dieser Werkstoffe etwas isotroper ausfallen als die des Vergleichswerkstoffes. In der Gruppe der 50K-Systeme stellt man in Bezug auf die Zugfestigkeiten eine Erhöhung der Anisotropie durch die Vereinzelung der Fasern bei einem Umschlingungswinkel von $\delta = 30^\circ$ fest ($\Delta\vartheta_\sigma = +0,26$), während sich die Anisotropie in Bezug auf die E-Moduln der Richtungen leicht verbessert ($\Delta\vartheta_E = -0,3$). Bei einem Umschlingungswinkel von $\delta = 45^\circ$ tritt wiederum eine Verschlechterung des Isotropieverhältnisses auf. Die Anisotropie der E-Moduln steigt um $\Delta\vartheta_E = +0,11$ und die der Zugfestigkeit um $\Delta\vartheta_\sigma = +0,42$. Insgesamt kann jedoch kein signifikanter Einfluss der Vereinzelung der Fasern auf die Richtungsabhängigkeit der mechanischen Kennwerte des Werkstoffs aus den gesammelten Daten abgelesen werden.

Die vorgestellten Ergebnisse werden in Kapitel 7.1.5 diskutiert und ein Fazit gezogen.

6.2 Auswertung der rheologischen Untersuchungen

Im Weiteren erfolgt die Darstellung der gesammelten Daten der rheologischen Untersuchungen der Werkstoffe.

6.2.1 Einfluss der Faserparameter

Die bei der Versuchsdurchführung nach Kapitel 5.2.1 gemessenen Daten werden zur Veranschaulichung der Ergebnisse aufbereitet. Dabei wird bei jeder Messreihe das Kraftmaximum nebst zugehörigen Traversenposition ermittelt. Die ursprüngliche Stapelhöhe kann anhand des Nulldurchgangs des Kraftsignals erkannt und die Traversenposition ausgelesen werden. Die Differenz zwischen anfänglicher Probenhöhe und Traversenposition bei Höchstkraft ergibt die Kompaktierungsstrecke der jeweiligen Probe. Mit Hilfe dieser Werte können alle Traversenpositionen als Anteil der ursprünglichen Probenhöhe berechnet werden. Die Bearbeitung der Daten erlaubt somit eine Eliminierung geringer Unterschiede in den Stapelhöhen der Reihe und führt zu einer Synchronisierung der Startpunkte der Kompaktierungskurven. Der synchrone Kraftverlauf ermöglicht die Entwicklung einer

Ausgleichskurve anhand der arithmetischen Mittelwerte der Kräfte zu beliebigen Kompaktierungsgraden. Berechnet man die obere und untere Grenze der Messwerte an diesen Punkten, kann der Vertrauensbereich der Ausgleichskurve anhand von Fehlerindikatoren ausgegeben werden.

Abb. 6.40 zeigt die Verläufe der Kompaktierungskräfte in Abhängigkeit der Stapelhöhe bei einer Traversengeschwindigkeit von $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$.

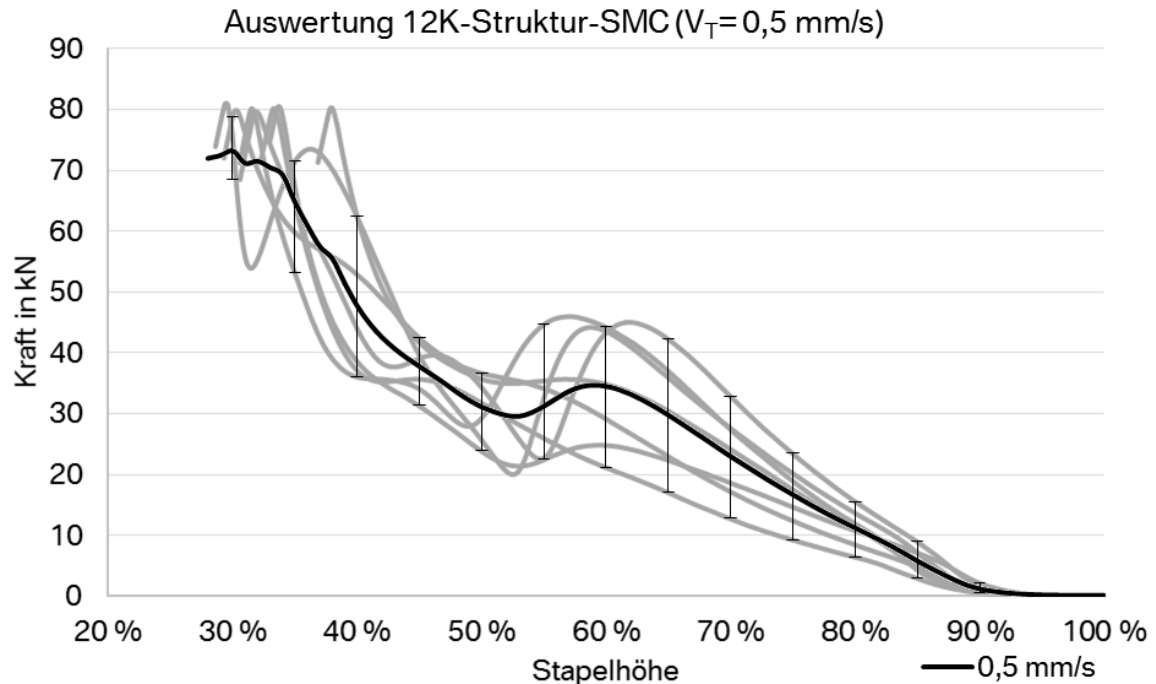


Abb. 6.40: Darstellung der Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMCs bei $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$

Der entwickelte Verlauf der Ausgleichskurve ähnelt in der Gestalt dem der Kompaktierungskurve des Rezyklatwerkstoffs (Beispiel Abb. 4.8). Ab einer Kompaktierung von 10 % ist der erste Kraftanstieg der Kurven zu verzeichnen. Danach beginnt die Kraft in unterschiedlicher Form jedoch kontinuierlich zu steigen, bis sie im Mittel bei 60 % der ursprünglichen Stapelhöhe das erste Maximum erreicht. Danach fällt das Kraftniveau durch Bewegung des Werkstoffs und Auffüllen von Zwischenräumen ab. Ab etwa 50 % Kompaktierung beginnt der zweite Kraftanstieg bis zum Kraftmaximum bei $F_{\max} = 80 \text{ kN}$. Dieses befindet sich bei den Messreihen zwischen 30-40 % der ursprünglichen Probenhöhe.

Insgesamt ist eine starke Streuung der Kurvenverläufe festzustellen. Die einzelnen Versuche zeigen Kurvenverläufe unterschiedlichster Art. Sowohl Plateauphasen als auch ausgeprägte Wendepunkte in den Kraftverläufen sind erkennbar. Der Vertrauensbereich der Ausgleichskurve liegt bei bis zu $S_u = 60 \%$ bezogen auf die untere Grenze, und bei bis zu $S_o = 91 \%$ bezogen auf den jeweiligen Mittelwert.

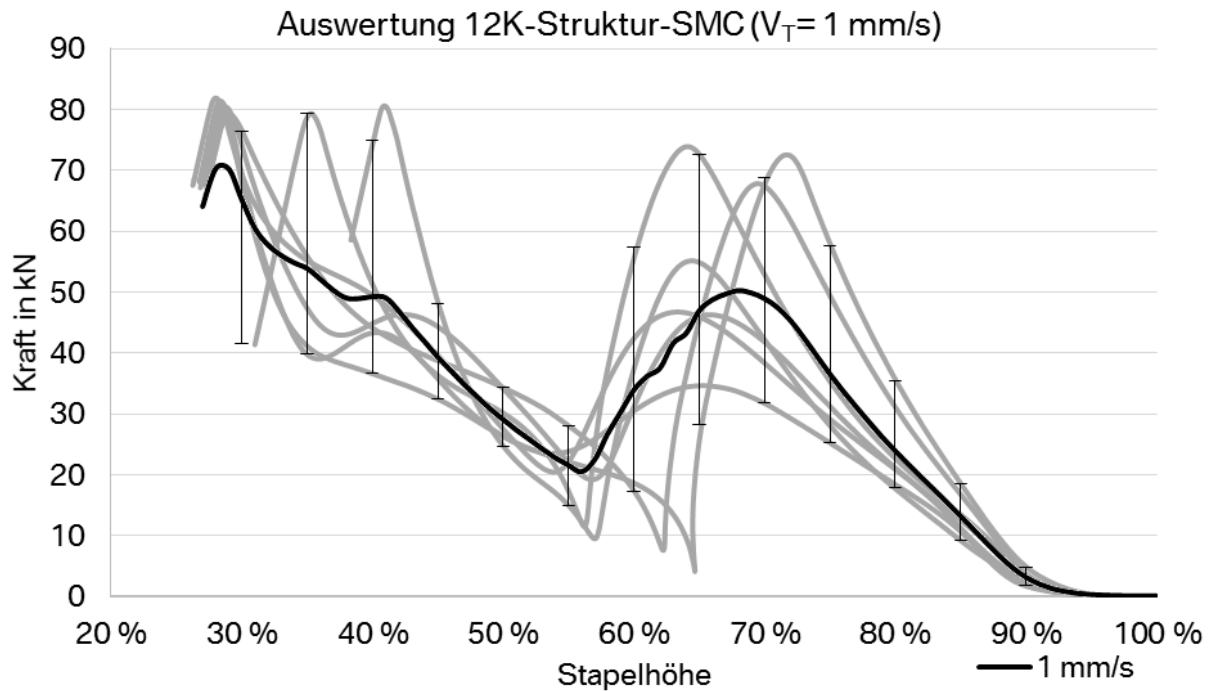


Abb. 6.41: Darstellung der Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMCs bei $V_T = 1 \text{ mm/s}$

Mit Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit verändert sich die Gestalt der Kurven signifikant. Das erste Maximum der Prüfkraft wird nach Durchlaufen eines etwas früheren Startpunkts (<10 % Kompaktierung) bei einer Kompaktierung von 30 % erreicht. Danach fällt die Prüfkraft bei allen Proben stark ab, bevor sie zwischen 55-65 % der Stapelhöhe wieder ansteigt. Hierbei bildet sich bei keiner der Proben ein Plateau im Kurvenverlauf aus. Bei einigen Proben ist ein zweites Kraftmaximum zu erkennen, bevor das Gesamtmaximum bei etwa $F_{\max} = 80 \text{ kN}$ erreicht wird. Dieses liegt bei der Mehrzahl der Proben bei etwa 30 %, zwei der Proben erreichen dies früher bei 35 % respektive 42 % der ursprünglichen Stapelhöhe.

Insgesamt ist im beschriebenen Kurvenverlauf der Proben eine deutlich höhere Streuung festzustellen. Zusätzliche Phänomene wie Umkehrpunkte und parabolische Kraftanstiege sind zu beobachten und führen zu einem großen Vertrauensbereich von $S_u = 50 \%$ Abweichung der unteren Grenze und $S_o = 69 \%$ zur oberen Grenze vom Mittelwert der Ausgleichskurve.

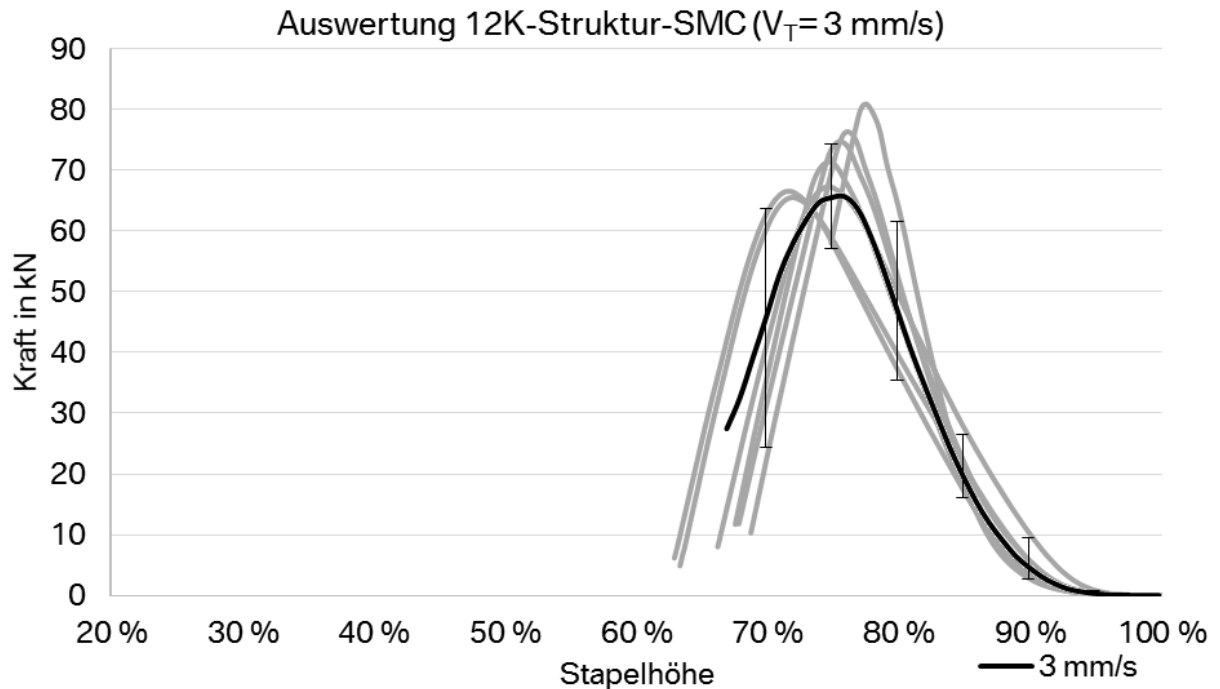


Abb. 6.42: Darstellung der Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMCs bei $V_T = 3 \text{ mm/s}$

Bei der höchsten der untersuchten Prüfgeschwindigkeiten zeigt sich bei allen getesteten Proben ein völlig anderer Kurvenverlauf als bei den übrigen Geschwindigkeiten. Ab dem Kraftanstiegspunkt bei 95 % Stapelhöhe ist ein steiler Anstieg aller Kräfte bis zum ersten und einzigen Maximum bei $F_{\max} = 70 \text{ kN}$ erkennbar. Das Maximum erreichen alle Proben bereits bei einer Kompaktierung von 20-30 %. Danach fällt die Kraft steil ab, und die Daten zeigen kein zweites Maximum.

Im Gegensatz zur vorherigen Auswertung zeigen alle Kurvenverläufe die gleiche Gestalt. Der Vertrauensbereich der Ausgleichskurve liegt im Bereich von $S_u = 47 \%$ zur unteren und $S_o = 130 \%$ zur oberen Grenze.

In Abb. 6.43 sind alle Ausgleichskurven der beschriebenen Prüfreiheiten zur Veranschaulichung gemeinsam dargestellt.

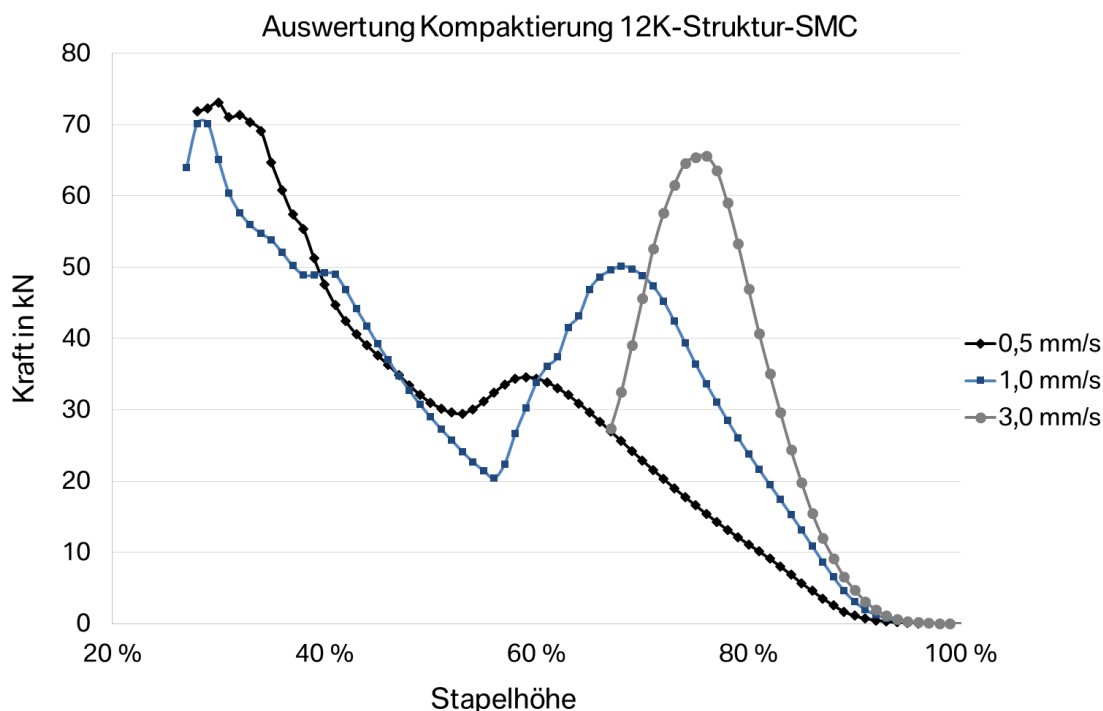


Abb. 6.43: Vergleich der Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMCs bei $V_T = 0,5 - 3 \text{ mm/s}$

Durch die Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit verschiebt sich das erste Kraftmaximum zu geringerer Kompaktierung und höheren Kräften hin. Bei $V_T = 3 \text{ mm/s}$ stellt dieses Maximum das Einzige des Kurvenverlaufs dar, während bei den niedrigeren Geschwindigkeiten das Hauptmaximum auf vergleichbarem Niveau, jedoch bei deutlich höheren Stapelhöhen (59-66 %) liegt. Die mittleren ersten Kraftmaxima der einzelnen Prüfgeschwindigkeiten sind zusammen mit den jeweiligen Kompaktierungsgraden in Tab. 6.2 gegenübergestellt.

Tab. 6.2: Gegenüberstellung der Kompaktierungsgrade

V_T in mm/s	F in kN	Kompaktierung in %
0,5	34,58	41
1,0	50,16	32
3,0	65,60	24

Anhand dieser Aufstellung ist die signifikante Reduzierung des Kompaktierungsgrades bei Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit erkennbar. Der Anstieg der zur Kompaktierung der Proben benötigten Kraft folgt hierbei einem unterproportionalen Verlauf.

Vergleicht man die ermittelten Ausgleichskurven des 12K-Struktur-SMCs mit den Kurven des 12K-Standardwerkstoffs der Firma B, kann folgendes Diagramm erstellt werden (vgl. Abb. 6.44).

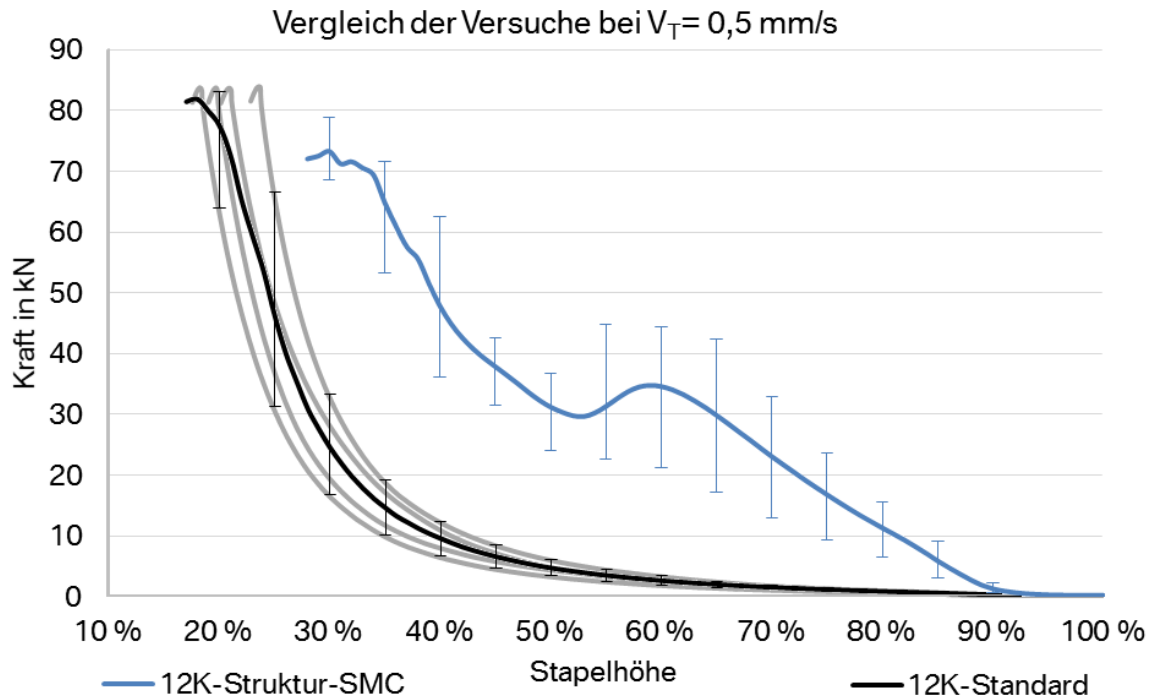


Abb. 6.44: Vergleich der Kompaktierungsversuche der beiden 12K-Werkstoffe bei $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$

Bei der Betrachtung der Auswertung der Kompaktierungsversuche des Standardwerkstoffs der Firma B bei einer Prüfgeschwindigkeit von $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$ fällt der im Vergleich zu den Versuchen des Struktur-SMCs deutlich glattere Verlauf der Kurven auf. Zusätzlich fallen die Streuungen zwischen den einzelnen Versuchen geringer aus. Ab etwa 90 % der ursprünglichen Stapelhöhe ist bei allen Proben der erste Kraftanstieg zu verzeichnen. Bis zu einer Kompaktierung von 50 % steigt die Kraft flach an. Ab diesem Punkt gleicht der Kurvenverlauf einer Exponentialfunktion bis zum Erreichen des Kraftmaximums beim Mittelwert $F_{\max} = 83 \text{ kN}$. Bis zum Erreichen dieses Maximums bei einer Kompaktierung von 78-81 % ist kein Plateau oder Zwischenmaximum zu erkennen. Der Vertrauensbereich der Ausgleichskurve liegt bezogen auf die untere Grenze bei 32 % und bei der oberen bei 44 %. Dies ist vor allem dem steilen Anstieg der Kurve im exponentiellen Teil der Kurve geschuldet. Im Vergleich zum 12K-Struktur-SMC zeigt sich beim Standardwerkstoff eine signifikant andere Gestalt des Kurvenverlaufs. Zum einen ist bei diesem Werkstoff ein Zwischenmaximum der Kraft bei einer Kompaktierung von 40 % zu erkennen, zum anderen verläuft die Kurve auf einem deutlich höheren Kraftniveau. Obwohl das Kraftmaximum etwas geringer ausfällt, kann der Standardwerkstoff etwa um 10 % weiter kompaktiert werden.

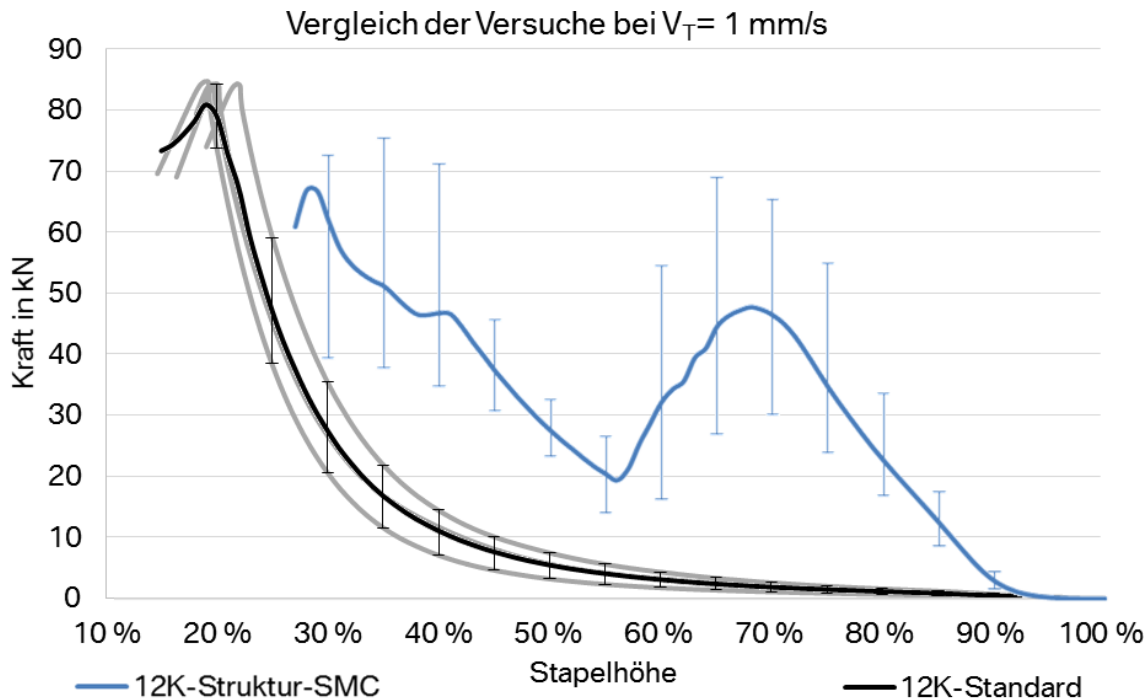


Abb. 6.45: Vergleich der Kompaktierungsversuche der beiden 12K-Werkstoffe bei $V_T = 1 \text{ mm/s}$

Eine Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit auf $V_T = 1 \text{ mm/s}$ hat auf den Kurvenverlauf der Versuche des Standardwerkstoffs keinen deutlichen Einfluss im Vergleich zur geringeren Geschwindigkeit. Die äußere Gestalt des Kurvenverlaufs ähnelt weiterhin einer Exponentialfunktion. Das Kraftmaximum wird im Mittelwert bei $F_{\max} = 84 \text{ kN}$ in einem Kompaktierungsbereich zwischen 78-80 % erreicht. Bis zu diesem Punkt sind weder Plateaubereiche oder ein Zwischenmaximum zu erkennen. Der Vertrauensbereich der entwickelten Ausgleichskurve liegt bei 56 % in Bezug auf deren Abweichung zur unteren respektive 69 % zur oberen Grenze.

Im Vergleich liegt der Kurvenverlauf des Standardwerkstoffs auch bei dieser Prüfgeschwindigkeit deutlich unter dem Kraftniveau des Struktur-SMC. Das Kraftmaximum liegt etwa $\Delta F_{\max} = -10 \%$ beim Struktur-SMC niedriger, aber auch bei einem um $+10 \%$ höheren Probenstapel. Somit ist aus der Auswertung ablesbar, dass der Standardwerkstoff auch bei dieser Geschwindigkeit stärker kompaktiert werden kann als das 12K-Struktur-SMC.

In Kapitel 7.2.1 werden die vorgestellten Ergebnisse der rheologischen Untersuchungen gesammelt diskutiert und ein Fazit der Analysen gezogen.

6.2.2 Einfluss der Faservororientierung

Zum besseren Vergleich der Ergebnisse der Untersuchungen werden zuerst die Graphen der Versuche je Einlegeschema zusammen mit den jeweiligen Vertrauensbereichen dargestellt. Danach erfolgt der direkte Vergleich der entsprechenden Kraftverläufe in einem gemeinsamen Diagramm. Diese Darstellung ermöglicht eine anschauliche Visualisierung und Beschreibung der ermittelten Daten. Ein zusammenfassendes Fazit wird in Kapitel 7.2.2 in der Diskussion der Ergebnisse der Versuchsreihen gezogen.

Trägt man die auftretenden Kräfte beim Pressversuch des Einlegeschemas 0° bei einer Geschwindigkeit von $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$ über die normierte Stapelhöhe ab dem ersten Kraftanstieg auf, kann folgendes Liniendiagramm erstellt werden.

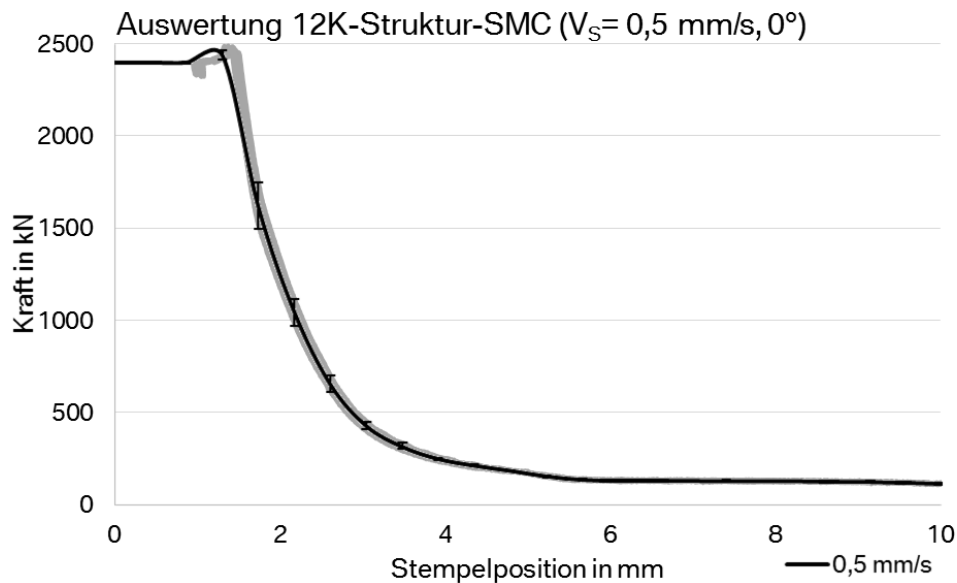


Abb. 6.46: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 0° und $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Werden die Stacks so in das Scherplattenwerkzeug eingelegt, dass die Produktionsrichtung in die Richtung der Fließbewegung des Werkstoffs bei einer Verdrängung mit $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$ orientiert ist, zeigt sich ein harmonischer Kraftanstieg ab einer Stempelposition von $h = 5,5 \text{ mm}$. Ab etwa $h = 3 \text{ mm}$ beginnt die zur Verdrängung des Werkstoffs benötigte Kraft steil anzusteigen, bis bei etwa $h = 1,8 \text{ mm}$ die Maximalkraft erreicht wird. Insgesamt treten bei der Versuchsreihe geringe Streuungen zwischen den einzelnen Versuchen auf. Die Minimalhöhe des verpressten Werkstoffs liegt bei $h_{\min} = 1,3 \text{ mm}$.

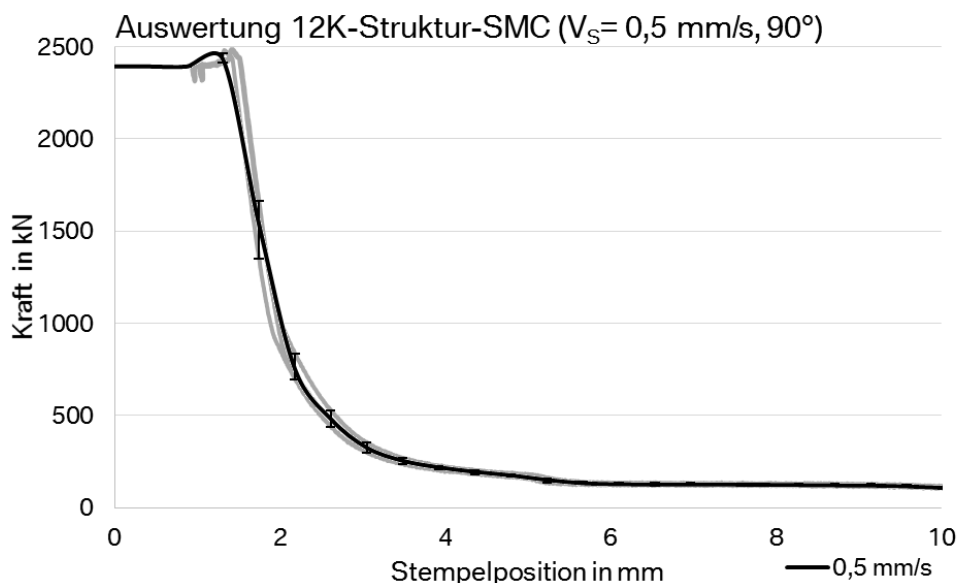


Abb. 6.47: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 90° und $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Wird die Fließbewegung quer zur Produktionsrichtung bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S = 0,5$ mm/s erzwungen, folgt der detektierte Kraftverlauf der Kurvenschar der äußeren Gestalt der vorherigen Versuche. Etwa ab einer Stempelposition von $h = 5,5$ mm ist ein erster Kraftanstieg zu erkennen, der bis zum Erreichen des Kraftmaximums immer steiler werdend ansteigt. Im Vergleich zur Längsrichtung erkennt man, dass der Kraftanstieg früher größere Steigungen besitzt. Insgesamt treten auch bei der Versuchsreihe geringe Streuungen zwischen den einzelnen Versuchen auf. Die Minimalhöhe des verpressten Werkstoffs liegt bei $h_{\min} = 1,3$ mm.

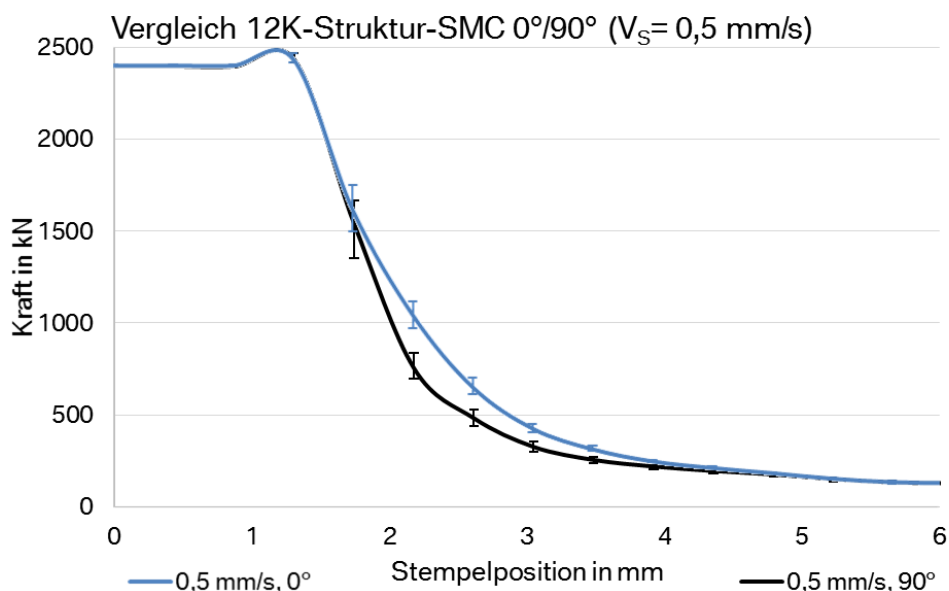


Abb. 6.48: Vergleich der Kraftverläufe bei $V_S = 0,5$ mm/s im Scherplattenversuch

Beim direkten Vergleich der beiden Stackorientierungen in einem Diagramm sind die Unterschiede der Kraftverläufe erkennbar. Im Bereich zwischen $h_1 = 4,5$ mm und $h_2 = 1,8$ mm weicht der Verlauf der Ausgleichsgerade der 90° -Konfiguration von dem des 0° -Schemas ab. Bei einer Stempelposition von $h = 2,6$ mm liegt die zur Verdrängung des 90° -Stapels benötigte Kraft um $\Delta_F = 170$ kN unter dem Niveau der anderen Orientierung. Bei einer Position von $h = 2,1$ liegt dieser Unterschied bei $\Delta_F = 290$ kN.

Die Auswertungen der Versuche bei $V_S = 1$ mm/s je Richtung sind im Anhang zu Kapitel 6.2.2 dargestellt (vgl. Kapitel 13.3). An dieser Stelle soll zur Visualisierung der Ergebnisse direkt auf den Vergleich der Kräfte beim Verdrängen der beiden Einlegeschemata eingegangen werden.

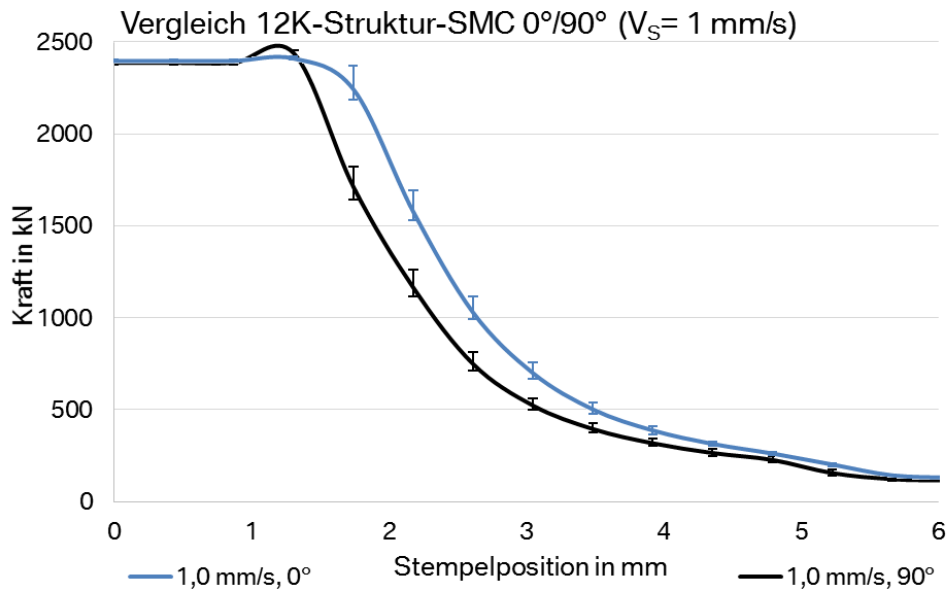


Abb. 6.49: Vergleich der Kraftverläufe bei $V_S = 1 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Im direkten Verlauf der berechneten Ausgleichskurven der Messreihen sind wiederum Unterschiede im Kraftniveau der untersuchten Stackorientierungen erkennbar. Bereits ab einer Stempelposition von $h = 5,5 \text{ mm}$ liegt die zum Verdrängen des Werkstoffs quer zur Hauptfaserrichtung benötigte Pressenkraft deutlich unter dem Niveau der Pressenkraft bei der Untersuchung der Querrichtung. Bei einer Stempelposition von $h_1 = 2,61 \text{ mm}$ berechnet sich der Kraftunterschied zu $\Delta_F = 283 \text{ kN}$ und bei $h_2 = 1,74 \text{ mm}$ zu $\Delta_F = 534 \text{ kN}$.

Analog des bisherigen Vorgehens sind die Versuche beider Einlegeschemata bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S = 3 \text{ mm/s}$ im Anhang zu diesem Kapitel zu finden. Im Folgenden wird direkt der Vergleich der ermittelten Ausgleichskurven dargestellt.

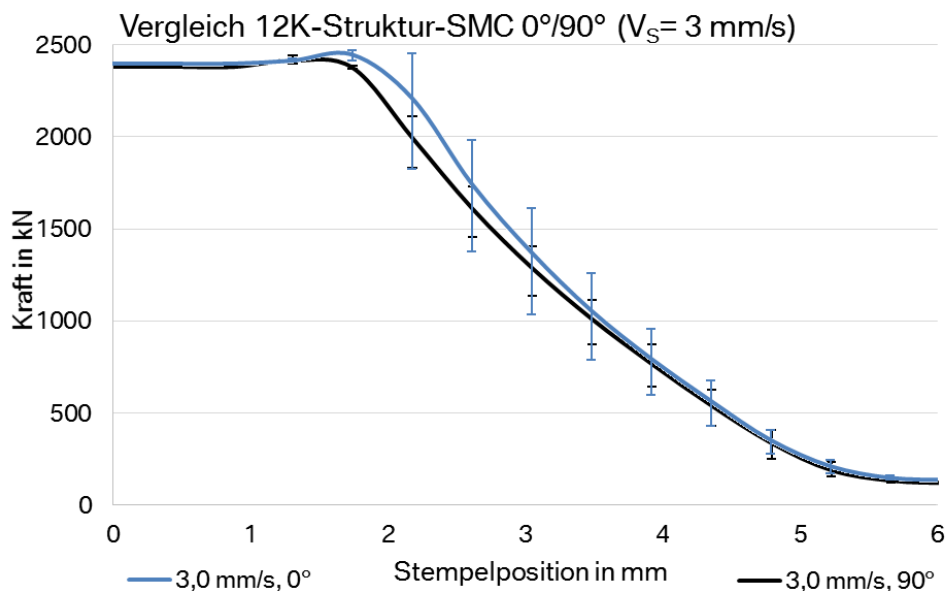


Abb. 6.50: Vergleich der Kraftverläufe bei $V_S = 3 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Im Unterschied zu den Versuchen bei geringeren Schließgeschwindigkeiten ist in diesem Vergleich der Kraftverläufe zu erkennen, dass bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S = 3 \text{ mm/s}$

die Überhöhung der benötigten Kraft zur Verdrängung der 90°-orientierten Lagen geringer ausfällt. Erst ab einer Stempelposition von $h=3,5$ mm verläuft die Ausgleichskurve der 0°-Orientierung oberhalb des Kraftverlaufs der 90°-Stacks. Bei einer Stempelposition von $h_1=2,61$ mm berechnet sich der Kraftunterschied zu $\Delta_F=214$ kN und bei $h_2=1,61$ mm zu $\Delta_F=133$ kN.

Analog des bisherigen Vorgehens sind die Versuche beider Einlegeschemata bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S=6$ mm/s im Anhang zu diesem Kapitel zu finden (Kapitel 13.3). Im Folgenden wird direkt der Vergleich der ermittelten Ausgleichskurven dargestellt.

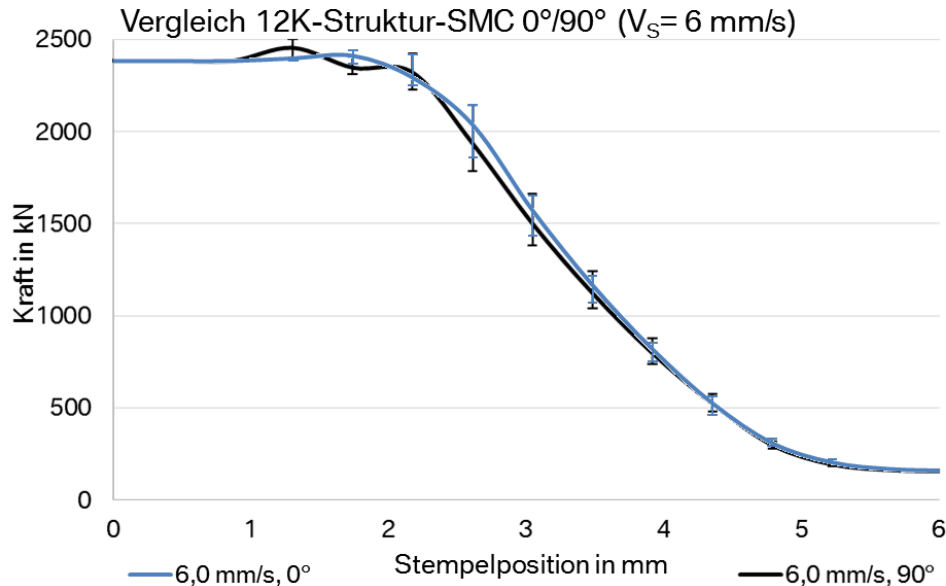


Abb. 6.51: Vergleich der Kraftverläufe bei $V_S=6$ mm/s im Scherplattenversuch

Vergleicht man die Ausgleichskurven dieser Schließgeschwindigkeit stellt man fest, dass der Effekt der Überhöhung der Pressenkraft bei einer Verdrängung des Werkstoffs längs seiner Hauptfaserorientierung sehr gering ausfällt. Bei einer Stempelposition von $h_1=3,05$ mm berechnet sich der Kraftunterschied zu $\Delta_F=72$ kN und bei $h_2=2,61$ mm zu $\Delta_F=103$ kN. Damit liegen die Kraftunterschiede deutlich unter denen der vorherigen Untersuchungen bei geringeren Schließgeschwindigkeiten.

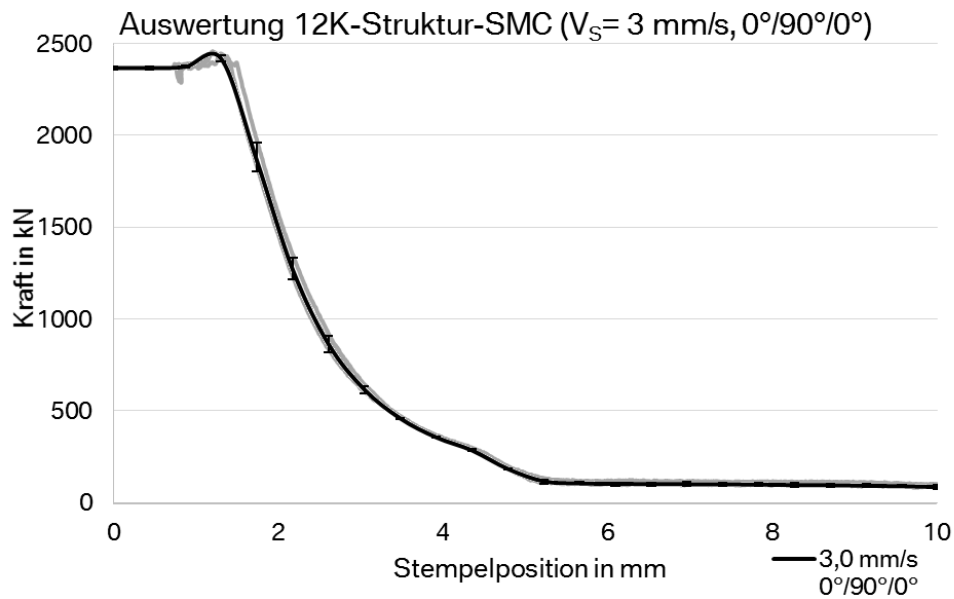


Abb. 6.52: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema $0^\circ/90^\circ/0^\circ$ und $V_S= 3 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Bei der Untersuchung des Stacks mit Mischaufbau der Lagenorientierungen ($0^\circ/90^\circ/0^\circ$) wird ein etwas flacherer Kraftverlauf aufgezeichnet als bei den Versuchen gleicher Schließgeschwindigkeit. Ab einer Stempelposition von $h= 5,5 \text{ mm}$ beginnt die Kraft zuerst steil anzusteigen. Bei einer Stempelposition von $h= 4,3 \text{ mm}$ kann eine Änderung in der Steigung des Kurvenverlaufs beobachtet werden, danach steigt die Kraft unter Erhöhung der Steigung bis F_{max} kontinuierlich an. Die Maximalkraft wird im Mittelwert bei einer Stempelposition von $h= 1,3 \text{ mm}$ erreicht. Auch bei dieser Untersuchung sind nur geringe Abweichungen der Testreihen von der Ausgleichsgerade zu beobachten.

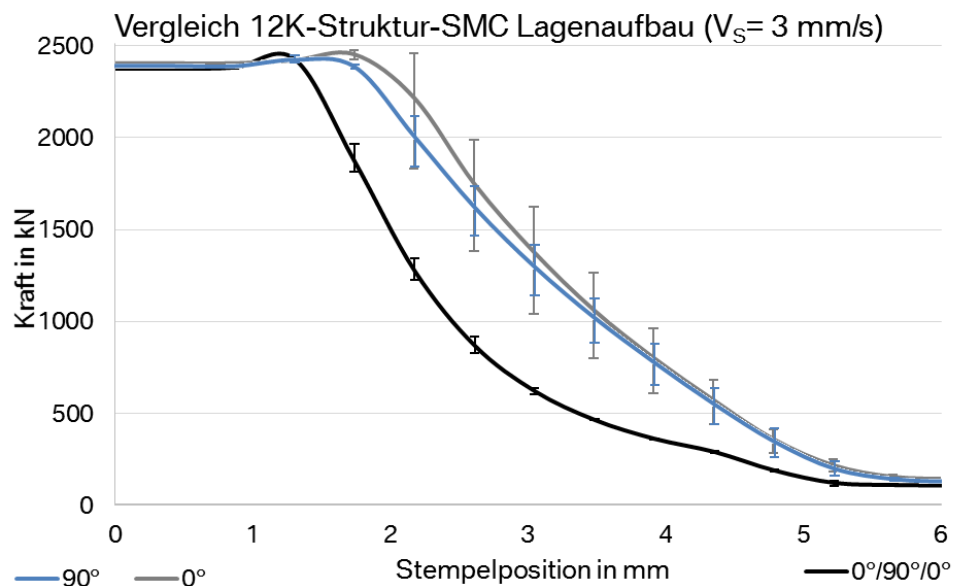


Abb. 6.53: Vergleich der Kraftverläufe in Abhängigkeit des Lagenaufbaus bei $V_S= 3 \text{ mm/s}$ im Scherplattenversuch

Vergleicht man die Ausgleichskurven der unterschiedlichen Stackorientierungen mit dem des Mischaufbaus, werden die deutlichen Abweichungen in den zur Verdrängung der Proben

benötigten Kräften deutlich. Ab einer Stempelposition von $h=6$ mm liegt der Kraftverlauf des Mischaufbaus deutlich unter dem der reinen 0° - oder 90° -Stacks. Auffällig ist, dass die Pressenkraft beim Verdrängen des Mischaufbaus bei einer Stempelposition von $h=1,31$ mm ihr Maximum erreicht, während der Kraftverlauf der anderen Testreihen bereits früher bei $h=1,74$ mm diesen Wert annimmt. Der Unterschied in den zur Verdrängung des Werkstoffs benötigten Kräften berechnet sich bei einer Stempelposition von $h=3,05$ mm zu $\Delta_F=749$ kN und bei $h=2,18$ mm zu $\Delta_F=933$ kN.

In Kapitel 7.2.2 werden die vorgestellten Ergebnisse der rheologischen Untersuchungen gesammelt diskutiert und ein zusammenfassendes Fazit der Analysen gezogen.

6.3 Einfluss der Fließbewegung

Die Platten der unterschiedlichen Einlegeschemata werden mit Hilfe der Ultraschalltechnologie (US) untersucht und die Daten als C-Scans visualisiert. Die Ergebnisse der C-Scans sind in Abb. 6.54 zusammengefasst.

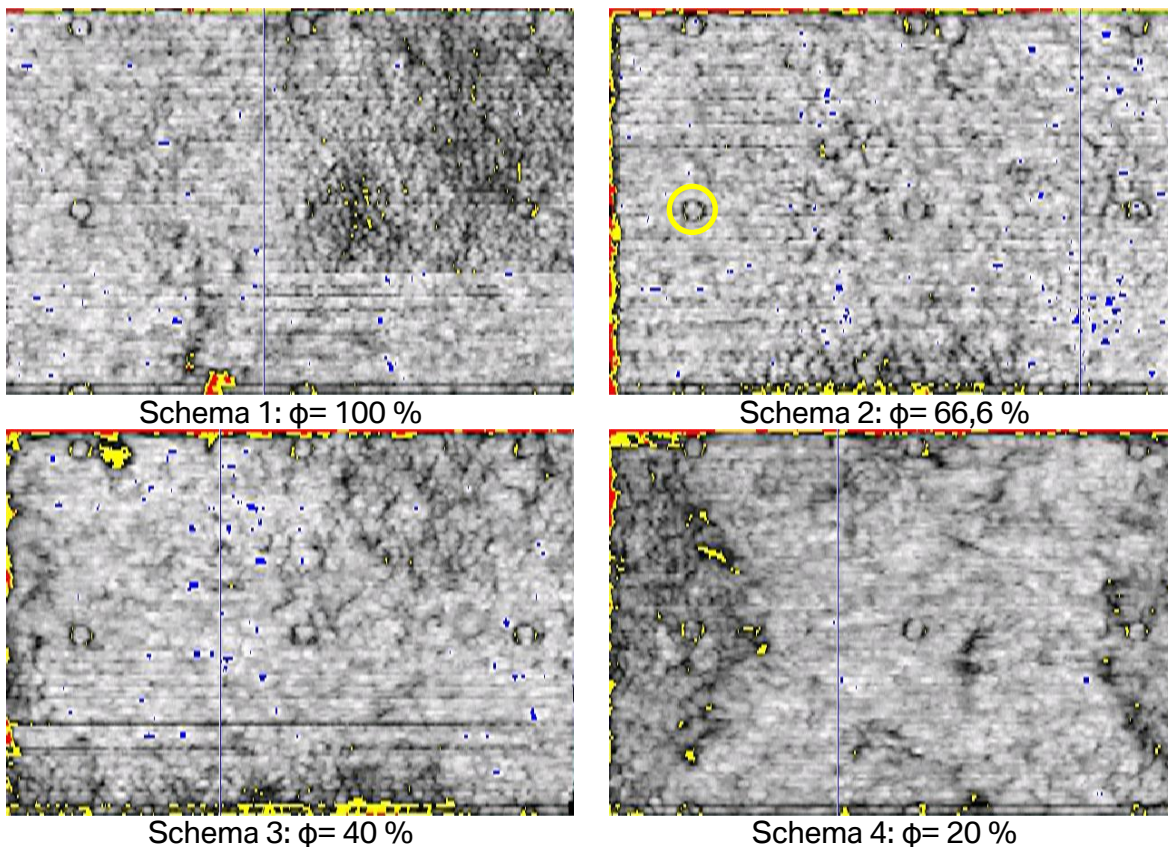


Abb. 6.54: Darstellung der C-Scans der Testplatten

Die Farbcodierung der Programmausgabe repräsentiert die Signalstärke des Rückwandechos, die vom Empfänger detektiert wird. Je heller die visualisierte Fläche erscheint, umso höher ist die Werkstoffdichte und somit schwächer das Signal. Ein dunkler Bereich steht demnach für ein stärkeres Signal des Rückwandechos. Es ist anzumerken, dass das Prüfsystem standardisierte Voreinstellungen aufweist, welche nicht auf eine Untersuchung von Wirrfaserwerkstoffen ausgelegt ist. Daher werden auf den C-Scans Bereiche einer bestimmten prozentualen Schwächung des Signals in gelb und rot dargestellt. Diese sind allerdings für den eingesetzten CF-SMC-Werkstoff nicht als Fehlstellen zu werten. Sie sind vielmehr als Bereiche komplexerer

Reflektion bzw. Streuung anzusehen, die im Hinblick auf die Bauteilqualität keine Einschränkungen bedeuten. Die blaue Farbe signalisiert eine Übersteuerung der Prüfanlage und somit eine Messstörung.

Bei allen C-Scans der Platten fallen schwarze Kreise (Markierung) an gleichen Positionen auf. An diesen Positionen liegen die Auswerferstifte des Plattenwerkzeugs. Die Abzeichnungen der Auswerferstifte auf der Plattenfläche beeinflussen die Signalstärke des Rückwandechos. Daher sind diese Positionen im Scan sichtbar. Die Reihen der Ultraschallbilder zeigen, dass je geringer der Belegungsgrad der Werkzeugfläche bei der Herstellung der jeweiligen Platte ist, desto größer erscheinen die Randeffekte (rot/gelb) im Scan. Insgesamt ist jedoch festzustellen, dass bei keiner der getesteten Platten Fehler in Form von Delaminationen oder Trockenstellen vorliegen. Hieraus ergibt sich, dass lediglich die Bereiche des Randes respektive der Auswerfermarkierungen für weitere mechanische Untersuchungen nicht genutzt werden sollten.

In Abb. 6.55 sind nachfolgend die Röntgenaufnahmen der mit Glasperlen versehenen Testplatten dargestellt.

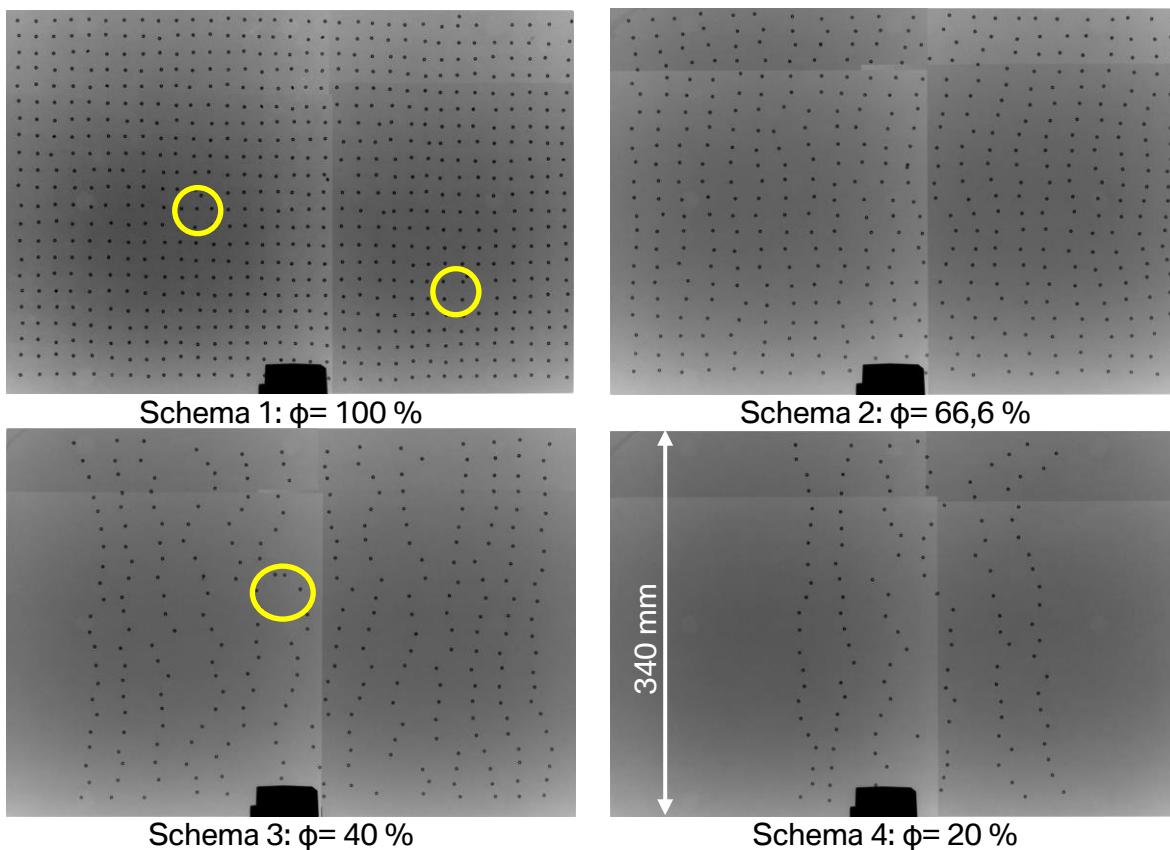


Abb. 6.55: Darstellung der Röntgenaufnahmen der Testplatten

Die dargestellten Aufnahmen erfassen die gesamte Plattenfläche. Durch die Reduzierung des Fokus bei den Aufnahmen kann ein guter Kontrast zwischen den Glasperlen und dem CF-SMC-Werkstoff erreicht werden. Die Veränderungen der Raster sind auf diese Weise gut erkennbar und können weiter ausgewertet werden. Lediglich in seltenen Fällen weisen die Raster Unregelmäßigkeiten in Form von verrutschten oder doppelten Punkten auf (siehe Markierung). Diese Unregelmäßigkeiten sind auf Fehler bei der Aufbringung des Kontrastmittlrasters

zurückzuführen. Diese werden manuell aus der Bildinformation entfernt, um plausible Werte bei der Dehnungsauswertung zu erhalten.

6.3.1 Berechnung der Dehnungszustände

Die Bilddaten der Röntgenuntersuchung der Kontrastmittelplatten unterlaufen der bildtechnischen Aufarbeitung, wie in Kapitel 4.4.5 beschrieben. Nach der Erzeugung des ANSA-Netzes kann dieses zur Verdeutlichung nochmals mit dem Röntgenbild überlagert werden (vgl. Abb. 6.56).

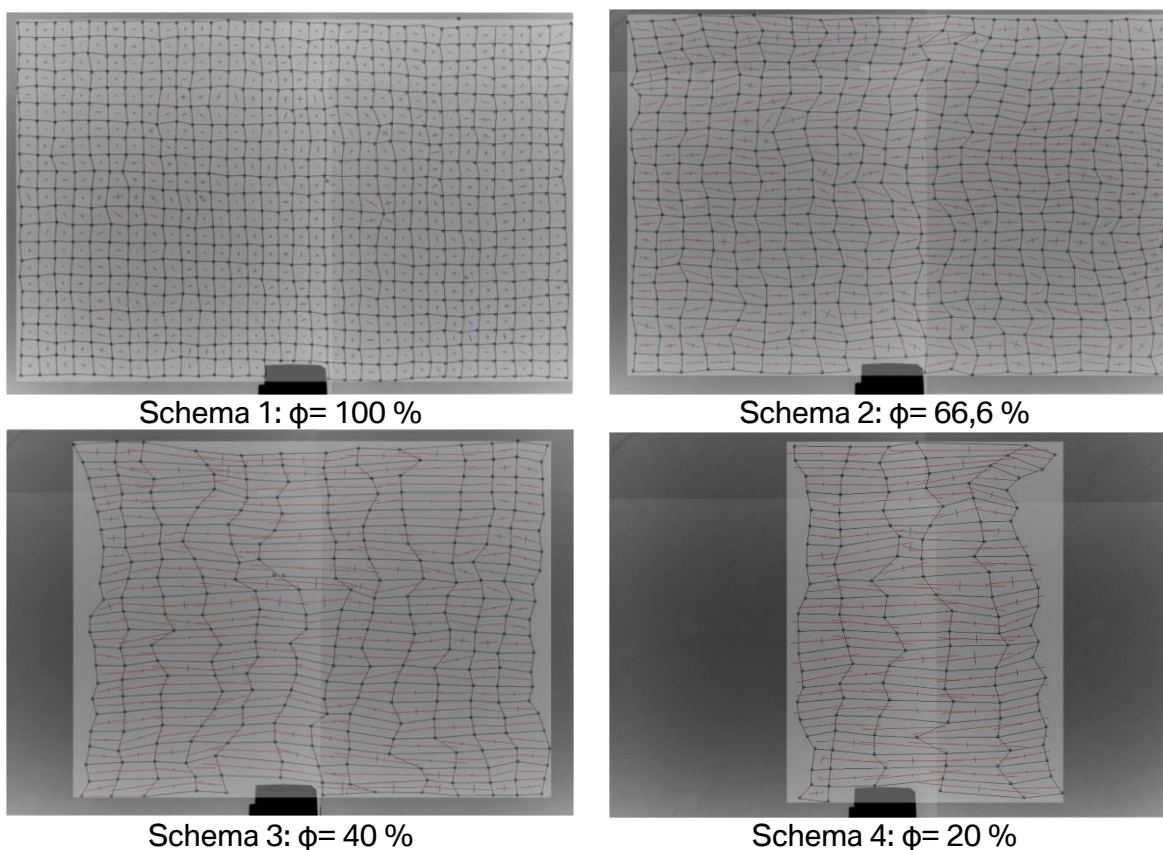


Abb. 6.56: Überlagerung der Röntgenaufnahmen mit ANSA-Netz und Darstellung der Hauptdehnungen

Analog zur Darstellung der ursprünglichen Röntgenaufnahmen (Abb. 6.55) stellen oben stehende Abbildungen die gesamte Plattengeometrie dar. Hier wird zur besseren Identifizierung lediglich die Punkte/Netz-Überlagerung mit einem weißen Hintergrund hinterlegt. In Abhängigkeit der Flächenbelegung (ϕ) sinkt die Anzahl der zu detektierenden Kontrastpunkte und damit auch die Anzahl der Netzpunkte zur Dehnungsauswertung. Anhand der Bilder können steigende Dehnungen mit sinkenden Belegungsgraden erkannt werden. Auffällig ist, dass ab einem Belegungsgrad von $\phi = 40\%$ Unregelmäßigkeiten im Dehnungsbild zunehmen, und bei einer Flächenbelegung von $\phi = 20\%$ sehr große Unterschiede in der Dehnung der einzelnen Elementzellen bestehen. Eine weitere Beobachtung stellt die Verschiebung des Kontrastmittelbereiches in Richtung der Werkstoffbewegung dar. Gerade bei der kleinsten prozentualen Belegung befindet sich das Zentrum der Kontrastmittelpunkte auf der rechten Plattenhälfte. Bereits bei 40 %iger Belegung ist eine erste Tendenz dieses Effekts erkennbar.

Zur detaillierten Beschreibung der auftretenden Effekte sind die berechneten Dehnungen und deren Verteilungen in den folgenden Abbildungen dargestellt (vgl. Abb. 6.57 -Abb. 6.60).

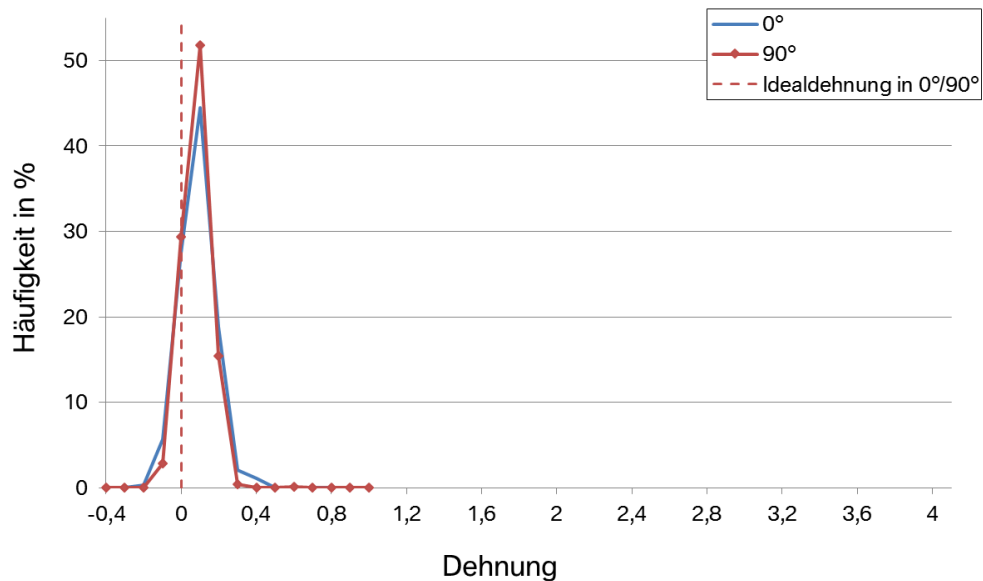


Abb. 6.57: Darstellung der globalen Dehnungen des Einlegeschemas 1 ($\phi=100\%$)

Bei 100%iger Flächenbelegung erkennt man, dass die Peaks der beiden Dehnungsverteilungen bei 0,1 (entspricht $\varepsilon=10\%$) liegen. Insgesamt ist eine sehr schmale Verteilung der Dehnungen zu beobachten, was für eine homogene Dehnung des Werkstoffs spricht. Zum besseren Vergleich der Dehnungsauswertungen der einzelnen Einlegeschemata erfolgt die Darstellung der Ergebnisse stets anhand identischer Skalierung der Achsen der Diagramme.

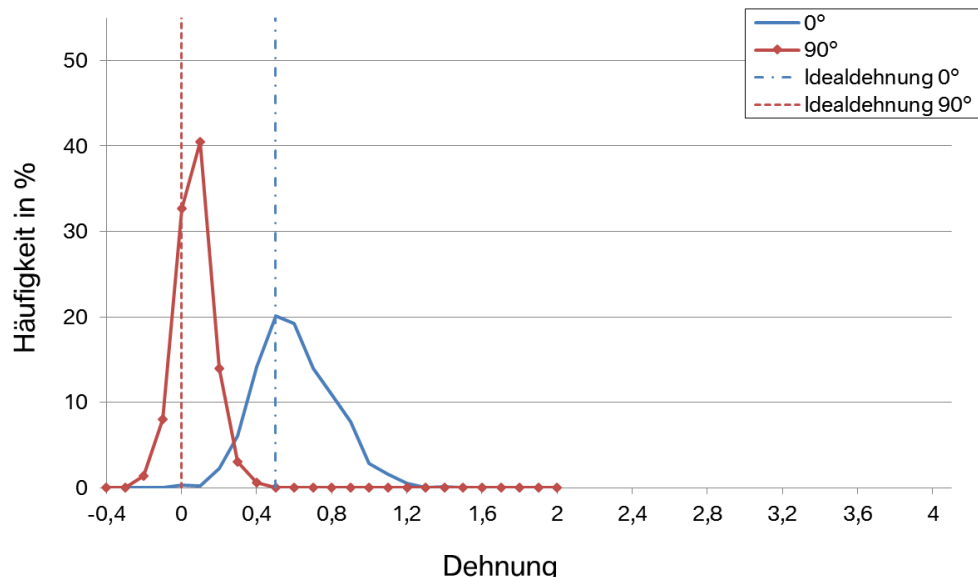


Abb. 6.58: Darstellung der globalen Dehnungen des Einlegeschemas 2 ($\phi=66,6\%$)

Bei 66,6%iger Flächenbelegung liegt der Peak der Dehnung in 90°-Richtung analog zur Vollbelegung bei 0,1. Zu beobachten ist hierbei, dass die relative Häufigkeit, im Vergleich zur vollständig ausgelegten Platte, in ihrem Maximum sinkt (Peak bei 40%) und eine breitere

Verteilung zeigt. Die maximale Häufigkeit der Dehnung in Plattenlängsrichtung verschiebt sich auf die berechnete Idealdehnung von 0,5 und die Verteilung verbreitert sich. Diese Verbreiterung der Dehnungsverteilung steht für inhomogene Dehnungszustände in der Platte.

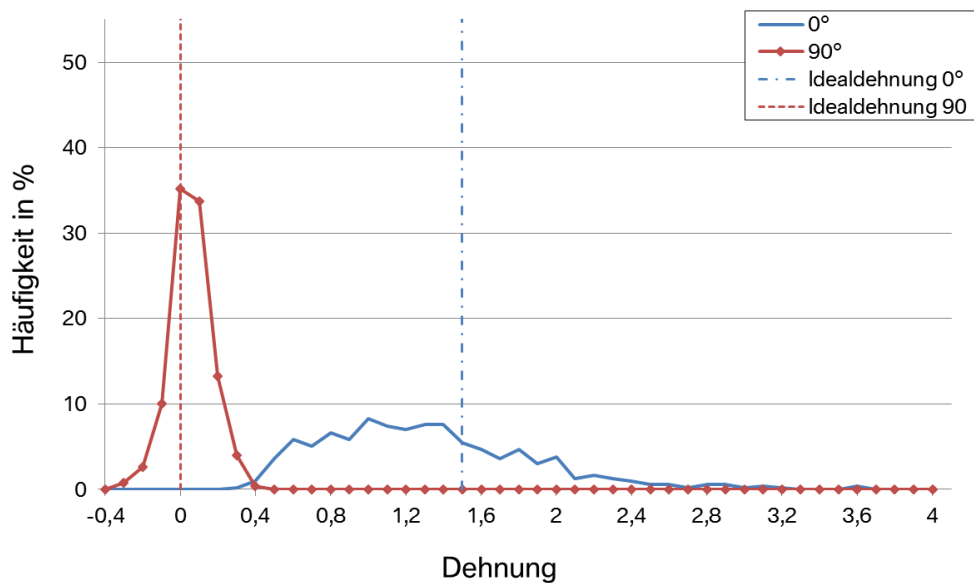


Abb. 6.59: Darstellung der globalen Dehnungen des Einlegeschemas 3 ($\phi = 40\%$)

Bei einer Flächenbelegung von $\phi = 40\%$ liegt die maximale Häufigkeit der Dehnung in 90° -Richtung wie bei den übrigen Untersuchungen bei der Idealdehnung mit einem Nebenpeak bei 0,1. Im Vergleich zum Einlegeschema 2 sinkt die maximale Häufigkeit auf etwa 35 % und die Verteilung der Dehnungen verbreitert sich. Die Dehnungsverteilung in 0° -Richtung hingegen lässt kein explizites Maximum mehr erkennen. Die häufigsten Dehnungen (10 %) liegen zwischen $\varepsilon = 100\%$ und $\varepsilon = 140\%$.

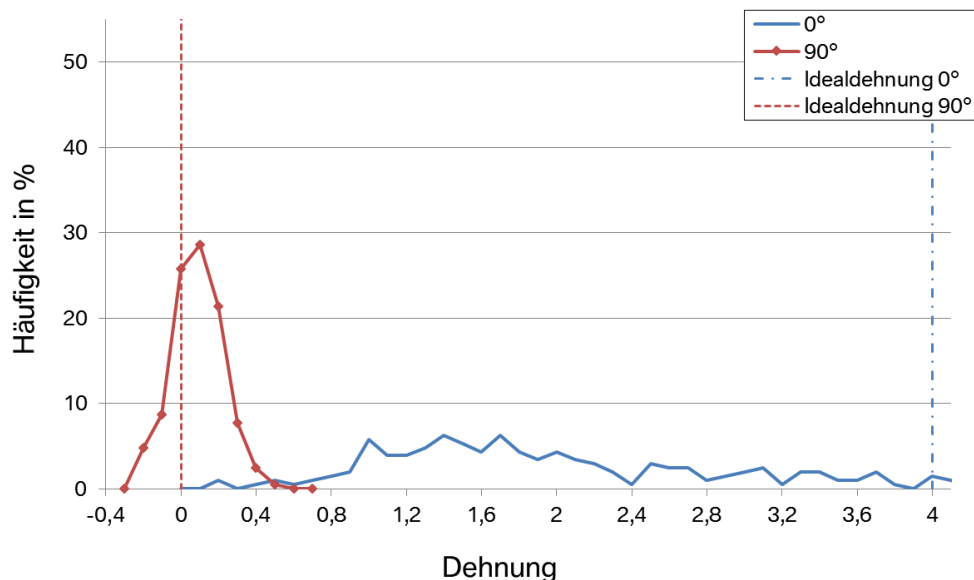


Abb. 6.60: Darstellung der globalen Dehnungen des Einlegeschemas 4 ($\phi = 20\%$)

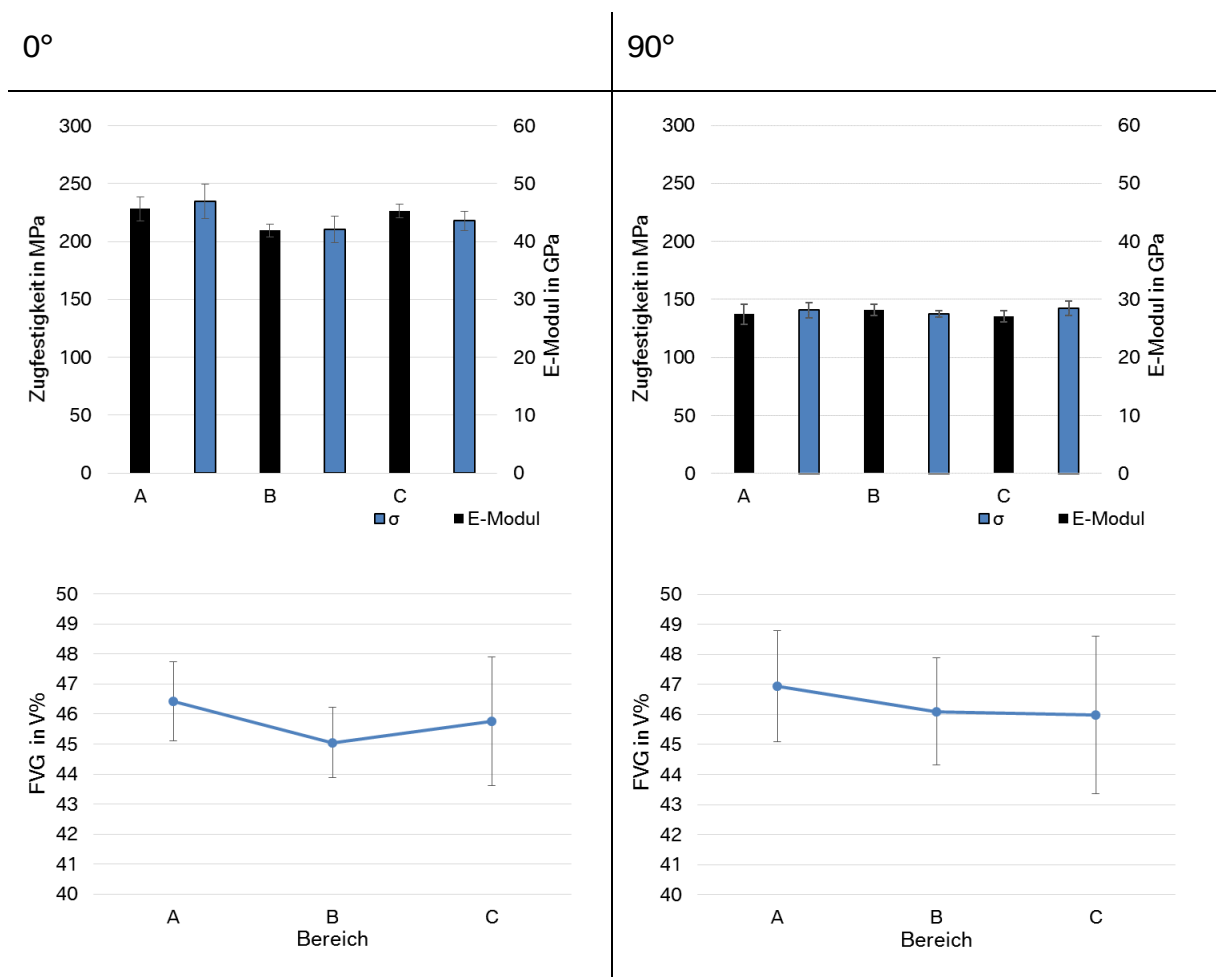
Die Häufigkeitsverteilung der Dehnungen in 90° -Richtung bei Einlegeschema 4 ähnelt von der äußeren Gestalt her der des Einlegeschemas 2. Die häufigste Dehnung in dieser Richtung liegt

bei $\epsilon = 10\%$ (Knick im Kurvenverlauf bei Idealdehnung $\epsilon = 0\%$) und einer Häufigkeit von etwa 28 %. Insgesamt beschreibt der Kurvenverlauf die breiteste Verteilung der relativen Häufigkeiten der Untersuchung. Die Dehnungsauswertung in 0° -Richtung der Platte lässt kein explizites Maximum erkennen. Zwischen $\epsilon = 100\%$ und 200% liegt der Hauptanteil bei Häufigkeiten unter 10 %. Zwischen $\epsilon = 200\%$ und $\epsilon = 400\%$ sind weitere Dehnungen erkennbar, deren Häufigkeit unter 5 % liegt. Die sehr breite Verteilung der Dehnungen differiert hierbei stark von der idealen Dehnung.

6.3.2 Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen

Im Folgenden erfolgt die Darstellung der einzelnen Untersuchungen jeweils gesammelt für den jeweiligen Belegungsgrad.

Auswertung bei $\phi = 100\%$:



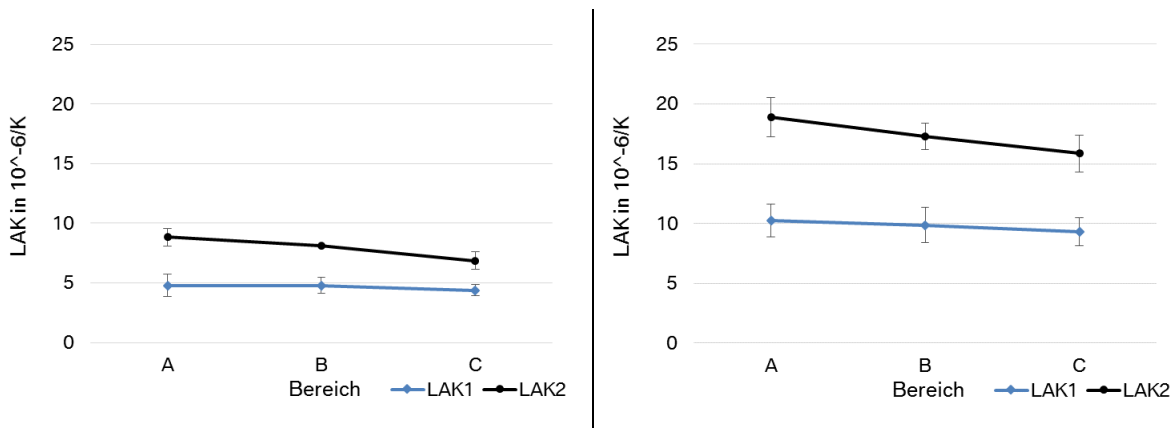
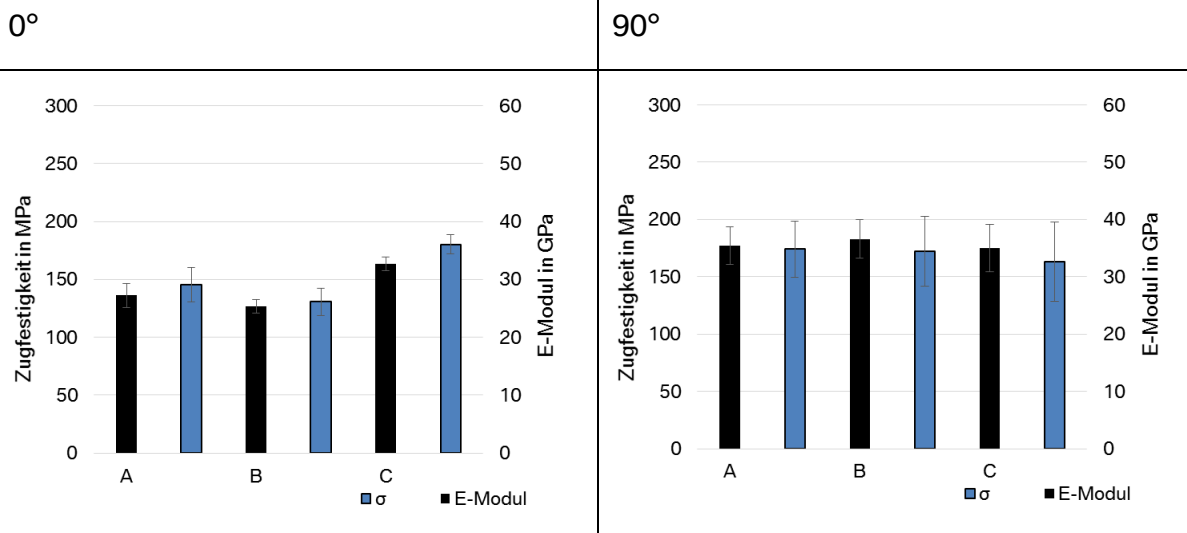


Abb. 6.61: Darstellung der Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen bei $\phi = 100\%$

Bei der Betrachtung der mechanischen Kennwerte der Platten ohne nennenswerte Werkstoffbewegung fällt die erwartete starke Anisotropie ($\vartheta_E = 1,61$; $\vartheta_\sigma = 1,57$) des verwendeten Werkstoffs auf. Die Kennwerte der verschiedenen Bereiche A-C liegen je Orientierung auf ähnlichem Niveau und lassen im Bereich der Streuung der Messwerte keinen Trend erkennen. Die E-Moduln liegen hierbei im Mittel bei $E_0 = 44,3$ GPa (0°) bzw. $E_{90} = 27,6$ GPa (90°) während Zugfestigkeiten um $\sigma_0 = 220,9$ MPa bzw. $\sigma_{90} = 140,3$ MPa gemessen werden. Der FVG beider Richtungen ist vergleichbar und liegt zwischen $FVG_0 = 45,7$ V % (0°) und $FVG_{90} = 46,3$ V % (90°). Der ermittelte LAK-Wert zeigt ebenfalls wie die mechanischen Eigenschaften eine Richtungsabhängigkeit. In der mechanisch stärkeren Richtung (0°) liegt er bei geringen $LAK_{1,0} = 4,64 \cdot 10^{-6}$ 1/K bzw. $LAK_{2,0} = 3,3 \cdot 10^{-6}$ 1/K. In Querrichtung dazu liegen der Wert deutlich höher bei $LAK_{1,90} = 9,81 \cdot 10^{-6}$ 1/K bzw. $LAK_{2,90} = 7,53 \cdot 10^{-6}$ 1/K.

Auswertung bei $\phi = 66,6\%$:



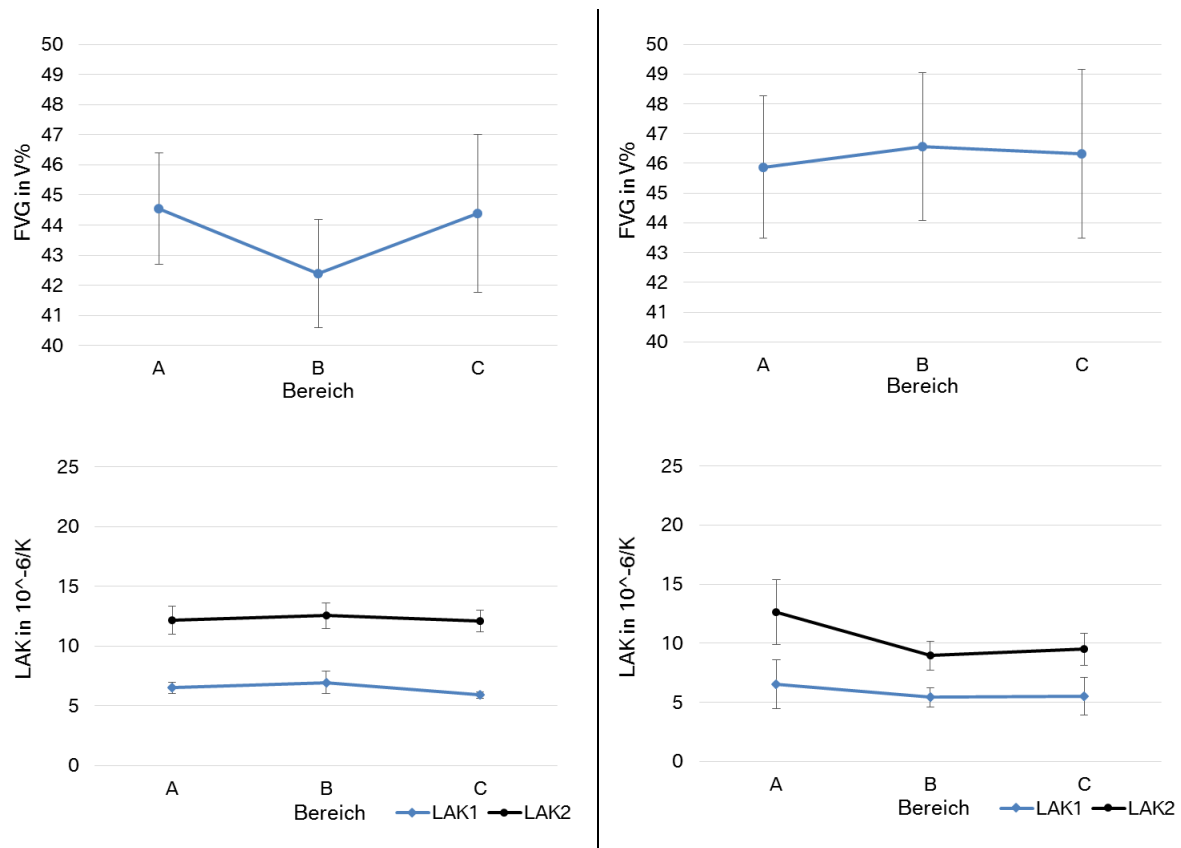
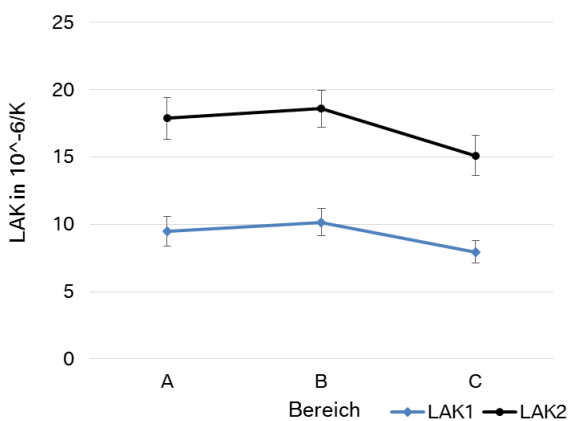
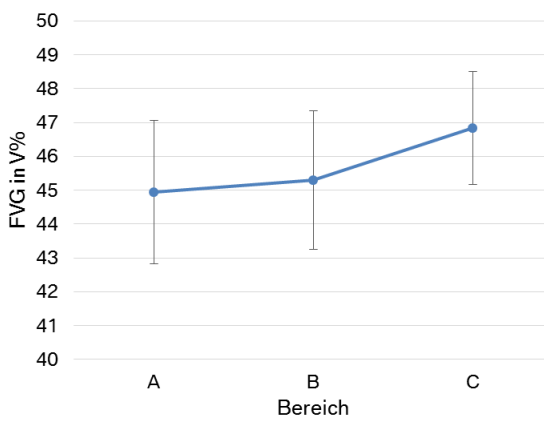
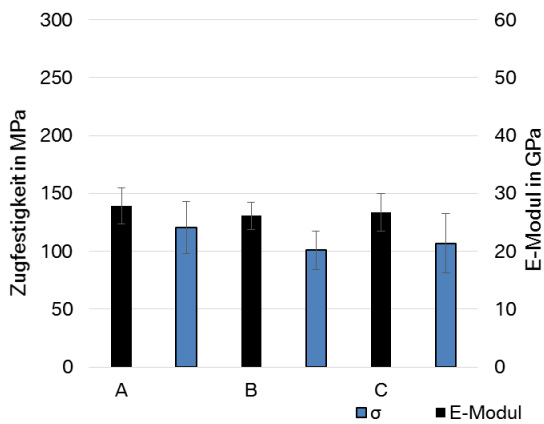
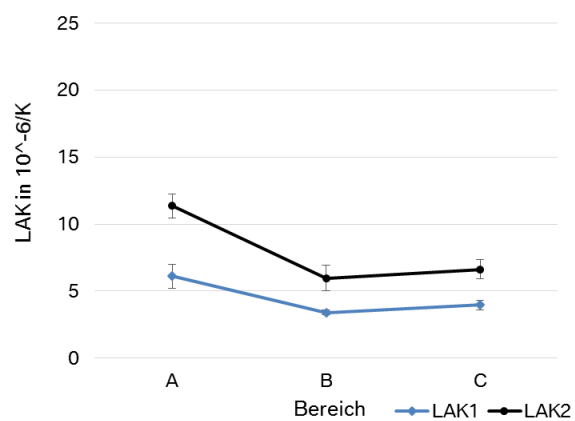
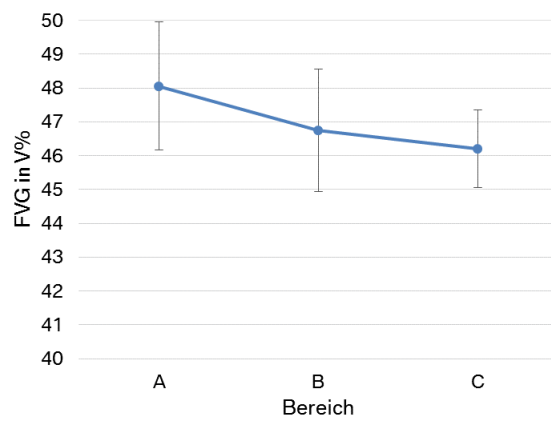
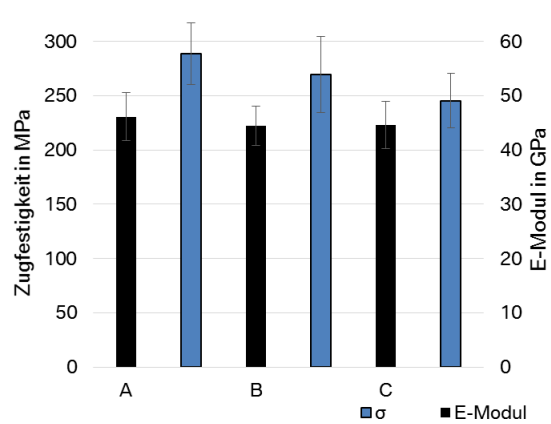


Abb. 6.62: Darstellung der Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen bei $\phi = 66,6 \%$

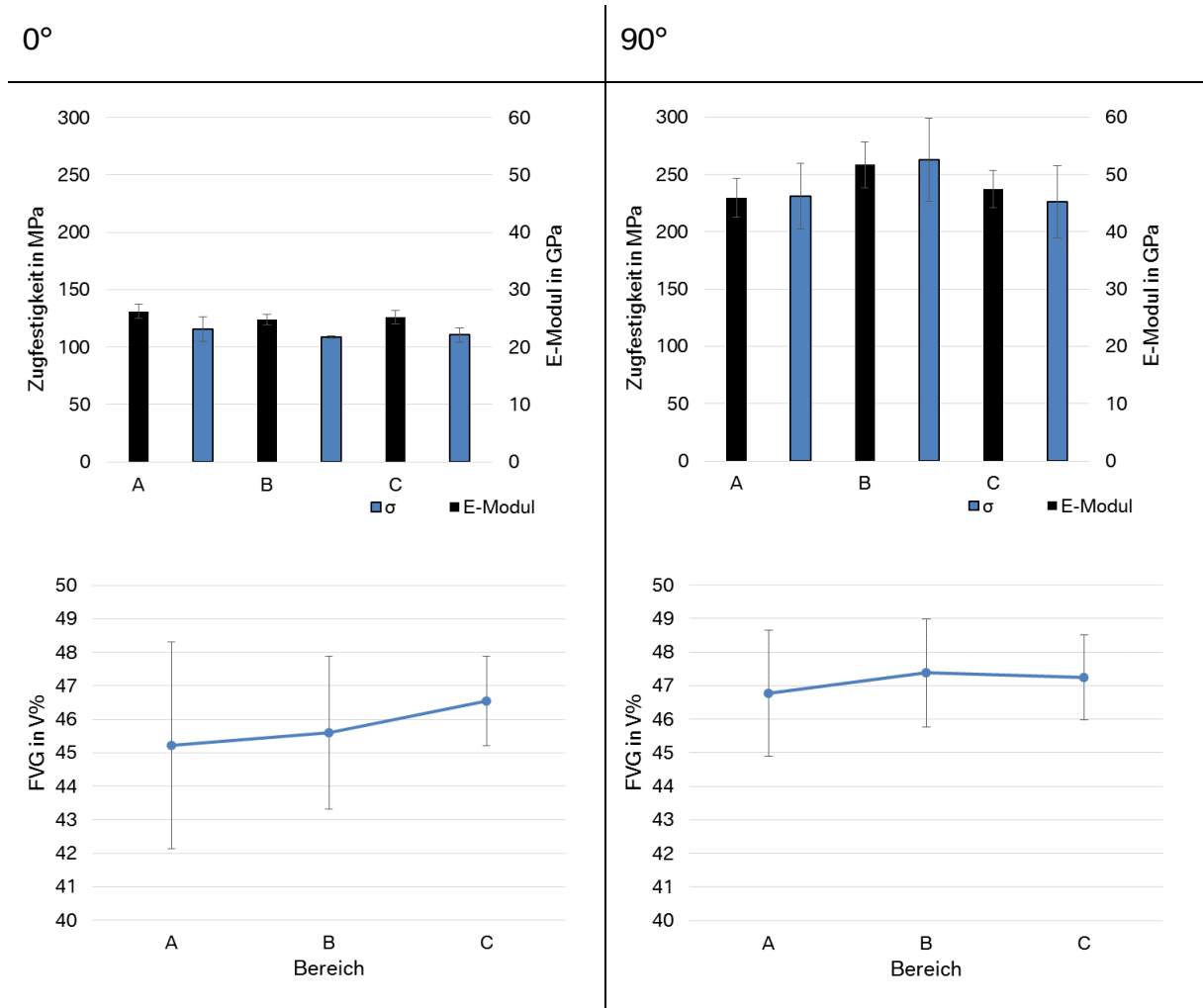
Die Werkstoffbewegung, hervorgerufen durch die geringere prozentuale Belegung der Werkzeugfläche, hat eine deutliche Veränderung der ermittelten Kennwerte zur Folge. Die Zugeigenschaften in 0°-Richtung reduzieren sich auf $E_0 = 36,7 \text{ GPa}$ bzw. $\sigma_0 = 169,9 \text{ MPa}$ im Mittel. Die Zugkennwerte quer zu dieser Richtung liegen auf vergleichbarem Niveau zur 100 %-Belegung und im Mittel bei $E_{90} = 28,4 \text{ GPa}$ bzw. $\sigma_{90} = 152,1 \text{ MPa}$. Folglich reduziert sich das Isotropieverhältnis der Kennwerte auf $\vartheta_E = 0,8$ bei den E-Moduln und auf $\vartheta_\sigma = 0,9$ bei den ermittelten Zugfestigkeiten. Auffällig ist, dass die Höhe der Standardabweichung der ermittelten Werte von $\phi = 100 \%$ zu $\phi = 66,6 \%$ deutlich zunimmt. Unverändert auf vergleichbarem Niveau liegt der Faseranteil bei $FVG_0 = 43,8 \text{ V} \%$ (0°) und $FVG_{90} = 46,3 \text{ V} \%$ (90°). Entsprechend der Veränderungen der mechanischen Daten reagieren die Ausdehnungskoeffizienten mit einer Angleichung ihrer Werte in den zwei Richtungen. Diese liegen in 0°-Richtung im Mittel bei $LAK_{1,0} = 6,46 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bzw. $LAK_{2,0} = 5,83 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ und Querrichtung dazu bei $LAK_{1,90} = 5,83 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bzw. $LAK_{2,90} = 4,54 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$.

Auswertung bei $\phi = 40\%$: 0°  90° Abb. 6.63: Darstellung der Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen bei $\phi = 40\%$

Auch bei 40 %-Flächenbelegung setzt sich der Trend der Umorientierung der Vorzugsrichtung fort. In dieser Messreihe liegt die Vorzugsrichtung der mechanischen Eigenschaften in Richtung der Bewegung des Werkstoffs beim Verpressen des Halbzeugs ($\vartheta_E = 0,6$; $\vartheta_\sigma = 0,41$). Die Kennwerte in 0° -Richtung liegen nun im Mittel bei $E_0 = 26,7$ GPa bzw. $\sigma_0 = 109,4$ MPa, während quer dazu Werte um $E_{90} = 45,04$ GPa bzw. $\sigma_{90} = 267,8$ MPa ermittelt werden. In der Betrachtung

der mechanischen Eigenschaften gibt es hier keinen Trend oder signifikante Unterschiede zwischen den Bereichen A-C. Der Faservolumenanteil schwankt von Bereich A nach C in beiden Richtungen um $\Delta_{FVG} = 2 \text{ V } \%$, und liegt im Mittel in der 0° -Richtung bei $FVG_0 = 45,7 \text{ V } \%$ und quer dazu bei $FVG_{90} = 47,0 \text{ V } \%$. Die Anisotropie der mechanischen Kennwerte tritt analog der vorangegangenen Messwerte auch invertiert in der Messreihe der thermischen Ausdehnung auf. Hier werden in 0° -Richtung die höhere thermische Ausdehnung im Mittel von $LAK_{1,0} = 9,19 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bzw. $LAK_{2,0} = 7,99 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ gemessen, während quer dazu Werte um $LAK_{1,90} = 4,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bzw. $LAK_{2,90} = 3,48 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ auftreten.

Auswertung bei $\phi = 20 \text{ } \%$:



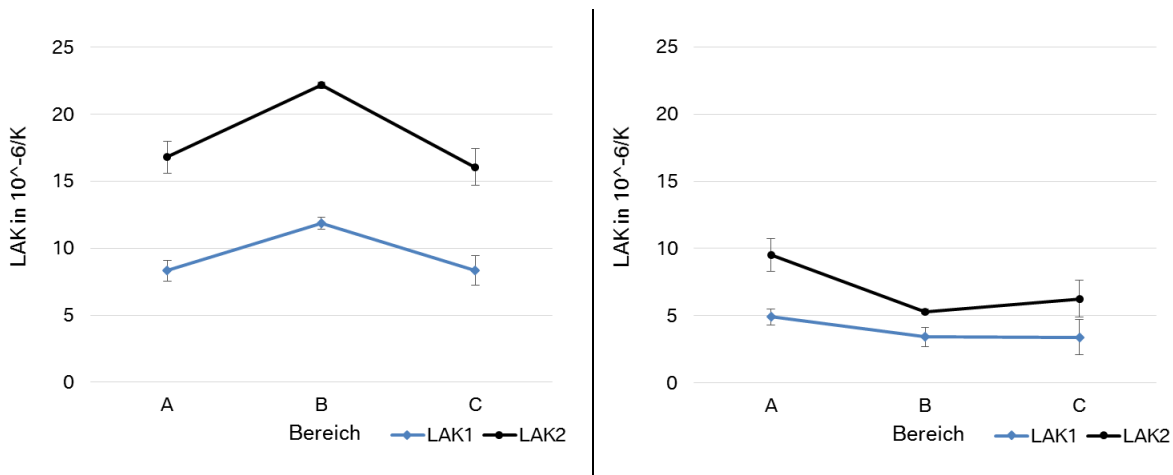


Abb. 6.64: Darstellung der Ergebnisse der zerstörenden Prüfungen bei $\phi = 20\%$

Auch bei der geringsten Flächenbelegung folgen die Messwerte dem Trend der restlichen Versuchsreihe. Die mechanischen Kennwerte liegen hierbei in 0° -Richtung im Mittel bei den geringsten Werten von $E_0 = 25,4$ GPa bzw. $\sigma_0 = 111,7$ MPa und quer dazu bei $E_{90} = 48,34$ GPa bzw. $\sigma_0 = 240,01$ MPa. In der 0° -Richtung ist kein Trend bezüglich sich verändernder mechanischer Eigenschaften in Abhängigkeit der definierten Bereiche auszumachen. In Querrichtung dazu erreichen die Kennwerte des Bereiches B das höchste Niveau. Die Isotropieverhältnisse berechnen sich in dieser Messreihe zu $\vartheta_E = 0,53$ und $\vartheta_\sigma = 0,47$. Im Bereich des FVG kann kein Trend abgelesen werden. Hier liegen die ermittelten Werte im Mittel bei $FVG_0 = 45,8$ V % und quer dazu bei $FVG_{90} = 47,13$ V %. Die Längenausdehnung in 0° -Richtung zeigt etwas höhere Werte im Bereich B, im Mittel liegen die Daten bei $LAK_{1,0} = 9,5 \cdot 10^{-6}$ 1/K bzw. $LAK_{2,0} = 8,83 \cdot 10^{-6}$ 1/K. Quer zu dieser Richtung liegen wiederum die kleinsten Werte im Bereich B. Im Mittel über alle Bereiche werden Daten um $LAK_{1,90} = 3,91 \cdot 10^{-6}$ 1/K bzw. $LAK_{2,90} = 3,12 \cdot 10^{-6}$ 1/K gemessen.

Zur Veranschaulichung der Umorientierung der mechanischen Vorzugsrichtung mit der Reduzierung des prozentualen Belegungsgrades sind in Abb. 6.65 die Isotropiegrade der gemessenen Kennwerte in einem Balkendiagramm dargestellt. Da über die Bereiche A-C der einzelnen Untersuchungen keine signifikanten Abweichungen in den mechanischen Eigenschaften zu erkennen sind, werden hierzu die Mittelwerte der Messgrößen über die Bereiche ermittelt und die Isotropieverhältnisse nach Gl. 4.5 ermittelt.

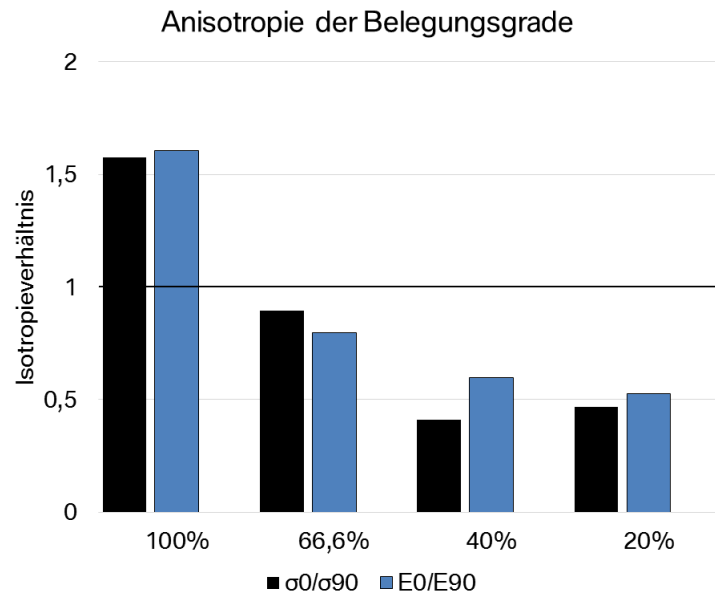


Abb. 6.65: Auswertung der ermittelten Anisotropie des Werkstoffs in Abhängigkeit der Belegungsgrade

Anhand dieser Darstellung kann der Wechsel der Vorzugsrichtung von der Produktionsrichtung ($\phi = 100\%$) zur Richtung der Fließbewegung ab $\phi = 66,6\%$ beobachtet werden.

Die Interpretation der vorgestellten Daten erfolgt in Kapitel 7.3.

7 DISKUSSION UND INTERPRETATION DER ERGEBNISSE

7.1 Die mechanischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe

Die folgenden Unterkapitel dienen im ersten Schritt der individuellen Diskussion und Analyse der in Kapitel 6.1 dargestellten Ergebnisse der mechanischen Untersuchungen. Im Anschluss dazu werden in Kapitel 7.2 die Ergebnisse der rheologischen Eigenschaften interpretiert.

7.1.1 Die Zugeigenschaften aktueller CF-SMC-Werkstoffe

Vergleicht man die Kennwerte des fiktiven CF-SMCs aus Tab. 3.1 mit den Testergebnissen aus Abb. 6.1 fällt auf, dass keiner der getesteten Werkstoffe die Zielwerte erreicht. Lediglich das geschnittene Prepreg HexMC[®] weist im Mittelwert einen E-Modul von $E_{\text{HexMC}} = 42,6$ GPa auf. In Bezug auf die geforderte Zugfestigkeit von mindestens $\sigma_{\text{min}} = 170$ MPa werden bei den CF-SMC-Varianten von Firma Polynt (HUP 70/50) und Firma Polytec (Polytec 2035) geringere Festigkeiten ermittelt. Gerade das Niveau der Festigkeiten der 50K-Varianten im Mittel von $\sigma = 109,5$ -126 MPa erscheint im Vergleich für einen mit Kohlenstofffasern verstärkten Composite-Werkstoff sehr gering. Erreicht ein technischer Thermoplast wie Polyamid 6,6 (PA66) im unverstärkten Zustand eine Zugfestigkeit von $\sigma = 85$ MPa [120] kann hier durch die Zugabe von FMG= 40 M% Kohlenstoffkurzfasern die Festigkeit auf $\sigma = 230$ MPa [120] erhöht werden. Trotz der bei Spritzgießwerkstoffen üblichen sehr geringen Faserlängen von wenigen Millimetern tritt mehr als eine Verdopplung der Zugkennwerte ein. Bei den getesteten CF-SMC-Werkstoffen werden deutlich höhere Faserlängen von $l_f = 1$ " (25 mm) verwendet. Jedoch

werden innerhalb der Testreihe teilweise sehr geringe Zugkennwerte ermittelt, die auf dem Niveau unverstärkter Thermoplaste $\sigma < 100 \text{ MPa}$ liegen (vgl. Abb. 6.1).

Mögliche Ursachen für das niedrige mechanische Niveau sind:

- Zu geringe Faserlänge
- Hauptorientierung der Fasern außerhalb $0^\circ/90^\circ$
- Porositäten/Fehler im Laminat
- Schlechte Faser/Matrix-Haftung

Zur Diskussion der möglichen Quellen für Fehlstellen im Laminat, müssen die Analysen am Anfang des Halbzeugherstellungsprozesses beginnen. Bereits hier sind eklatante Unterschiede in Abhängigkeit der Filamentzahl der Fasern respektive der Breite der Rovingabschnitte erkennbar. Explizit liegt der Unterschied dabei in der Gestalt des Schnittfaserbettes, das bei der 12K-Variante ($b_{12K} = 5 \text{ mm}$) deutlich homogener ausfällt, als bei einer 50K-Faser ($b_{50K} = 18 \text{ mm}$). Offensichtliche wird dies bei der Betrachtung des Streubilds der Fasern (vgl. Abb. 7.1).

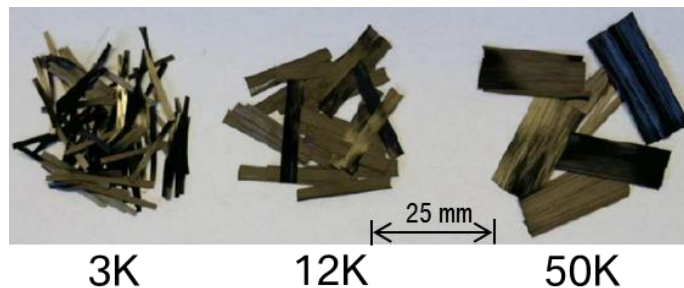


Abb. 7.1: Darstellung der Unterschiede im Streubild in Abhängigkeit der Filamentzahl (Massengleichheit)

Bei gleichem Probengewicht und gleicher Faserlänge erscheint das Streubild umso homogener je kleiner die Filamentzahl der ursprünglichen Fasern ist. Dieser Effekt kann mit den Ergebnissen der vorgestellten Untersuchungen korreliert werden. Die Isotropie der mechanischen Eigenschaften der 12K-Varianten ist deutlich höher und die Standardabweichungen der Messwerte geringer. Die Werkstoffe der Firma Polynt (vgl. Abb. 6.1) werden auf der gleichen SMC-Anlage nur durch Austausch der jeweils verwendeten Faser hergestellt. Hier erreicht die 12K-Variante Epopreg[®] annähernd isotrope Eigenschaften ($\vartheta_E = 0,93$ und $\vartheta_\sigma = 1,2$), während das 50K-System des Herstellers eine ausgeprägte Vorzugsrichtung in Produktionsrichtung aufweist ($\vartheta_E = 1,57$ und $\vartheta_\sigma = 1,7$). Durch den kleineren Querschnitt der 12K-Faserbündel kann eine größere Anzahl von Faserbündel in Dickenrichtung der Platte zum Liegen kommen als dies bei den 50K-Fasern der Fall ist. Dies hat zur Folge, dass entsprechend eine höhere Anzahl an möglichen Faserorientierungen über die Dicke der Platte in einen beliebigen Bereich vorliegen können. Dadurch ist eine höhere Isotropie der 12K-Varianten im Vergleich zu den 50K-System möglich (2D-Isotropie). Das Auftreten der geringeren Standardabweichungen gründet sich auf der höheren Packungsdichte bei schmalere Faserbündeln, die folglich zu weniger Reinharzbereichen oder möglichen Fehlstellen führt. Außerdem stützt sich diese Interpretation auf die Bilder der Plattenoberfläche (vgl. Abb. 6.3), aber auch auf die Laminatanalysen mittels der CT-Bildgebung (Abb. 6.4 und Abb. 6.6). Ein Grund für diesen Effekt ist das um den Faktor 4 höhere Verhältnis von Faserlänge zu Durchmesser des Faserbündels, bei Annahme kompakter Rovingabschnitte und vergleichbarer Filamentdurchmesser. Betrachtet man die CT-Aufnahmen der Probeplatten vor der mechanischen Analyse (vgl. Abb. 6.3 und Abb. 6.4) stellt

man fest, dass das Laminat der 50K-Probe deutlich mehr Fehlstellen aufweist als das der 12K-Probe. Dies ist ein Hinweis dafür, dass sich die vollständige Benetzung einer 50K-Faser durch die Kunststoffmatrix schwieriger als bei Faserbündeln geringerer Filamentanzahl darstellt. Da die Breite des jeweiligen Rovings und damit die zu benetzende Oberfläche beim 50K-Roving deutlich größer ist, muss es grundlegende Unterschiede bei der Imprägnierbarkeit von 12K- zu 50K-Rovingabschnitten geben. Zusätzlich entstehen bei einer ungeordneten Stapelung, wie sie beim regellosen Fallen der Rovingabschnitte auf eine Trägerfolie bei der Halbzeugherstellung auftritt, unterschiedlich große Zwischenräume zwischen einzelnen Rovings. Diese Volumina müssen im Imprägnierschritt mit Matrix gefüllt werden. Eine Theorie besteht darin, dass es durch das Walken des Halbzeugs und die Nachimprägnierung während der Plattenherstellung weitestgehend gelingt, die kleineren Zwischenräume bei den 12K-Varianten zu füllen und die dort befindliche Luft zu verdrängen. Dieser Mechanismus kann bei den 50K-Varianten nicht vollständig ablaufen, da die Defekte entsprechend der Rovingabmessungen deutlich größer ausfallen. Dieser Effekt ist in der Literatur für Glasfaservarianten beispielsweise von Comte et al. [52] in Abhängigkeit der verwendeten Glasfasern und deren Sizing beschrieben, jedoch fehlen aktuell Untersuchungen bezüglich der Imprägnierbarkeit von geschnittenen Kohlenstofffasern mit einer SMC-Paste.

Die Spannungsanalysen unter Verwendung des ARAMIS-Systems (vgl. Abb. 6.6) zeigen hohe Spannungskonzentration an den Faserenden und das frühe Versagen beim Zugversuch der 50K-Proben. Eine Theorie für das frühzeitige Versagen der 50K-Varianten ist die Spannungskonzentration an den breiten Rovingenden, da hier der Steifigkeitssprung zwischen Filamenten und Matrix am höchsten ist. Dies führt zu einer Spannungsüberhöhung aufgrund der Kerbwirkung und damit zum Versagen der Matrix. Dieser Sprung in der Steifigkeit fällt bei der Verwendung von 12K-Fasern aufgrund des Verhältnisses von Faserlänge zu Durchmesser des Faserbündels geringer aus. Dieser Spannungszustand kann aus der Darstellung des ARAMIS-Systems (vgl. Abb. 6.7) abgelesen werden.

Aus dem durchgeführten Werkstoffbenchmark und den anschließenden Analysen der hergestellten Versuchsplatten und deren Laminatqualität leitet sich die Forschungshypothese ab. Diese besteht darin, dass Bauteile, die aus aktuell auf dem Markt verfügbaren CF-SMC-Werkstoffen hergestellt werden, aufgrund von Defekten, die bereits bei der Halbzeugherstellung in den Werkstoff eingebracht werden, nicht das mechanische Niveau erreichen, das durch den Einsatz von Kohlenstofffasern möglich wäre.

Generell lässt sich aus den Untersuchungen zusammenfassen, dass aktuell verfügbare CF-SMC-Werkstoffe keine zu Al-Druckguss vergleichbare mechanische Leistungsfähigkeit aufweisen. Dabei zeigen die untersuchten Werkstoffe hohe Standardabweichungen bei den ermittelten mechanischen Eigenschaften und teilweise Vorzugsrichtungen (Anisotropien) der Faserorientierungsverteilung. Bei vergleichbarem Faseranteil im Werkstoff erreichen 12K-Varianten höhere Zugkennwerte als 50K-Varianten. Dieser Effekt kann durch die beschriebenen Untersuchungen nicht vollständig aufgeklärt werden, sondern wird in den weiterführenden Untersuchungen der Folgekapitel bearbeitet. Außerdem geben die Versuchsergebnisse den Hinweis, dass weitere Analysen zu unterschiedliche Belegungsgrade und damit verbunden unterschiedliche Fließbewegungen des Werkstoffs im Pressprozess erforderlich sind, um die Auswirkungen auf die Faserorientierungsverteilung und damit auf die mechanischen Kennwerte zu charakterisieren.

7.1.2 Auswirkungen der Faserart auf die Werkstoffeigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften reagieren insgesamt stark auf die Erhöhung der Fasermassenanteile und der Faserlängen. Beim direkten Vergleich der Niveaus der ermittelten Kennwerte liegen die Zugkennwerte von 12K-Varianten tendenziell etwas höher als die der 50K-Werkstoffe. Eine weitere Tendenz, die aus der Betrachtung der Anisotropiegrade hervorgeht, liegt in der höheren Richtungsabhängigkeit der 50K-Varianten gegenüber der 12K-Werkstoffe. Auch hier besitzen die Messreihen der 50K-Varianten leicht höhere Streubreiten als die der 12K-Varianten. Dies bekräftigt die in Kapitel 7.1.1 aufgestellte Forschungshypothese. Bei der Überprüfung der Fasermassenanteile der jeweiligen Werkstoffe an den geprüften Zugstäben wird festgestellt, dass die real gemessenen Werte unterschiedlich stark von den geforderten Anteilen im Versuchsplan abweichen. Bei der mathematischen Auswertung des DOE ist es folglich erforderlich, dass die realen Messwerte der Proben in das Modell einfließen, um Korrelationen mit dem Fasermassenanteil korrekt wiederzugeben. Trotz dieser Maßnahme führen die hohen Streuungen zu einer geringen Vorhersagekraft der mathematischen Modelle. Obgleich verschiedene Transformationen der Ergebnismatrizen vorgenommen und diese mit unterschiedlichen Modellansätzen kombiniert werden, kann als Ergebnis der Untersuchungen keine Mischungsregel zur Vorhersage der mechanischen Eigenschaften eines CF-SMC-Werkstoffs angegeben werden.

Daher stützt sich die Auswertung der Versuche auf die Analyse der statistischen Haupteffekte, die aus den ermittelten Daten berechnet werden können. Der E-Modul hängt direkt vom Fasermassengehalt des Werkstoffs ab, während die verwendete Faserlänge die Zugfestigkeit maßgeblich beeinflusst. Dabei steigt die Standardabweichung des E-Moduls nicht direkt mit der Höhe des Fasermassengehalts.

Vergleicht man die mechanischen Eigenschaften zweier Werkstoffe bei gleichem Fasergehalt und Faserlänge, kann folgendes Blockdiagramm erstellt werden (vgl. Abb. 7.2).

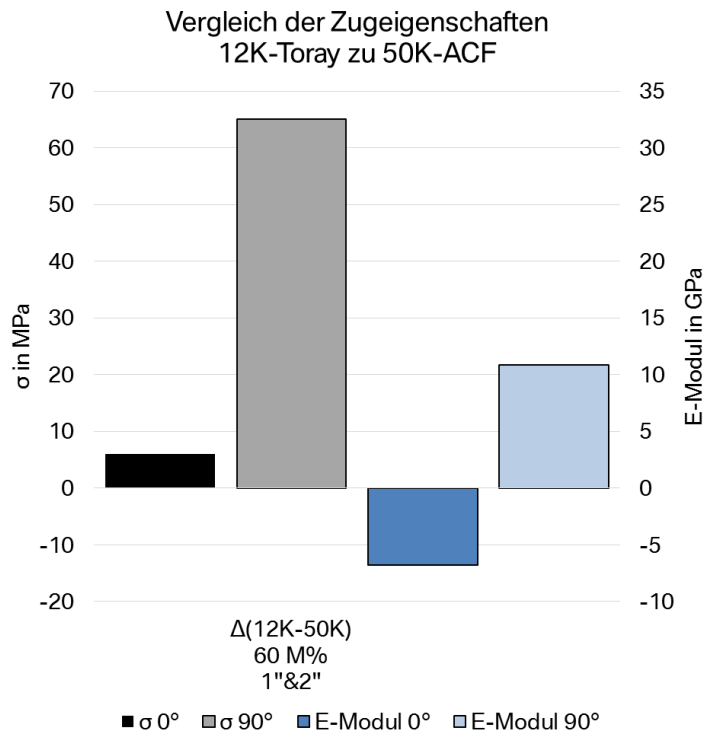


Abb. 7.2: Vergleich der mechanischen Eigenschaften eines 12K-Systems mit einem 50K-Werkstoff der Firma A

Bei gleichen Zusammensetzungen der Compounds erreicht die 12K-Variante im Vergleich zum 50K-Werkstoff in fast allen Richtungen höhere Werte. Die Differenz in Bezug auf den E-Modul liegt bei $\Delta_{E90} = +10,88$ GPa in der Querrichtung und $\Delta_{E0} = -6,78$ GPa in der Produktionsrichtung. Folglich werden in der Produktionsrichtung des 50K-Werkstoffs höhere Werte ermittelt als beim 12K-Werkstoff. Da diese Abweichungen jedoch im Bereich der Streuung der Messwerte (vgl. Abb. 6.10 und Abb. 6.13) liegen, stellt dieses Delta keinen signifikanten Unterschied dar. Betrachtet man die Auswertung der Unterschiede der Zugfestigkeiten der beiden Werkstoffe, fällt ein deutlicherer Unterschied auf. Hier erreicht der 12K-Werkstoff Werte um $\Delta_{\sigma90} = +65,03$ MPa in der Querrichtung und $\Delta_{\sigma0} = +6,0$ MPa in der Produktionsrichtung. Dieser Unterschied quer zur Produktionsrichtung liegt außerhalb des Bereichs der Streuungen der Werkstoffkennwerte. Folglich untermauern die dargestellten Ergebnisse der Testreihe die Hypothese aus dem Werkstoffbenchmark, dass die mechanische Leistungsfähigkeit eines CF-SMC-Werkstoffs signifikant von der Filamentzahl der verwendeten Faser abhängt. Folglich ist es im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen nicht möglich, mit 50K-ACF-Faser ohne Veränderung des prinzipiellen Compoundierungsprozess die mechanischen Eigenschaften so weit zu steigern, dass die Werkstoffkennwerte der CF-SMC-Varianten konkurrenzfähig gegenüber Aluminiumwerkstoffen werden. Anhand der vorgestellten Versuche ist dies auch nicht durch umfangreiche Veränderung der faserbezogenen Parameter möglich.

7.1.3 Auswirkungen der Faserschichte auf die Werkstoffeigenschaften

Untersucht werden in diesem Kapitel Werkstoffe, bei denen als Verstärkung zwei 12K-Fasern mit unterschiedlichem Sizing verwendet werden. Zur Herstellung dieser Werkstoffe werden die faserbezogenen Parameter auf vergleichbaren Leveln, wie in den Versuchen des Kapitels 6.1.2, variiert. Auch unter der Verwendung dieser Fasern sind alle geforderten Halbzeuge prozesssicher herstellbar. Optisch sind im Vergleich der beiden Fasern keine deutlichen Unterschiede zu beobachten. Laut Hersteller trägt die Toray Faser einen Schlichteanteil von 0,7 % während die Mitsubishi Faser 1 % Schlichte auf der Oberfläche trägt. Beide Fasern lassen sich problemlos dem Schneidwerk zuführen und haben keine Tendenz zu einer übermäßigen Flusenbildung im Schneidwerk. Auch die Filamentbündelbreite der Faserabschnitte und das resultierende Streubild auf der berakelten Trägerfolie sind vergleichbar. In Bezug auf die maximal realisierbare Fasermasse eines Compounds mit 12K-Fasern hat sich gezeigt, dass etwa ab $FMG = 66$ M% erste trockene Stellen im Halbzeug auftreten. Ohne Anpassung der Startviskosität der Paste oder der Imprägnierstrecke gilt dies somit als oberer Grenzwert für den realisierbaren Fasermassenanteil.

Betrachtet man die Auswertung der Versuchsreihen (vgl. Abb. 6.23 und Abb. 6.24; Abb. 6.26 und Abb. 6.27) fallen die großen Streubreiten um die Mittelwerte der ermittelten Zugkennwerte auf. Diese liegen bei beiden Varianten im Bereich von $S_E = 15-20$ % und $S_\sigma = 10-15$ %. Hier kann kein signifikanter Einfluss des Sizing auf die Standardabweichung beobachtet werden. Auch bei dieser Auswertung des Versuchsplans ist aufgrund der Streuungen der Messwerte in den einzelnen Versuchsreihen keine valide Auswertung des mathematischen Systems möglich. Die Diskussion fokussiert sich daher auf die bewertbaren Haupteffekte, die aus den Messreihen errechnet werden können. Analog der Erkenntnisse aus dem ersten Versuchsplan kann auch bei den vorliegenden Untersuchungen ein starker Einfluss der Fasermasse auf den E-Modul des Werkstoffs erkannt werden. Dieser steigt mit Erhöhung des Fasergehalts an. Hierbei ist nicht erkennbar, dass bei hohem FMG beider Faservarianten die Standardabweichung der Kennwerte

höher liegt als bei geringerer Fasermasse. Die verwendete Faserlänge hat wiederum einen starken Einfluss auf die erreichbare Zugfestigkeit beider Werkstoffgruppen. Jedoch ist hier auch nicht erkennbar, dass durch die Verwendung langer Fasern die Streuung der Kennwerte aufgrund einer möglichen höheren Anzahl von Fehlstellen ansteigt. Geringfügig liegen die ermittelten Standardabweichungen der 12K-Toray-Werkstoffe unter denen, die eine 12K-Mitsubishi-Faser verwenden, jedoch kann dies nicht als signifikant bezeichnet werden. Somit ist makroskopisch keine Verbesserung der Imprägnierung der Fasern durch den Einsatz der VE-Schlichte erkennbar. Einen positiven Einfluss der Faserschlichte kann jedoch in Bezug auf die Zugfestigkeit beobachtet werden. Um dies zu verdeutlichen sind in Abb. 7.3 die Differenzen der Zugkennwerte zweier Werkstoffe aus dem Versuchsplan mit gleichem FMG und Faserlängen dargestellt.

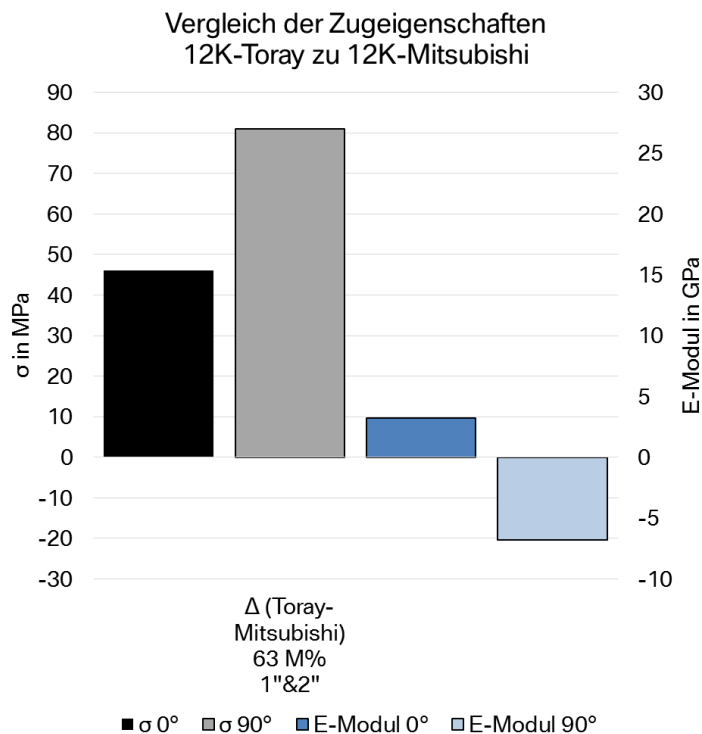


Abb. 7.3: Vergleich der mechanischen Eigenschaften zweier 12K-Systeme unterschiedlicher Faser der Firma B

Anhand dieser Gegenüberstellung werden die Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften beider Werkstoffe deutlich. Analog zu der Auswertung des ersten Versuchsplans (vgl. Abb. 7.2) fallen die Differenzen in Bezug auf die ermittelten E-Moduln nicht signifikant aus ($\Delta_{E_{0^\circ}} = +3,2$ GPa und $\Delta_{E_{90^\circ}} = -6,8$ GPa). Betrachtet man die Zugfestigkeiten, sind jedoch deutlich höhere Werte bei der 12K-Toray-Variante zu beobachten. In Produktionsrichtung erreicht der Werkstoff mit VE-Schlichte $\Delta_{\sigma_{0^\circ}} = +46,0$ MPa höhere Werte als das System mit 12K-Mitsubishi-Fasern. Quer zu dieser Richtung können $\Delta_{\sigma_{90^\circ}} = +81,0$ MPa höhere Zugfestigkeiten im Mittelwert gemessen werden. Alle Werkstoffe der Versuchsreihe zeigen eine ausgeprägte Vorzugsrichtung der mechanischen Eigenschaften. Dies ist jedoch weniger auf den Einfluss der unterschiedlichen Fasern und deren Rieserverhalten nach dem Verlassen des Breitschneidwerks zurückzuführen. Die Ursachen liegen hierfür eher in der spezifischen Produktionstechnik des Herstellers B (vgl. Abb. 6.1). Analog des Standardwerkstoffs der Firma, bei dem in Produktionsrichtung stets höhere mechanische Eigenschaften ermittelt werden

können, zeigen die im Rahmen des Versuchsplans hergestellten Werkstoffe ein vergleichbares Verhalten.

7.1.4 Auswirkungen der Filamentbündelgröße auf die Werkstoffeigenschaften

Die Untersuchungen dieses Kapitels dienen der Überprüfung der Auswirkungen einer Substitution der Fasern bei einer für 12K-Systeme optimierten Produktionsanlage durch Heavy Tows. Zur Herstellung der geforderten Halbzeuge werden die Fasern getauscht, ohne weder die Produktionseinrichtung zu verändern noch die Startviskosität der Paste anzupassen. Auf diese Weise kann zum einen der Halbzeugherstellungprozess verglichen und zum anderen das erreichbare mechanische Niveau der Werkstoffe analysiert werden.

Trotz der geforderten hohen Faseranteile der herzustellenden Werkstoffe können alle Konfigurationen produziert werden, ohne dass nichtimprägnierte Bereiche im Halbzeug oder signifikante Unterschiede im Flächengewicht über die Produktionslänge auftreten. Dies kann durch visuelle und gravimetrische Begutachtung von Stichproben über die Produktionslänge des Halbzeugs überprüft werden. Die gute Imprägnierung des Halbzeugs äußert sich außerdem in guter Oberflächen- und Laminatqualität der gepressten Testplatten. Auffällig ist jedoch, dass bei der Betrachtung der Standardabweichung im direkten Vergleich mit der 12K-Toray Variante des Herstellers eine etwa um $\Delta_s = +10\%$ höhere Streuung in den ermittelten Kennwerten um den jeweiligen Mittelwert auftritt (vgl. Abb. 6.31). Dies spricht für ein inhomogenes Streubild der 50K-Fasern und damit für eine höhere Tendenz zu Fehlstellen im Halbzeug, die durch das Walken und Verpressen des Halbzeugs nicht vollständig ausgeglichen werden können. Insgesamt werden auch deutlich geringere mechanische Eigenschaften der 50K-Varianten gegenüber des 12K-Struktur-SMCs ermittelt, was vor allem in Bezug auf die geringen Zugfestigkeiten $\sigma < 100$ MPa für eine unvollständige Imprägnierung der Einzelfasern innerhalb der äußerlich gut benetzten Faserbündelabschnitte spricht. Betrachtet man die starke Vorzugsrichtung aller mechanischen Eigenschaften entlang der Produktion (vgl. Abb. 6.32), kann nicht von einem direkten Einfluss der Faserart auf die Anisotropie ausgegangen werden. Vielmehr muss dieser Einfluss in der spezifischen Anlagentechnik des Herstellers gesucht werden, alle unter diesen Bedingungen hergestellten Werkstoffe, dieses Verhalten zeigen. Berechnet man die Differenzen der mechanischen Eigenschaften des 12K-Struktur-SMCs und des leistungsfähigsten 50K-Systems des Herstellers, kann folgende Darstellung erzeugt werden (siehe Abb. 7.4).

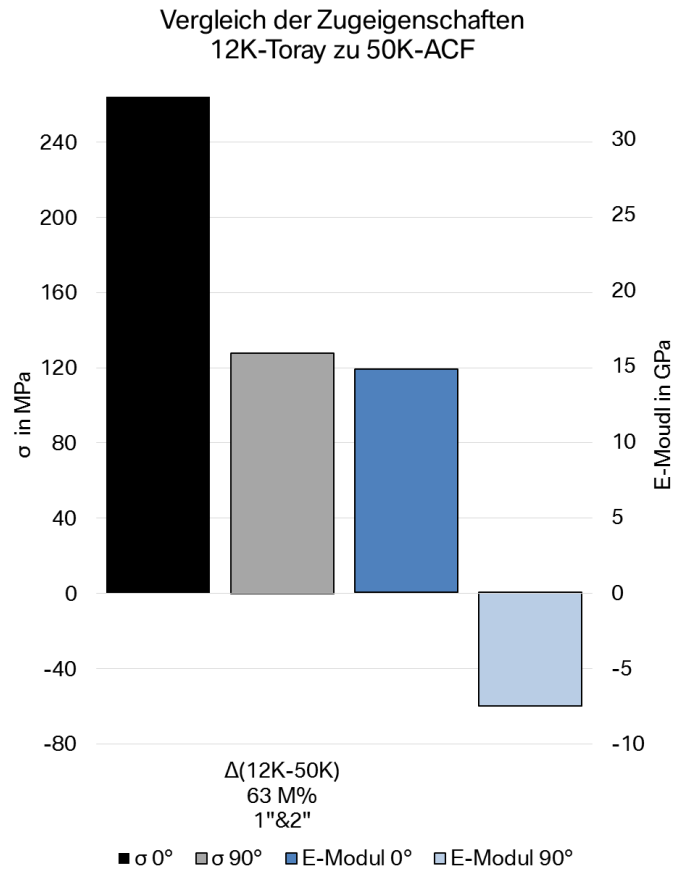


Abb. 7.4: Vergleich der mechanischen Eigenschaften eines 12K-Systems mit einem 50K-Werkstoff der Firma B

Im Unterschied zum Vergleich der Werkstoffe des Herstellers A (vgl. Abb. 7.2) fällt der Unterschied in Bezug auf die ermittelten Kennwerte deutlich höher aus. Die 12K-Variante erreicht bei vergleichbarem Faseranteil in Produktionsrichtung um $\Delta_{E0} = +14,8$ GPa höhere Werte. Lediglich in der Querrichtung werden beim 50K-System um $\Delta_{E90} = +7,5$ GPa höhere Daten ermittelt. Signifikant fällt der Unterschied bei der Betrachtung der Zugfestigkeit auf. Hier erreicht das 12K-Struktur-SMC deutlich höhere Werte um $\Delta_{\sigma0} = +264,3$ MPa in Produktionsrichtung und $\Delta_{\sigma90} = +127,8$ MPa quer dazu.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass durch eine Substitution der 12K-Fasern durch ein Heavy Tow ohne zusätzliche Veränderungen der Faserkonfiguration das mechanische Niveau eines 12K-Systems nicht erreicht werden kann. Dies gelingt trotz der weitgehenden Variation der faserbezogenen Parameter der 50K-Varianten nicht. Um die mechanischen Eigenschaften eines auf Heavy Tows basierenden CF-SMCs signifikant zu verbessern, muss die Faser vor dem Imprägnierungsschritt so behandelt werden, dass das Streubild verbessert und die Imprägnierung der Fasern durch die Paste optimiert wird.

7.1.5 Auswirkungen der Faserteilung auf die Werkstoffeigenschaften

Die Aufgabenstellung des Kapitels 5.1.5 besteht darin zu überprüfen, ob es durch technisch einfach umzusetzende Maßnahmen möglich ist, die Konfiguration einer Heavy Tow-Faser so vor dem Querschnitt im Breitschneidwerk einer SMC-Linie zu verändern, dass die im nächsten Produktionsschritt folgende Imprägnierung der Faserabschnitte mit der SMC-Paste optimiert

und die Faser vollständig in die Matrix eingebunden werden kann. Zu diesem Zweck wird eine Rillenwalze in die Anlage integriert, an welcher die 50K-Fasern unter definiertem Umschlingungswinkel in ihrem Verlauf zum Breitschneidwerk umgelenkt werden. Es kann gezeigt werden, dass durch dieses mechanische Einwirken die Faser gespreizt aber auch unregelmäßig in Teilfilament vereinzelt wird. Dies hat zur Folge, dass die Fasern im Halbzeug nicht mehr als kompakte 50K-Stränge vorliegen, sondern das Streubild eher mit dem eines 12K-Werkstoffs vergleichbar ist. Aus der Auswertung der Daten kann eine Tendenz abgelesen werden, dass mit Erhöhung des Umschlingungswinkels die mechanischen Kennwerte leicht ansteigen (vgl. Abb. 6.37). Als Signifikant stellt sich dieser Anstieg jedoch nur bei der Zugfestigkeit in 0° -Richtung und $\delta = 45^\circ$ dar. Die Streuung der Kennwerte kann mit Erhöhung des Umschlingungswinkels etwas reduziert werden. In Bezug auf die Zugfestigkeit liegt diese bei der Konfiguration mit höchstem Umschlingungswinkel im Mittelwert bei $S_0 = 10\%$ und damit unterhalb des Niveaus des Mittelwerts einer in der Zusammensetzung vergleichbaren 12K-Variante. Bei den Versuchen zur Definition des Umschlingungswinkels wird als limitierender Faktor die Flusenbildung an der Rillenwalze festgestellt. Diese Flusen bestehen aus unterschiedlich langen Filamentstücken, die sich in den Rillen der Walze sammeln. Dieses ist auf partielle Beschädigungen der im 50K-Faserstrang quer verlaufenden Filamente zurückzuführen. Diese Querfilamente (auch Cross Over Filaments) stellen das sogenannte „Entanglement“ (engl. Gewirr, Verwicklung) der Kohlenstofffasern dar. Mit Erhöhung des Umschlingungsgrades und damit verbundener Erhöhung der Faserreibung wird die Flusenbildung an der Rillenwalze begünstigt. Gleichzeitig steigt die Höhe des Faserbettes und die Permeabilität der Schnitffaserschicht wird reduziert. Diese konkurrierenden Effekte führen dazu, dass bei hohem Umschlingungswinkel die Fasermasse des Halbzeugs reduziert werden muss, um eine vollständige Durchtränkung der Schnitffaserschicht sicherzustellen. Durch diese Anpassungen zeigen die mechanischen Eigenschaften der produzierten Werkstoffe eine Steigerung der Kennwerte. Die Unterschiede zwischen den so ermittelten Werten und den vorliegenden Daten des 12K-Struktur-SMCs können anhand eines Balkendiagramms visualisiert werden (siehe Abb. 7.5). Zur Verdeutlichung des Einflusses der Vereinzlung der Fasern wird zusätzlich die Auswertung aus Abb. 7.4 mit aufgeführt.

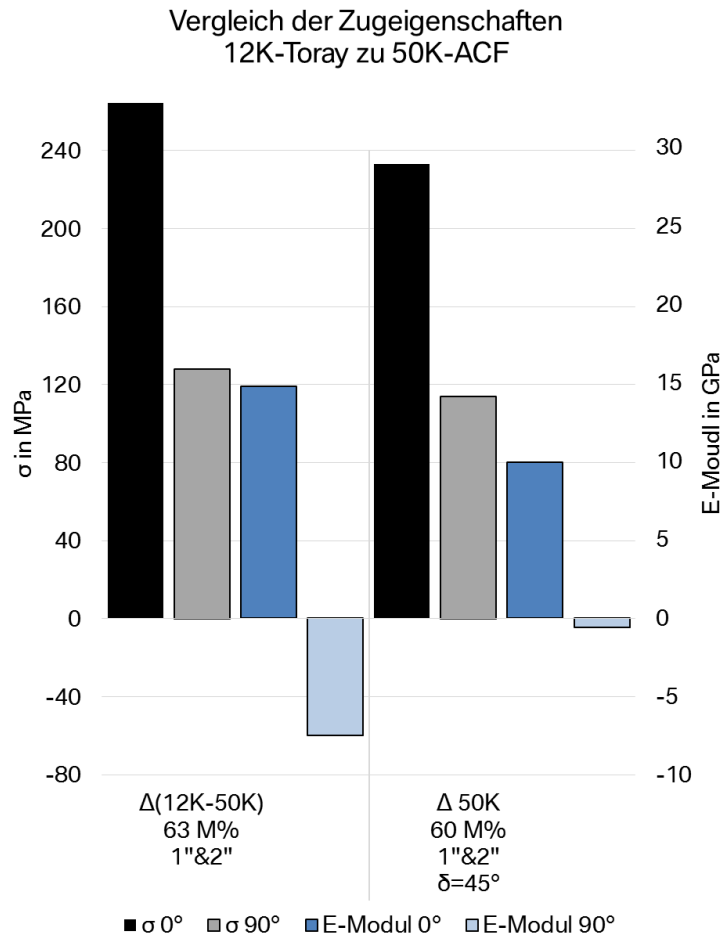


Abb. 7.5: Vergleich der Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften zwischen dem 12K-Struktur-SMC und der 50K-Varianten der Firma B

Betrachtet man die Auswertung der Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften fällt auf, dass trotz der Reduzierung der Fasermasse auf FMG=60 M% des Werkstoffs mit vorgesprenzter Faser die Differenz zum 12K-Werkstoff geringer ausfällt. Dieser Effekt kann auch in der Verbesserung des Isotropieverhältnisses beobachtet werden (vgl. Abb. 6.38).

Folglich kann zusammengefasst werden, dass durch eine Reduzierung der Filamentzahl der einzelnen Rovingabschnitte die mechanischen Eigenschaften eines 50K-CF-SMCs verbessert werden können. Zur Maximierung der Leistungsfähigkeit dieser Werkstoffe ist es jedoch erforderlich eine Vorrichtung zu entwickeln, die eine prozesssichere „in-line“ Spreizung und Vereinzelung von Heavy Tows ermöglicht.

7.2 Die rheologischen Eigenschaften der untersuchten Werkstoffe

In den weiteren Kapiteln werden die Ergebnisse der verschiedenen rheologischen Untersuchungen diskutiert.

7.2.1 Auswirkungen der Faserparameter auf das Fließverhalten des Werkstoffs

In den Versuchen des Kapitels 5.2.1 werden rheologische Untersuchungen an zwei 12K-CF-SMC-Varianten durchgeführt, die sich in den Parametern Faserlänge und Fasermassengehalt unterscheiden. Im ersten Schritt wird das Verhalten des 12K-Struktur-SMCs bei verschiedenen

Geschwindigkeiten im Kompaktierungsversuch analysiert und die Ergebnisse im zweiten Schritt mit den vorliegenden Daten des 12K-Standardwerkstoffs der Firma B verglichen.

Bei den Versuchen am 12K-Struktur-SMC fällt auf, dass die Traversengeschwindigkeit mit der das Halbzeug ohne Einwirkung der Temperatur verpresst wird, einen signifikanten Einfluss auf die dazu erforderliche Kompaktierungskraft bis zum ersten Kraftmaximum und die erreichbare Kompaktierung der Probe hat. Dieser Zusammenhang wird in Abb. 7.6 unter Verwendung der gesammelten Daten aus Tab. 6.2 visualisiert.

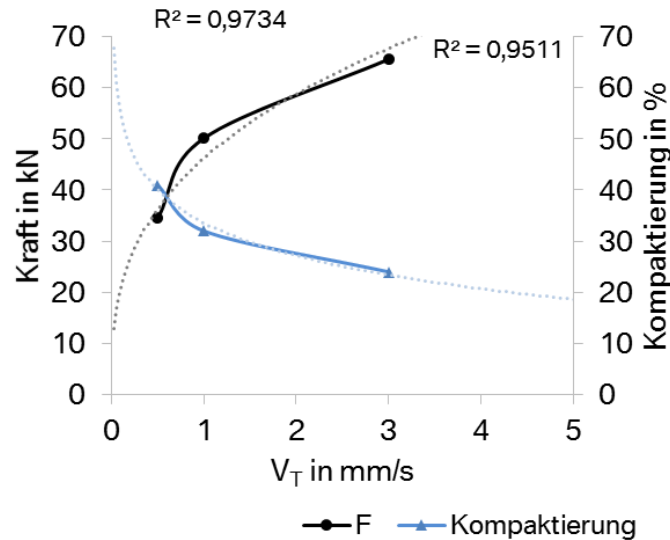


Abb. 7.6: Einfluss der Traversengeschwindigkeit auf Kraft und Kompaktierung

Anhand dieser Darstellung wird der Einfluss der Geschwindigkeit beim Verpressen des Werkstoffs deutlich. Mit zunehmender Geschwindigkeit steigt die erforderliche Pressenkraft deutlich an und könnte dabei dem Verlauf einer Exponentialfunktion folgen. Jedoch kann dieser Verlauf durch die Existenz von drei Messpunkten nicht vollständig belegt werden. Die erreichbare Kompaktierung reduziert sich zu hohen Geschwindigkeiten hin und scheint dabei dem Verlauf einer logarithmischen Funktion zu folgen. Auch hier müssen mehr Stützstellen gemessen werden, um den tatsächlichen Verlauf der Kompaktierung zu belegen. Bei langsamen Geschwindigkeiten liegt der Effekt der Reduzierung der Kompaktierung in der Wärmeenergie begründet, die durch die innere Reibung bei der Scherung des Werkstoffs freigesetzt wird. Diese Energie bewirkt eine Reduzierung der Viskosität der Matrix und ermöglicht das Abgleiten der Fasern aneinander. Dies ist bei den Untersuchungen bei $V_T = 0,5$ mm/s sehr gut anhand des niedrigen Zwischenmaximums mit darauf folgender Reduzierung der Kompaktierungskraft zu erkennen (vgl. Abb. 6.40). Bei hoher Geschwindigkeit muss deutlich mehr Kraft auf das Halbzeug ausgeübt werden, um den Werkstoff zu verdrängen. Vor allem zwei Gründe sind für dieses Verhalten denkbar. Bei hoher Kompaktierungsgeschwindigkeit reicht die Zeit für den Effekt der thermischen Matrixverflüssigung nicht aus, und die Fasern müssen ohne das Gleitmittel in Form der niedrigviskosen Matrix verdrängt werden. Jedoch kann dieses Phänomen das Verhalten des Werkstoffs nicht vollständig erklären. Zusätzlich zu dem zeitabhängigen Effekt kann bei Reinharzproben der verwendeten Matrix ein dilatantes Werkstoffverhalten beobachtet werden. Die Paste kann mit den Fingern geknetet werden und verhält sich bei hohen Scherraten verfestigend. Wird die Probe in Form einer Kugel bei Raumtemperatur frei auf eine ebene Fläche abgelegt, beginnt das Harz zu zerfließen. Das dilatante Werkstoffverhalten in Kombination mit der unzureichenden Zeitspanne des thermischen Energieeintrags hat den steilen Anstieg der

Kompaktierungskraft bei $V_T = 3$ mm/s zur Folge. Zur Validierung des Verlaufs der Ausgleichskurve und zur Erstellung einer Gesetzmäßigkeit müssen jedoch weitere Daten bei hohen Geschwindigkeiten gesammelt werden.

Vergleicht man die Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMCs mit denen des 12K-Standardwerkstoffs fällt auf, dass bei dem Werkstoff mit $\Delta_{FMG} = -10$ M% weniger Faseranteil und ausschließlich $l_F = 1$ “ langen Fasern deutlich abweichende Daten gemessen werden. Beim Standardwerkstoff und Geschwindigkeiten von $V_T = 0,5-1$ mm/s bilden sich keine Zwischenmaxima im Kraftverlauf aus, und die Streuungen der Kurven zueinander sind deutlich geringer (vgl. Abb. 6.44 und Abb. 6.45). Dies spricht ebenfalls für die bereits dargestellte Theorie, dass die Matrix als Gleitmittel im Halbzeug wirkt. Da beim Standardwerkstoff mehr Matrix und kürzere Fasern vorliegen, kann das Halbzeug schon bei geringerer Kraft verdrängt werden. Durch die kürzeren Fasern entstehen zusätzlich bei einer unregelmäßigen Verteilung der Fasern weniger Kontaktpunkte zwischen den Fasern und dadurch weniger Reibung oder Verhakungspunkte. Daher erhöht sich mit steigendem Faseranteil und steigender Faserlänge das zur Verdrängung erforderliche Kraftniveau und die erreichbare Kompaktierung wird reduziert.

Aus den Ergebnissen dieses Kapitels kann gefolgert werden, dass die Rheologie bei der Entwicklung eines Hochleistungswerkstoffs stets parallel beachtet werden muss. Um einen leistungsfähigen Werkstoff zu entwickeln, darf nicht allein der Faseranteil maximiert werden, sondern es muss ein Kompromiss zwischen Fließfähigkeit und mechanischen Eigenschaften gefunden werden. Der Kompaktierungsversuch stellt sich als Hilfsmittel dar, um diesen iterativen Prozess durch einfache technische Mittel zu unterstützen und den zu entwickelnden Werkstoff zu charakterisieren.

7.2.2 Auswirkungen der Faservororientierung auf den Pressprozess

Nach den Auswertungen der Versuche zur Beschreibung der rheologischen Eigenschaften in Abhängigkeit der Geschwindigkeit (vgl. Kapitel 6.2.1) und der daraus gewonnenen Ergebnisse, stellt sich die Frage nach dem Einfluss der Faserhauptorientierung im Halbzeug auf die Fließeigenschaften des Werkstoffs in einem produktionsnahen Pressprozess. Dazu wird in einem 1D-flow-Szenario das stark in die Produktionsrichtung anisotrope 12K-Struktur-SMC untersucht. Dabei wird durch geeignete Wahl des Einlegeschemas eine Werkstoffbewegung quer und längs zur Faserhauptorientierung erzwungen.

Die Auswertung der Ergebnisse in Kapitel 6.2.2 belegen, dass die Hauptorientierung der Fasern einen großen Einfluss auf die zum Verdrängen des Werkstoffs erforderliche Pressenkraft hat. Unabhängig von der Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs führt eine Hauptorientierung der Verstärkungsfasern in Richtung der erzwungenen Fließbewegung zu einer deutlich höheren Kraft beim Verpressen des Werkstoffs. Folglich lassen sich Kohlenstofffasern leichter quer zu ihrer Längsachse verdrängen als entlang dieser Richtung. Analog der Kompaktierungsversuche steigen die erforderlichen Pressenkräfte mit der Erhöhung der Schließgeschwindigkeit an. Zu beobachten ist jedoch hierbei, dass bei hoher Geschwindigkeit der Einfluss der Ausrichtung der Faserhauptorientierung zur Richtung der Fließbewegung reduziert wird. Somit überwiegt der Einfluss der Schließgeschwindigkeit auf die Pressenkraft gegenüber demjenigen der Faserhauptorientierung. Bei einer Geschwindigkeit von $V_S = 6$ mm/s kann kein signifikanter Unterschied in der ermittelten Pressenkraft je Faserorientierung beobachtet werden (vgl. Abb. 6.51). Auffällig jedoch ist, dass zur Realisierung einer konstanten Schließgeschwindigkeit beim Verpressen des Mischlagenaufbaus geringere Kräfte erforderlich

sind, als bei den Stacks mit homogener Orientierung der Lagen.

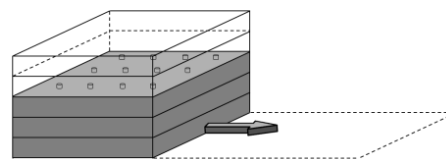
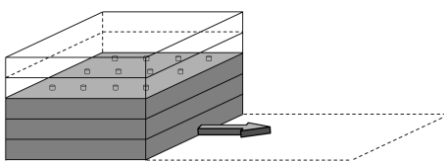
Das Ziel einer Werkstoffentwicklung muss folglich stets eine isotrope Verteilung der Verstärkungsfasern im Halbzeug sein. Nur wenn dies sichergestellt ist, folgen daraus isotrope mechanische und rheologische Eigenschaften. Liegt eine Vorzugsorientierung im Halbzeug vor, sind die Auswirkungen auf das Fließverhalten des Werkstoffs im Prozess und damit die Faserorientierungen im späteren Bauteil nur schwer vorhersagbar und mit größeren Streuungen versehen. Da jedoch die Faserorientierung im Bauteil und damit dessen mechanische Belastbarkeit von höchstem Interesse ist, muss untersucht werden, wie sich die Faserorientierungsverteilung eines CF-SMC-Werkstoffs durch die Fließbewegung im bauteilbildenden Pressprozess verändert und welche Auswirkungen dies auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils zur Folge hat.

7.3 Auswirkungen der Fließbewegung auf physikalische Werkstoffeigenschaften

Die Auswertung der Versuche des Kapitels 6.3 im Rahmen der 1D-flow-Untersuchungen zeigen eine Vielzahl verschiedener Effekte, die für eine optimale Prozessführung wichtig sind. Bei der Planung der Versuche werden die Abmessungen der Halbzeugzuschnitte so gewählt, dass in der Querrichtung der Platte möglichst keine Werkstoffbewegung stattfinden kann. Daher wird angenommen, dass in dieser Richtung keine Dehnung auftritt und auch in der Auswertung wird diese Fließrichtung vernachlässigt. Entgegen dieser Annahme zeigen die Ergebnisse der Platte mit $\phi = 100\%$ Dehnungen sowohl in x- als auch in y-Richtung (vgl. Abb. 6.57). Der Algorithmus berechnet hier eine Peakdehnung von $\varepsilon = 10\%$ gegenüber der ursprünglichen Zellgröße. Dieser Fehler ist zum einen darauf zurückzuführen, dass der verwendete Zuschnitt etwas kleiner ($\Delta = 1\text{ mm}$) ausfallen muss als die Kavitätsabmessungen, damit er manuell in der Kavität abgelegt werden kann. Dadurch tritt auch bei der vollständig ausgelegten Platte eine geringe Dehnung des Werkstoffs auf. Zum anderen unterliegt auch die Röntgenbildgebung im Zusammenhang mit Plattengröße und Dichtegradient einer gewissen Unschärfe, wodurch sich in Summe dieser zu vernachlässigende Fehler erklärt.

Trotz dieser Unschärfe in der Auswertung ist es möglich, die Veränderung der Dehnungen bei den unterschiedlichen Belegungsgraden zu detektieren. Bis zu einer FB von $\phi = 60\%$ stellen sich die Dehnungen als sehr homogen dar. Ab $\phi = 40\%$ treten sehr viele unterschiedliche Dehnungen auf. Dieses Verhalten zeigt erste Inhomogenitäten im Dehnungsvorgang. Auffällig ist auch, dass die Kontrastpunkte etwa mittig in der Platte verteilt sind. Rechts und links davon entstehen Bereiche, in denen sich keine Punkte befinden. Bereits bei diesem Belegungsgrad kommt es offenbar zu anderen Effekten im Stack während des Verpressens. Mögliche Erklärungen für die Verteilung der Kontrastpunkte sind in Abb. 7.7 schematisch dargestellt.

1. Einlegeposition im Werkzeug



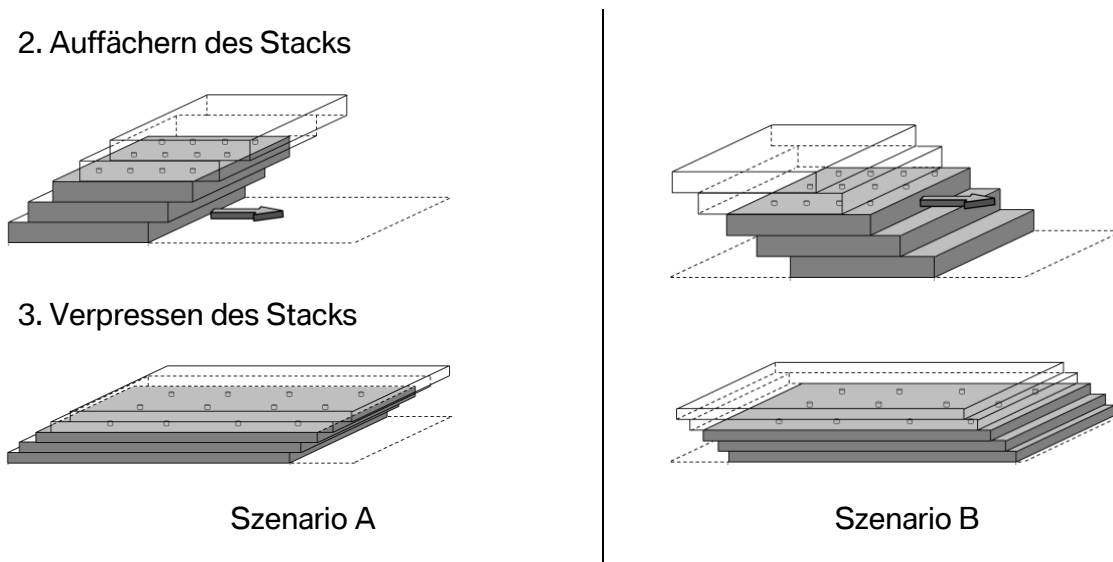


Abb. 7.7: Gegenüberstellung der möglichen Szenarien durch Auffächern des Stacks im Pressprozess

Wie oben dargestellt sind zwei Szenarien denkbar, die zu dem beobachteten Verteilungsbild der Kontrastpunkte führen können. Bei Szenario A gleitet die oberste Lage ab Werkzeugkontakt entlang des Stempels in Richtung der freien Kavität, um dem entstehenden Druck im Stack auszuweichen. In Folge der Reibungskräfte zwischen den einzelnen Lagen werden dabei weitere Lagen gestaffelt mitbewegt. Szenario B beschreibt ein ähnliches Prinzip, jedoch gleitet hier die untere Lage in die x-Richtung unter dem Stack „weg“. Diese Möglichkeit ist die am ehesten plausible, da die untere Lage den zeitlich längsten Werkzeugkontakt hat. Es ist davon auszugehen, dass durch die thermische Einwirkung der Werkzeugoberfläche bereits die Viskosität der Matrix in den untersten Lagen des Stapels herabgesetzt wird. Eine detailliertere Beschreibung dieser Phänomene lässt sich im Rahmen der durchgeführten Versuche nicht durchführen. Bei der geringsten FB von $\phi = 20\%$ zeigt sich jedoch ein ähnliches Bild. Hier sind wiederum deutlich weniger Bildpunkte zur Auswertung verfügbar, jedoch befindet sich die Mehrzahl im Zentrum der Platte. Da bei diesem Belegungsgrad jedoch sehr große Bereiche in ihrem Dehnungszustand nicht zu beschreiben sind, liegt der Fokus der weiteren Diskussionen der Ergebnisse auf den Schemata mit $\phi = 100\% - 40\%$. Die Ergebnisse der Untersuchungen mit $\phi = 20\%$ müssen gesondert betrachtet werden.

Die eingangs bei der Definition des Probenentnahmeplans aufgestellte Hypothese, dass sich die Kennwerte in Abhängigkeit der Entfernung des Orts der Probenentnahme vom Einlegebereich verändern, kann durch die vorliegenden Daten nicht bestätigt werden. Analog zu den Röntgenbildern, die bis 40 %-Flächenbelegung durchaus gleichmäßig gedehnte Bereiche zeigen, beschreiben auch die ermittelten physikalischen Kennwerte homogene Niveaus über die einzelnen Bereiche. Hierbei ist lediglich auffällig, dass die Standardabweichung der Kennwerte mit höherem Dehnungszustand deutlich zunimmt. Auch die Untersuchung des Faservolumengehalts liefert Daten, die im Bereich der verfahrenstechnischen Messgenauigkeit ($\Delta_{FVA} = \pm 2\%$) liegen. Hier ist auch keine Entmischung des Werkstoffs im Pressprozess erkennbar. Dies wäre durch eine lokale Reduzierung oder Erhöhung des Faservolumenanteils oder eine Veränderung der Dichte (siehe C-Scans) zu detektieren.

Betrachtet man die zu $\phi = 100\%$ ausgelegte Platte (vgl. Abb. 6.61), fällt die Anisotropie der

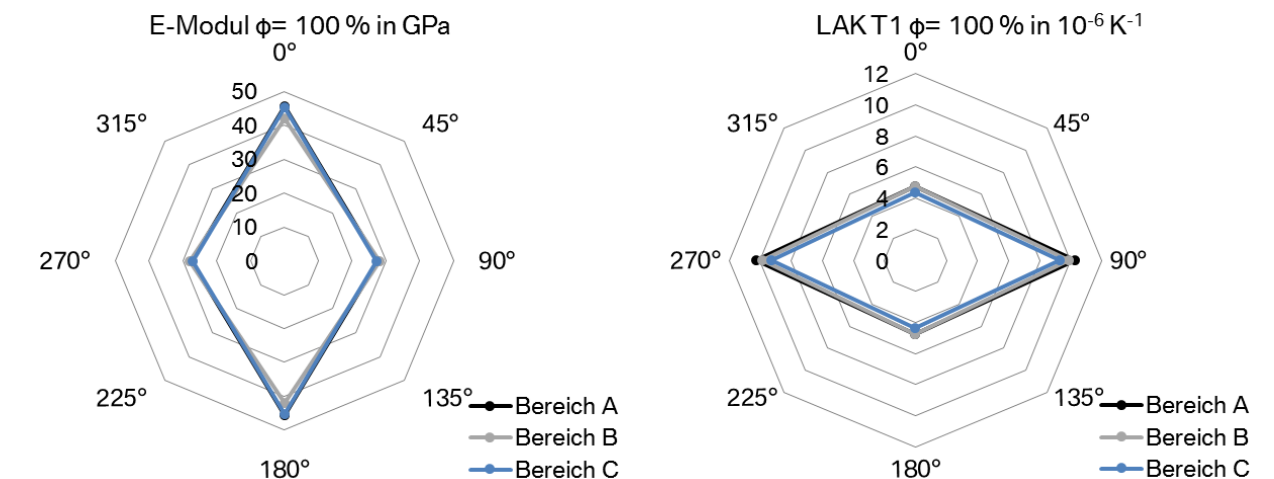
mechanischen Kennwerte zu Gunsten der 0° -Richtung auf. In dieser Richtung der höheren mechanischen Eigenschaften zeigt der thermische LAK analog der Theorie geringe Werte. Die Fasern, die durch ihre bevorzugte Orientierung in die 0° -Richtung der Platte für hohe mechanische Kennwerte sorgen, behindern somit auch in einem Wirrfaserwerkstoff und in den kleinen Abmessungen des Probekörpers die thermische Ausdehnung in diese Vorzugsrichtung so stark, dass dies zu einem signifikanten Unterschied der ermittelten Dehnungen der Proben führt. In Richtung der schwächeren Mechanik werden folglich größere LAK-Werte ermittelt.

Bei einer Belegung der Platten zu $\phi=60\%$ tritt eine Isotropisierung der mechanischen Eigenschaften auf. Diesem Trend folgen auch die LAK-Werte, und es werden vergleichbare Längenänderungen ermittelt.

Dieser Effekt nimmt mit geringerem Belegungsgrad zu. Bei einer Flächenbelegung von $\phi=40\%$ liegt die mechanische Vorzugsrichtung in der 90° -Richtung. Auch in dieser Richtung werden die geringeren Längenänderungen gemessen.

Bei der geringsten Belegung der Werkzeugfläche von $\phi=20\%$ kann dieser Effekt noch ausgeprägter beobachtet werden. Trotz der Anomalien im Röntgen- und US-Bild (vgl. Abb. 6.54 respektive Abb. 6.55) liegt die mechanische Vorzugsrichtung klar in der 90° -Richtung. Hierbei zeigen die Werte des LAK gewisse Inhomogenitäten im Einklang mit der mechanischen Anisotropie.

Eine Möglichkeit zur verständlichen Visualisierung der Veränderung der Vorzugsrichtung in Abhängigkeit der Belegungsgrade des Plattenwerkzeugs bietet das Polardiagramm. Hier sind in Abhängigkeit der Prüfrichtung die ermittelten Werte aufgetragen. Stellt man die E-Moduln der einzelnen Testreihen den detektierten Längenänderungen gegenüber, wird die starke Korrelation der beiden Messmethoden deutlich (vgl. Abb. 7.8).



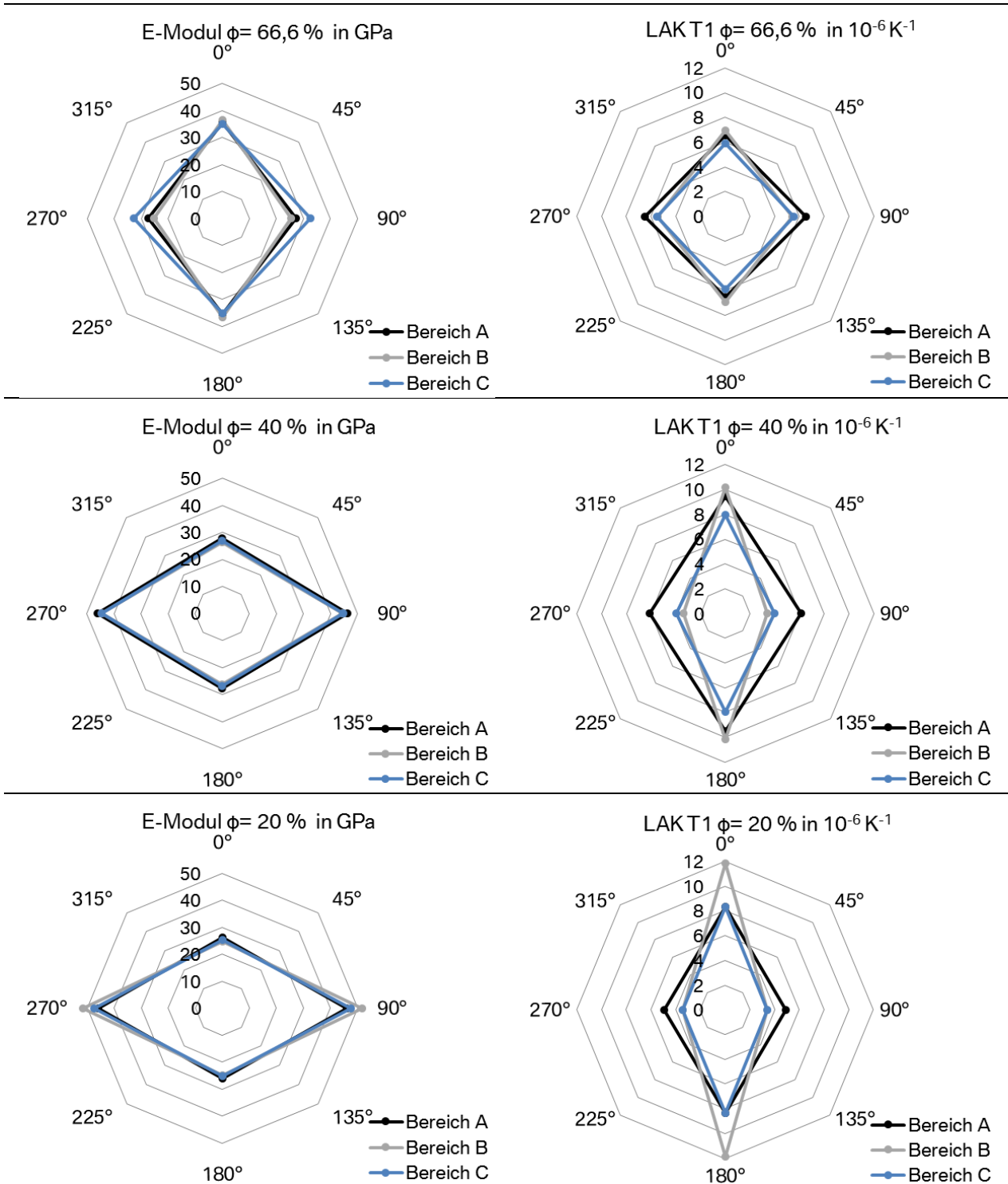


Abb. 7.8: Korrelation der ermittelten E-Moduln mit den LAK T1

In dieser Darstellung repräsentieren die Punktmarkierungen im Polardiagramm die gemessenen Werte. Die Verbindungslinien zwischen den Punkten stellen eine Interpolation der entsprechend orientierten Verstärkungsfasern und deren Kennwerte dar.

Zusammenfassend ist es somit möglich, mit Hilfe der Untersuchung des thermischen LAK-Werts an einer bestimmten Stelle eines Bauteils Aussagen bezüglich der Tendenz der mechanischen Eigenschaften in diesem Bereich zu treffen. Des Weiteren wird mit dieser Untersuchung nachgewiesen, dass die Verstärkungsfasern in CF-SMC-Werkstoffen beim

Verpressen in Richtung der Werkstoffbewegung umorientiert werden. Dies sind wichtige Erkenntnisse für die Definition eines Belegungsschemas für potentielle hochbelastete Bauteile. In Abhängigkeit der Dehnungen, kann nun abgeschätzt werden, wie stark sich die ursprüngliche Faserorientierung im Halbzeug verändern wird. Diese Information ist wiederum als Eingangsgröße für eine Simulation des Pressprozesses und nachgelagert der Simulation des Verzugs des Bauteils beim Aushärten und Abkühlen nach dem Pressen sehr wertvoll. So können nach einem Abgleich der Simulation mit der Realität bereits bei der Werkzeugherstellung bestimmte geometrische Vorhalte eingebracht werden, um einem Bauteilverzug entgegenzuwirken. Dadurch kann die iterative Werkzeuganpassung deutlich verkürzt und Logistik- und Bearbeitungskosten reduziert werden.

7.4 Gesamtinterpretation und Zwischenfazit

Die Ergebnisse der mechanischen Untersuchungen innerhalb des Werkstoffbenchmarks (vgl. Kapitel 6.1.1) zeigen, dass aktuell auf dem Markt erhältliche CF-SMC-Werkstoffe gegenüber der mechanischen Leistungsfähigkeit eines Aluminium-Werkstoffs nicht konkurrenzfähig sind. Innerhalb der Untersuchungen fallen große Unterschiede zwischen 12K- und 50K-Varianten im Bezug auf deren Festigkeiten und Steifigkeiten im Zugversuch auf. Alle Messreihen unterliegen hohen Standardabweichungen und die Zugfestigkeiten der 50K-Werkstoffe bewegen sich auf dem niedrigen Niveau von faserverstärkten Thermoplasten.

Anhand der Ergebnisse der weiterführenden Untersuchungen ab Kapitel 6.1.2 kann gezeigt werden, dass trotz Variation der Faserparameter 12K-Varianten deutlich höhere mechanische Leistungsfähigkeit aufweisen als 50K-Werkstoffe. Zusätzlich zeigen die 50K-Werkstoffe eine stärker ausgeprägte Anisotropie der gemessenen Kennwerte. Es kann gezeigt werden, dass die mechanischen Eigenschaften von CF-SMC-Werkstoffen von den faserbezogenen Parametern, innerhalb der untersuchten Grenzen, bestimmt werden. Dabei wird die Zugfestigkeit maßgeblich von der verwendeten Faserlänge beeinflusst, während der E-Modul direkt vom FMG, bei vollständiger Imprägnierung der Schnitffaserschicht, abhängt. Generell erreichen 12K-Werkstoffe ein höheres Niveau bezüglich der ermittelten Zugfestigkeiten als vergleichbare 50K-Varianten.

Einer auf das verwendete Matrixsystem angepasste Faserschlichte (vgl. Kapitel 6.1.3) kann ein geringer positiver Einfluss auf die Zugfestigkeit des Werkstoffs, jedoch nicht auf Standardabweichung oder E-Modul, nachgewiesen werden. Prinzipiell können die mechanischen Anforderungen an einen zu Aluminiumwerkstoffen konkurrenzfähigen SMC-Werkstoff ohne Veränderung des standardmäßigen Prozesses zur Herstellung der Halbzeuge erreicht werden. Eine Einschränkung hierbei besteht darin, dass dies nur unter Verwendung einer 12K-Faser, nicht jedoch mit einem unmodifizierten Heavy Tow gelingt. Dies liegt vor allem an dem inhomogenen Streubild und den damit verbundenen Fehlstellen im Halbzeug, die zu einer geringen mechanischen Leistungsfähigkeit und hoher Standardabweichung der Kennwerte führen.

Die vorgestellten Methoden zur näheren Beschreibung und Charakterisierung der unterschiedlichen Halbzeuge zeigen deren gravierende Unterschiede. Maßgeblich liegen diese in der morphologischen Struktur des Laminats, aber auch im rheologischen Verhalten des Werkstoffs begründet. Die Werkstoffuntersuchungen auf Faserbündelebene (Kapitel 6.1.4 und Kapitel 6.1.5) bestätigen die eingangs getroffene Forschungshypothese und verdeutlichen, dass eine optimale Ausnutzung der mechanischen Leistungsfähigkeit der eingesetzten Kohlenstofffasern nur erreicht werden kann, wenn die Breite der Faserbündel und damit die

Filamentzahl je Faserabschnitt reduziert wird. Dadurch sinkt die Anzahl der Fehlstellen im Halbzeug und die mechanischen Eigenschaften werden massiv gesteigert. Die Veränderung der Gestalt der Faserteile führt zur Optimierung weiterer charakteristischer Eigenschaften des Halbzeugs. Durch die gesteigerte Benetz- und Imprägnierbarkeit des Faserbettes, erreicht durch dessen höhere Permeabilität bei gleichem FMG, wird die Fließfähigkeit des Halbzeugs positiv beeinflusst. Dies zeigt sich in einem geringeren Widerstand gegen das nicht temperierte Verdrängen im Druckversuch und in geringeren Pressenkräften bei den Untersuchungen am Plattenrheometer. Außerdem wird das Streubild der Fasern homogenisiert, wodurch eine vergleichsweise hohe Isotropie der mechanischen und gleichwohl der rheologischen Eigenschaften eintritt.

Legt man den Fokus auf die Erkenntnisse der Untersuchungen zum Prozessverständnis zeigen die Ergebnisse aus dem Kapitel 6.2, dass die Kompaktierungskraft steigt, wenn die Parameter Schließgeschwindigkeit, FMG und Faserlänge erhöht werden. Analog wird bei Erhöhung dieser Parameter der erreichbare Kompaktierungsgrad des Werkstoffs reduziert. Außerdem kann gezeigt werden, dass auch die Faserhauptorientierung im Halbzeug Auswirkungen auf die Pressenkraft hat. Die verwendeten Kohlenstofffasern werden deutlich leichter quer zu ihrer Längsachse verdrängt als in dieser Richtung, wodurch bei anisotropen Werkstoffen eine signifikante rheologische Vorzugsrichtung im Pressprozess zu erkennen ist. Werden jedoch im Prozess hohe Schließgeschwindigkeiten realisiert, überlagert der Einfluss der hohen Schließgeschwindigkeit auf die Pressenkraft dem der Faserorientierung.

Zusammenfassend kann durch die vorgestellten mechanischen Untersuchungen die Forschungshypothese bezüglich der Fehlstellen im Halbzeug bestätigt werden und Gegenmaßnahmen zur Reduzierung der beschriebenen Inhomogenitäten ergriffen werden. Das Werkstoffverhalten reagiert direkt auf die Variation der untersuchten Parameter. Dadurch erscheint die Reduzierung der Komplexität des Gesamtsystems durch Konzentration auf den faserbezogenen Teilprozess als gerechtfertigt. Auch die gewählten Variationen der einzelnen Parameter erweisen sich zur Erreichung der mechanischen Anforderungen an den zu entwickelnden Werkstoff als zielführend. Parallel wird ein adäquates Methodenset entwickelt, das es ermöglicht, die Auswirkungen der Veränderungen der jeweiligen faserbezogenen Parameter auf das mechanische und rheologische Verhalten des Werkstoffs zu untersuchen und zu charakterisieren. Mit Hilfe der Kontrastmittelmethode kann das spezielle Verhalten von CF-SMC-Werkstoffen im Pressprozess untersucht und visuell nachvollzogen werden. Durch die umfangreichen Untersuchungen des 1D-flows (vgl. Kapitel 6.3) wird ein innovativer Ansatz zur bisher ungelösten Fragestellung der Faserorientierungsmessung in Schnittfaserwerkstoffen aufgezeigt. Wie aus den Ergebnissen ersichtlich, ist es prinzipiell möglich, die Faserumorientierung im Pressprozess durch Korrelation der E-Moduln und der zugehörigen Dehnungszustände zu detektieren. In einem zweiten Schritt kann diese Tendenz durch Vergleich mit den ermittelten thermischen LAK validiert werden. Dank dieser Erkenntnis ist es nun möglich, mit Hilfe der LAK-Messung Aussagen über die Hauptorientierung der Fasern in Bauteilbereichen zu treffen, aus denen keine Proben für mechanische Prüfungen entnommen oder an denen keine sonstigen Methoden zur Bestimmung der Faserorientierung durchgeführt werden können.

8 OPTIMIERUNG DER EIGENSCHAFTEN EINES 50K-WERKSTOFFS

Die Zielsetzung dieses Kapitels besteht in der Entwicklung eines Systems zur Realisierung einer Spreizung und eines Längsschnitts von 50K-Fasern, das direkt in eine Standard SMC-Linie integriert werden kann. Die Versuche in Kapitel 5.1.5 haben gezeigt, dass die Größe und Vereinzelung der Faserbündel einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von CF-SMC-Werkstoffen haben. Daher muss ein maximaler Spreizgrad der Fasern erreicht werden, um die mechanischen Eigenschaften zu optimieren. Einen limitierenden Faktor stellen dabei die sogenannten Cross-Over Filamente (COF) oder das Entanglement (engl. Verwicklung, Verstrickung) innerhalb des Rovings dar [121–123]. Dies sind Filamente, deren Verlauf sich im Faserstrang unregelmäßig über dessen Breite verändert. Liegen viele dieser COF in einem Faserstrang vor, zeigen Kohlenstofffasern das Bestreben, nach einer mechanischen Spreizung innerhalb kurzer Zeit wieder zu ihrer Ursprungsbreite zurückzukehren. Da dieser Effekt bei den folgenden Versuchen nicht erwünscht ist, werden die COF durch einen Längsschnitt nach der Spreizung durchtrennt und somit ein konstanter Spreizgrad der Fasern sichergestellt. Mit einer Vorrichtung, die eine Spreizung und einen Längsschnitt der Fasern realisiert, werden CF-SMC-Werkstoffe unter Verwendung der 50K-ACF-Faser hergestellt und anhand von Zugversuchen die mechanischen Eigenschaften bestimmt. Um die Auswirkungen der Veränderung der Faserintegrität auf die rheologischen Eigenschaften der Werkstoffe zu untersuchen, werden anschließend Kompaktierungsversuche und Analysen am Plattenrheometer durchgeführt.

Neben der Spreizeinheit werden zusätzliche Hilfsmittel in die vorhandene SMC-Linie des Herstellers B integriert. Zur Kontrolle der seitlichen Bewegungen der Fasern beim Abwickeln von den Spulen wird ein Gattersystem benötigt, das die gewünschte Anzahl der Faserspulen abhängig von der jeweiligen Produktionsbreite der SMC-Linie aufnehmen kann. Bei der CF-Tapeherstellung kommen geeignete Systeme bereits zum Einsatz und können leicht angepasst übernommen werden. Die laterale Bewegung der Fasern beim Abwickeln von den horizontal gelagerten Kernen wird bei diesen Gattern durch hintereinander angeordnete Rollenpaare abgefangen. Zwischen diesen werden die Fasern geführt und exakt an die SMC-Linie übergeben. Mit Hilfe der an den Lagerpunkten der Rollenaufnahmen angebrachten Bremsen kann ein Widerstand gegen das Abwickeln eingestellt werden. Dieser Widerstand reguliert die Faserspannung zwischen Spule und Schneidwerk. Dank dieser Einrichtung zur Kontrolle der Fasern ist es nun möglich, die Breite der Rovings zu justieren.

Es stellt sich heraus, dass die Rovingbreite in Abhängigkeit der Fadenspannung bei der Aufwicklung der Fasern nach deren Produktion geringfügig variiert ($\Delta_b = 3 \text{ mm}$). Um eine konstante Breite aller Rovings, die geschnitten werden, sollen zu definieren, wird eine statische Spreizeinrichtung eingesetzt. Bei diesen sogenannten statischen Muschelspreizern werden in die Mantelfläche eines zylindrischen Stahlstabes ($d = 40 \text{ mm}$) Rillen eingefräst, die von einer definierten Anfangsbreite ($b_1 = 20 \text{ mm}$) fächerförmig auseinanderlaufen und bei einer festen Ausgangsbreite ($b_2 = 40 \text{ mm}$) enden (vgl. Abb. 8.1).

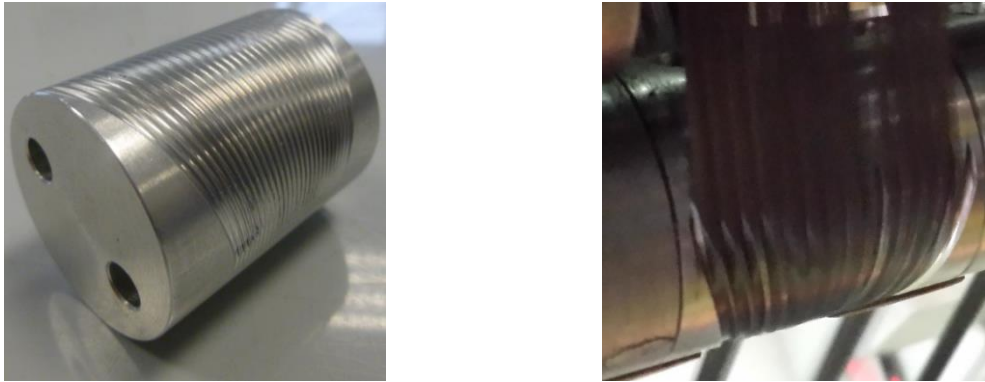


Abb. 8.1: Darstellung des statischen Muschelspreizers (links) und die Spreizwirkung auf die Faser (rechts)

Ausgehend von der so konstant gespreizten Faser können nachgelagert die COF entfernt werden. Dies gelingt durch den Einsatz von rotierenden Schneidmessern, die auf einer Gummiwalze abrollen. Durch anpassbare Scheiben zwischen den Messern kann die Breite der Teilroving eingestellt werden. Es erscheint sinnvoll, den Spreiz- und den Schneidschritt unmittelbar hintereinander zu applizieren, um Veränderungen der Rovingbreite durch den Einfluss der nach dem Spreizen noch vorhandenen COF zu minimieren. Beide Funktionen werden in eine kompakte Einheit integriert. Schematisch ist der Aufbau in Abb. 8.2 dargestellt.

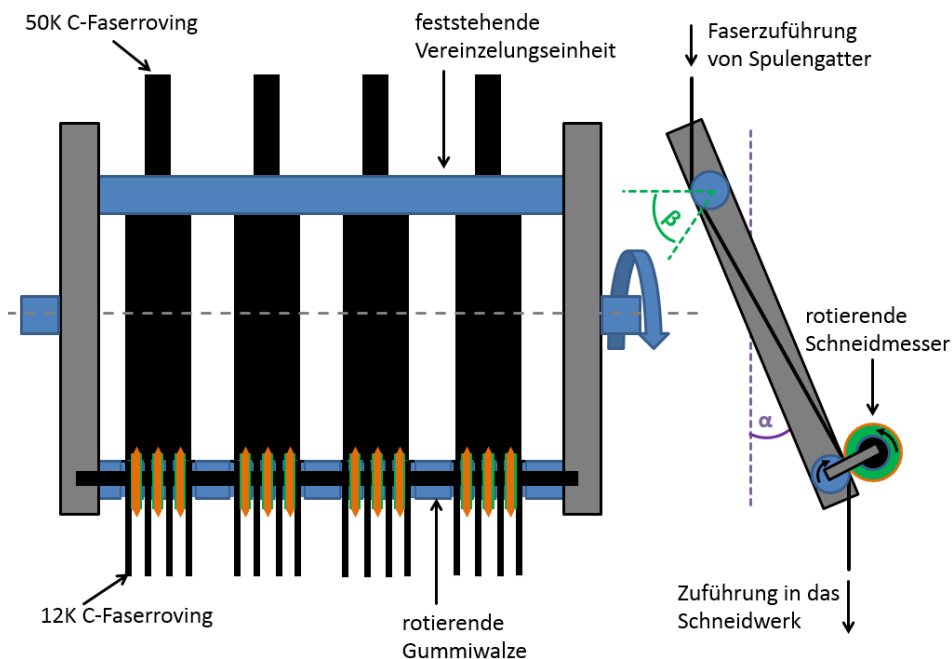


Abb. 8.2: Schematische Darstellung der Spreiz-Schneideinheit

Die schematische Darstellung zeigt den Aufbau der Einrichtung exemplarisch für vier Faserstränge. Zur Abdeckung der gesamten Produktionsbreite der SMC-Anlage können beliebig viele dieser Elemente aneinander gereiht werden. Außerdem kann durch Variation der Abstände zwischen den rotierenden Schneidmessern die Rovingbreite und damit die Anzahl der Teilstränge definiert werden.

Der beschriebene Aufbau wird bei Firma B in die bestehende Anlage integriert. Nach Vorversuchen zur Findung des optimalen Umschlingungswinkels und der Fadenspannung

erfolgt die Compoundierung von zwei Versuchswerkstoffen unterschiedlicher Fasermasse. Dabei wird das Standard VE-Harz der Firma B zur Imprägnierung der Schnitffaserschicht verwendet (analog Kapitel 5.1.3) Zur Verbesserung der Isotropie des Werkstoffs wird bei der Produktion der dritten Werkstoffvariante eine sogenannte Pickerwalze in die Fallstrecke der Fasern integriert. Diese gegen die Fallrichtung der Fasern rotierende mit Metallstiften ausgestattete Walze ($U = 1000 \text{ 1/min}$) zerschlägt die Einzelfilamente und homogenisiert dabei das Streubild der Fasern. In Tab. 8.1 sind die Konfigurationen der Versuchsbatches aufgeführt.

Tab. 8.1: Konfiguration der 50K-Werkstoffe mit Spreiz-Schnitt

Parameter	Werkstoff 1	Werkstoff 2	Werkstoff 3
FMG	58 M%	61 M%	59 M%
I_F	1“&2“	1“&2“	1“&2“
U	-	-	1000 1/min

Die entsprechenden Halbzeuge werden, wie in Kapitel 4.1 beschrieben, hergestellt, auf Pappkerne aufgewickelt und unter kontrollierten Bedingungen zur Reifung gelagert. Die Prüfplattenherstellung wird nach der in Kapitel 4.2 beschriebenen Methode unter Verwendung des Plattenwerkzeugs Nr. 2 (vgl. Abb. 4.1 b) durchgeführt. Die Plattenherstellung erfolgt analog des Vorgehens in Kapitel 5.1.3, daher finden sich die Prozessparameter in Tab. 5.9 und die Darstellung der Zuschnitte in Abb. 5.4. Entsprechend wird der gleiche Probenentnahmeplan (vgl. Abb. 5.5), die gleichen Prüfbedingungen (vgl. Tab. 5.6) und Prüfeinrichtungen verwendet.

Die Untersuchungen des Werkstoffverhaltens beim Verpressen werden durch die Anwendung der Methode der Kompaktierung (vgl. 4.4.1) und des Pressrheometers (vgl. 4.4.2) untersucht. Dabei werden die folgenden Parameter gewählt.

Tab. 8.2: Parameter der Kompaktierungsversuche

Parameter	Einstellung
d_P	30 mm
V_T	0,5/1,0/3,0 mm/s
n_L	4
n_W	7
m_P	8 g \pm 10 %

Tab. 8.3: Parameter der Versuche am Plattenrheometer

Parameter	Einstellung
a_P	100 mm
V_S	0,5/1,5/3,0 mm/s
n_L	4
n_W	4
m_P	110 g \pm 10 %

Die Ergebnisse werden in Kapitel 8.1 dargestellt und mit den Ergebnissen aus Kapitel 6.1.5 und

Kapitel 6.2 zur Einordnung und Analyse des Einflusses des Spreizschnitts auf die charakteristischen Eigenschaften verglichen.

8.1 Mechanische Eigenschaften des optimierten 50K-Werkstoffs

Die Ergebnisse dieser Testreihe sind in Abb. 8.3 in Form eines prozentualen Vergleichs mit Al-Druckguss anhand eines Balkendiagramms dargestellt. Zum Vergleich sind die Ergebnisse des ungespreizten Werkstoffs aus Kapitel 5.1.4 zur Darstellung des mechanischen Niveaus der Basisvariante mit aufgeführt.

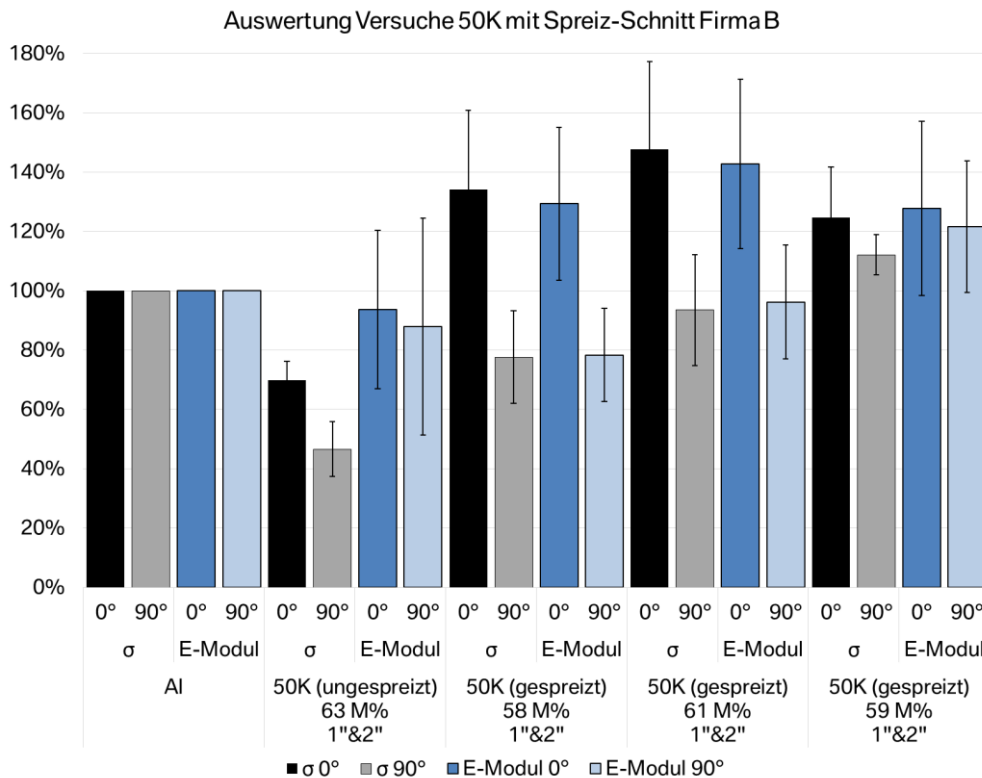


Abb. 8.3: Darstellung des prozentualen Vergleichs der Werkstoffe mit gespreizter Faser bezogen auf Al-Druckguss

Anhand dieser Darstellung wird deutlich, dass trotz eines geringeren FMG ($\Delta_{\text{FMG}} = -5 \text{ M\%}$) der erste Werkstoff mit gespreizter Faser gegenüber dem ungespreizten höhere mechanische Kennwerte aufweist. Der E-Modul steigt in Produktionsrichtung um $\Delta_{\text{E}0} = +30 \text{ \%}$ gegenüber dem Benchmark Al-Druckguss, jedoch fallen die Mittelwerte der 90°-Richtung etwas geringer aus ($\Delta_{\text{E}90} = -10 \text{ \%}$). Betrachtet man die Zugfestigkeit, wird der große Einfluss der Spreizung und Längsteilung der 50K-Faser deutlich. In Produktionsrichtung erhöhen sich hierbei die Kennwerte im Mittel um $\Delta_{\sigma 0} = +65 \text{ \%}$, was fast einer Verdopplung des mechanischen Niveaus entspricht. Quer dazu fällt dieser Effekt etwas geringer mit einer Erhöhung von $\Delta_{\sigma 90} = +30 \text{ \%}$ aus. Die Anisotropie des Werkstoffs beträgt $\vartheta_{\text{E}} = 1,65$ in Bezug auf die Steifigkeit und $\vartheta_{\sigma} = 1,73$ bezüglich der ermittelten Zugfestigkeit, was einer starken Vorzugsorientierung in Produktionsrichtung entspricht (vgl. Abb. 6.63).

Bei der Herstellung des zweiten Werkstoffs mit der Spreizeinrichtung erfolgt eine Optimierung des Umschlingungswinkels und damit des Spreizgrades. Zusätzlich wird eine etwas höhere FMG von $\text{FMG} = 61 \text{ M\%}$ eingestellt. Darauf reagieren beide mechanischen Kennwerte positiv.

Gegenüber dem Werkstoff mit ungespreizter Faser wird trotz einer Differenz von $\Delta_{\text{FMG}} = -2 \text{ M\%}$ der Fasermasse, ein höherer E-Modul in beiden Prüfrichtungen ($\Delta_{\text{E0}} = +50 \text{ \%}$ bzw. $\Delta_{\text{E90}} = +10 \text{ \%}$) erreicht. Die Werte der Zugfestigkeit werden durch die Maßnahmen verdoppelt und erhöhen sich um $\Delta_{\sigma 0} = +78 \text{ \%}$ respektive $\Delta_{\sigma 90} = +47 \text{ \%}$ in Bezug auf den Benchmark Al-Druckguss. Die Anisotropie des Werkstoffs beträgt $\vartheta_{\text{E}} = 1,48$ in Bezug auf die Steifigkeit und $\vartheta_{\sigma} = 1,58$ bezüglich der ermittelten Zugfestigkeit, was einer Vorzugsorientierung in Produktionsrichtung entspricht (vgl. Abb. 6.63).

Wie beschrieben kommt beim letzten Versuchswerkstoff eine Pickerwalze zum Einsatz ($>1000 \text{ 1/min}$). Durch deren Einsatz wird die Isotropie deutlich verbessert. Um die Fließfähigkeit zu optimieren, wird der Faseranteil auf $\text{FMG} = 59 \text{ M\%}$ eingestellt, da selbst bei $\text{FMG} = 58 \text{ M\%}$ der Benchmark Al-Druckguss im Mittel der ermittelten Werte erreicht wird. Bezogen auf diesen Mittelwert erhöht sich das mechanische Niveau um $\Delta_{\text{E0}} = +55 \text{ \%}$ bzw. $\Delta_{\text{E90}} = +65 \text{ \%}$ gegenüber der Variante mit ungespreizter Faser. Betrachtet man die Zugfestigkeit des Werkstoffs werden in beiden Richtungen die mechanischen Werte um etwa $\Delta_{\sigma} = +34 \text{ \%}$ erhöht. Die Anisotropie des Werkstoffs beträgt $\vartheta_{\text{E}} = 1,05$ in Bezug auf die Steifigkeit und $\vartheta_{\sigma} = 1,11$ bezüglich der ermittelten Zugfestigkeit, was für eine vergleichsweise gute Isotropie des mechanischen Verhaltens spricht (vgl. Abb. 6.63).

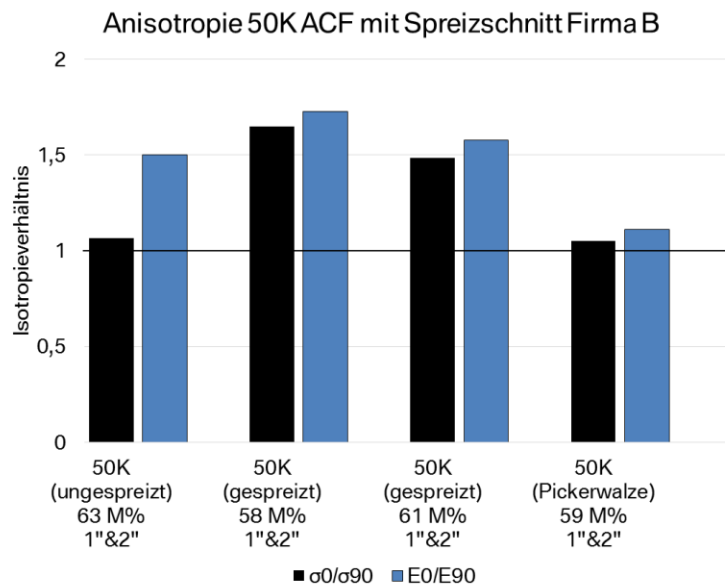


Abb. 8.4: Vergleich der Anisotropie der gespreizten 50K-Werkstoffe

Zusammenfassend kann aus den durchgeführten Untersuchungen geschlussfolgert werden, dass durch eine Spreizung und Längsteilung der 50K-Fasern hohe Zugfestigkeiten realisierbar sind. Außerdem wirkt sich der Einsatz einer Pickerwalze in der Fallstrecke zur Verwirbelung der Faserabschnitte positiv auf die mechanische Isotropie des Werkstoffverhaltens aus. Bei hohem Spreizgrad, dem Einsatz der Pickerwalze, einer Faserlängenkombination von $l_{\text{F}} = 1" \& 2"$ und einem Faseranteil von $\text{FMG} = 59 \text{ M\%}$ kann das mechanische Niveau des metallischen Benchmarks Al-Druckguss bei einer Dichte von $\rho = 1,47 \text{ g/cm}^3$ in alle Prüfrichtungen übertroffen werden. Um dies zu veranschaulichen, sind die ermittelten Kennwerte des leistungsfähigsten 12K-Toray-Werkstoffs und der optimierten 50K-ACF-Variante bezogen auf den metallischen Benchmark in Abb. 8.5 nochmals in Form eines Balkendiagramms dargestellt.

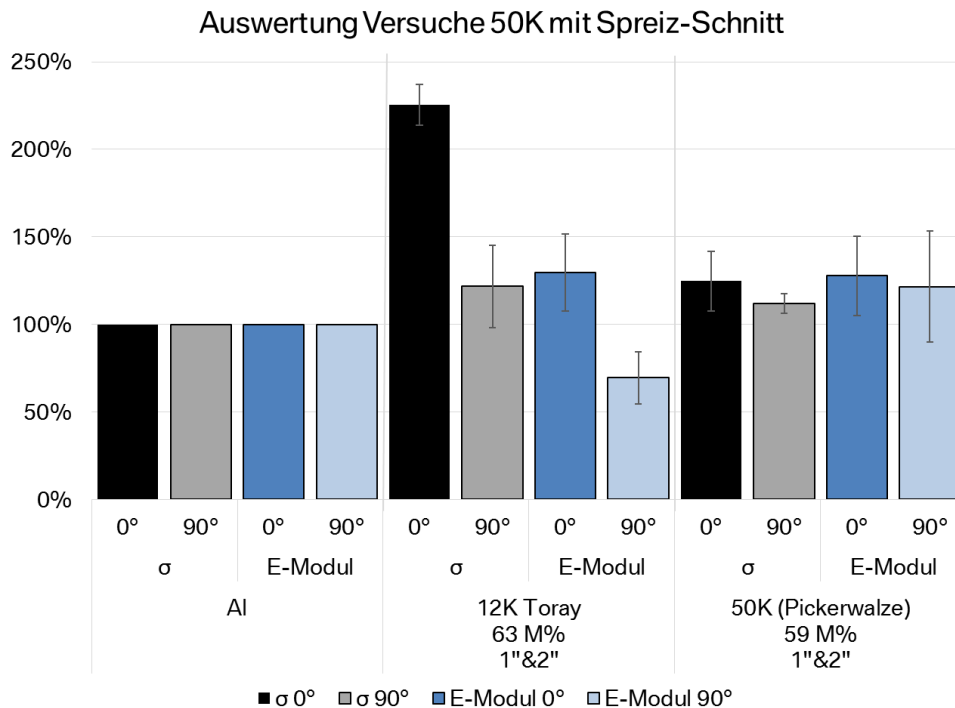


Abb. 8.5: Prozentualer Vergleich der optimierten Werkstoffe gegenüber Al-Druckguss

Anhand dieser Gegenüberstellung der entwickelten Werkstoffe werden deren spezifische Unterschiede deutlich. Beide Werkstoffe übertreffen den metallischen Benchmark in Bezug auf die getesteten mechanischen Kennwerte. Zwar erreicht die 12K-Toray-Variante extrem hohe Zugfestigkeiten in Produktionsrichtung, jedoch fallen die Kennwerte quer zu dieser Richtung ab. Die ermittelten Zugsteifigkeiten liegen im Mittel unter dem geforderten Niveau. Die mechanischen Kennwerte des 50K-Werkstoffs liegen auf einem niedrigeren Niveau, zeigen jedoch ein deutlich isotropes Verhalten. Die mechanischen Eigenschaften dieser entwickelten Variante liegen in allen geprüften Richtungen über dem metallischen Benchmark.

8.2 Rheologische Eigenschaften des optimierten 50K-Werkstoffs

Zur Untersuchung der rheologischen Eigenschaften des optimierten 50K-Werkstoffs ($l_F = 1" \& 2"$, FMG= 59 M%, Pickerwalze) folgt die Durchführung von Versuchen am Plattenrheometer (vgl. Kapitel 4.4.2). Bei drei verschiedenen Pressengeschwindigkeiten ($V_S = 0,5-3 \text{ mm/s}$) werden die notwendigen Kräfte zur Verdrängung des Werkstoffs in Abhängigkeit der Pressenposition aufgezeichnet. Die Auswertungen der einzelnen Versuche sind im Anhang unter Kapitel 13.4 dargestellt. An dieser Stelle soll jedoch direkt der Vergleich der Kraftverläufe bei den unterschiedlichen Schließgeschwindigkeiten dargestellt werden.

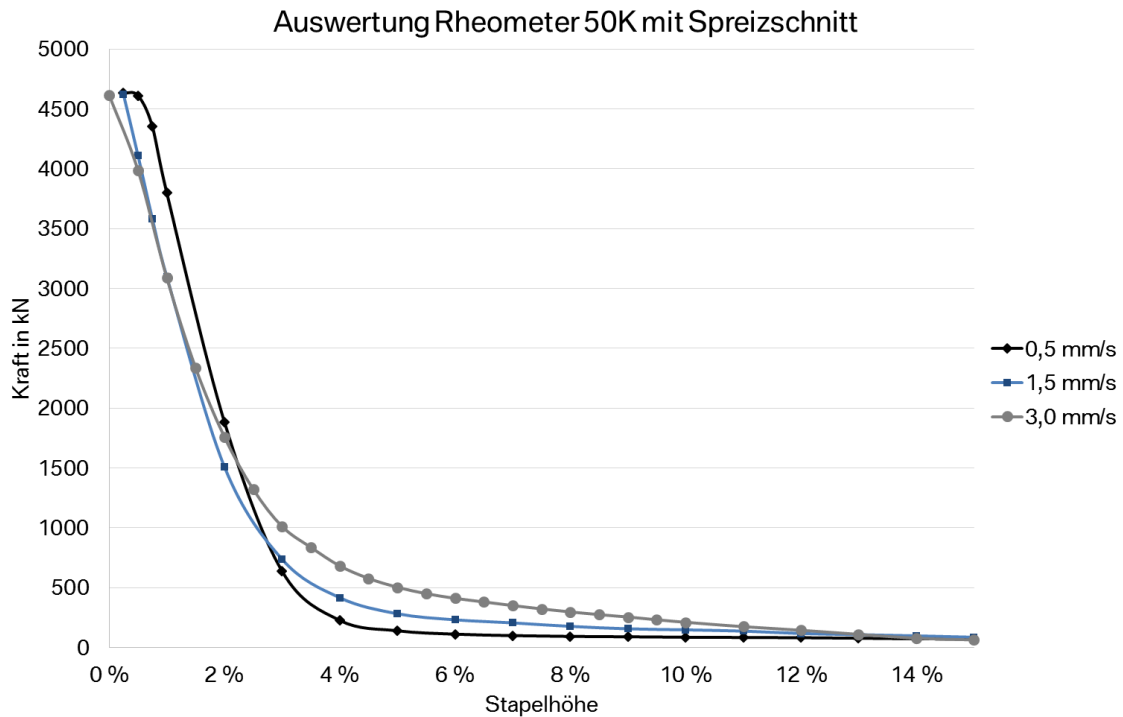


Abb. 8.6: Ergebnisse der Rheometerversuche des optimierten 50K-Werkstoffs ($n_L = 4$)

Anhand dieser Darstellung wird die Geschwindigkeitsabhängigkeit des Widerstandes gegen das Verpressen deutlich. Die Kraft, die notwendig ist, um den Werkstoff zu verdrängen, steigt mit zunehmender Schließgeschwindigkeit der Presse. Damit zeigt der Werkstoff ein prinzipiell CF-SMC-typisches rheologisches Verhalten. Das isotrope mechanische Verhalten des Werkstoffs zeigt sich außerdem in der Gestalt des Pressergebnisses (vgl. Abb. 8.7).



Abb. 8.7: Darstellung des gepressten 50K-Werkstoffs

Der Werkstoff zeigt keine explizite Vorzugsrichtung bei der freien Verdrängung durch das offene Plattenrheometer, sondern füllt dessen Kreisfläche gleichmäßig aus. Dieses Verhalten unterscheidet sich explizit von dem des 12K-Werkstoffs. Daher ist es naheliegend, die ermittelten Daten des Rheometerversuchs der beiden Werkstoffe bei gleicher Geschwindigkeit der Presse miteinander zu vergleichen. In Abb. 8.8 geschieht dies anhand der Daten des Versuchs bei einer Geschwindigkeit von $V_S = 1,5 \text{ mm/s}$ und einer Lagenanzahl von $n_L = 6$.

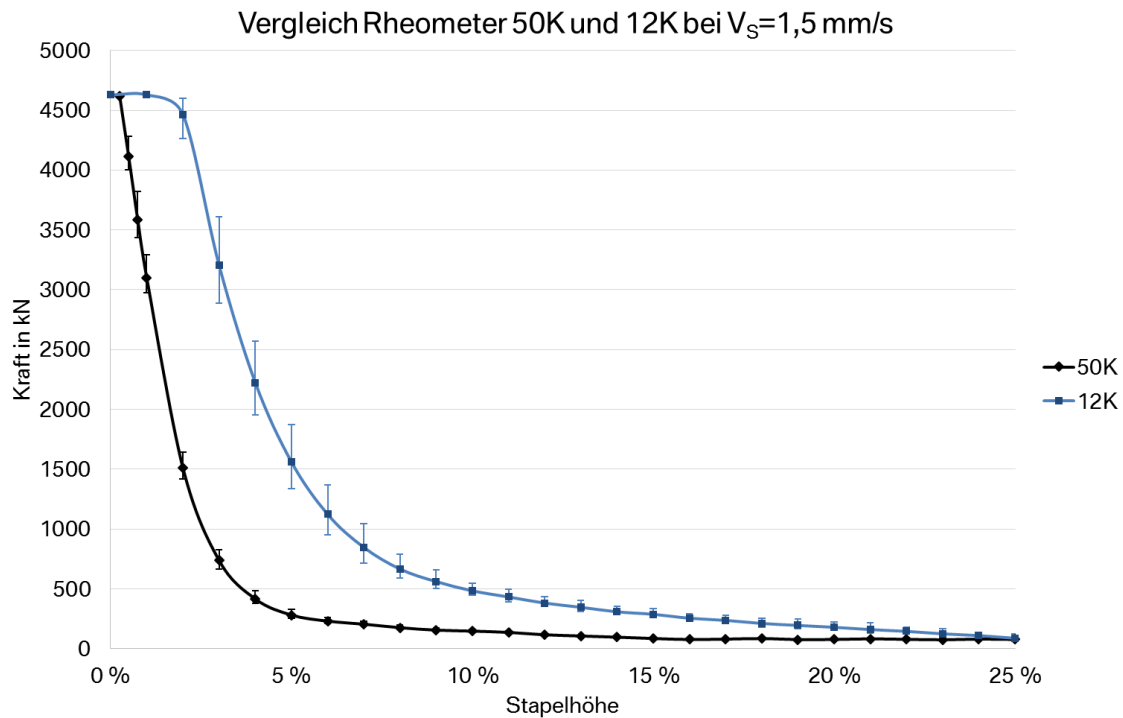


Abb. 8.8: Vergleich der Kraftverläufe der 12K- und 50K-Variante ($V_S = 1,5 \text{ mm/s}$)

Anhand der Darstellung kann man einen Unterschied in der für die Verdrängung der beiden Werkstoffe notwendigen Kraft erkennen. Bei einer Höhe von $h_P = 3 \text{ mm}$ beträgt dieser Unterschied etwa $\Delta_F = +150 \text{ kN}$. Damit lässt sich die gespreizte 50K-Faser deutlich leichter verdrängen als dies bei vergleichbarem FMG der 12K-Toray-Variante geschieht.

Analog der Versuche in Kapitel 5.2.1 erfolgt die Durchführung von Kompaktierungsversuchen bei den verschiedenen Traversengeschwindigkeiten unter Verwendung einer Standard-Druckprüfmaschine. Die Ergebnisse der einzelnen Versuche sind im Anhang zu diesem Kapitel aufgeführt (Kapitel 13.4). An dieser Stelle wird direkt auf den Vergleich der gemittelten Kraftverläufe bei den Prüfgeschwindigkeiten eingegangen (vgl. Abb. 8.9).

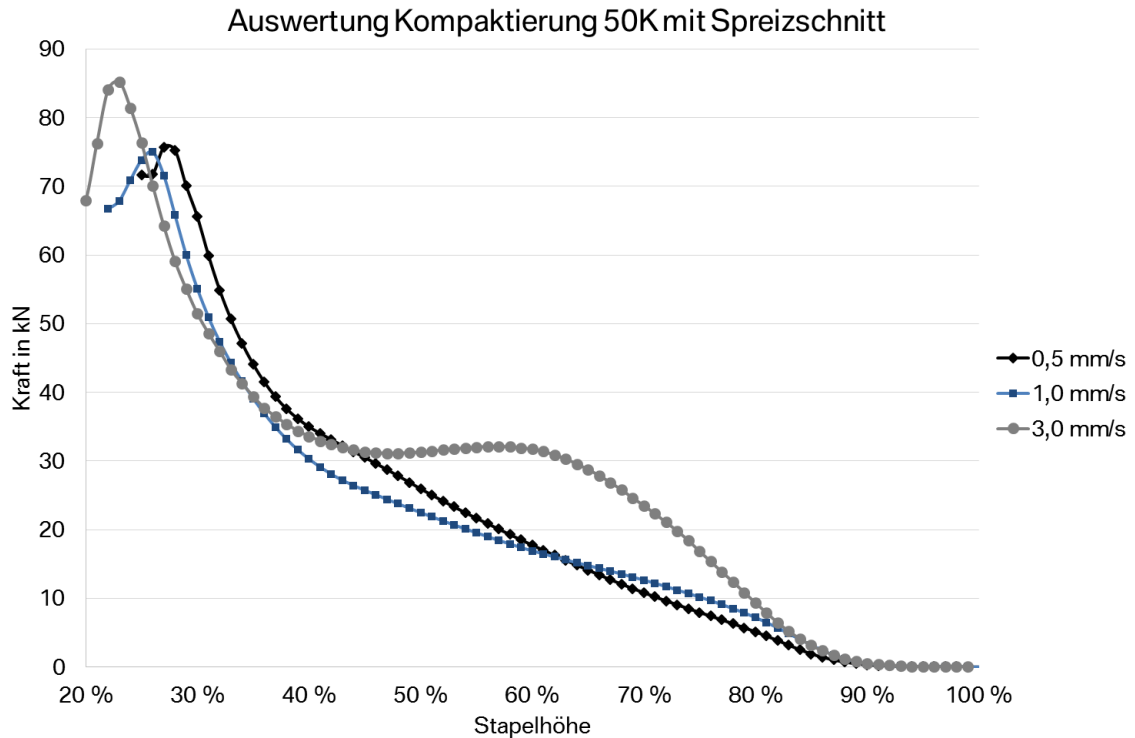


Abb. 8.9: Gegenüberstellung der Kompaktierungsversuche bei verschiedenen Traversengeschwindigkeiten

Ähnlich zum Verhalten des 12K-Struktur-SMC kann aus obigem Diagramm eine Abhängigkeit der Kraft von der Traversengeschwindigkeit abgelesen werden. Bei der geringsten Traversengeschwindigkeit ($V_T = 0,5 \text{ mm/s}$) steigt die Kraft ab einer Kompaktierung von 10 % fast linear an. Bis zu einer Kompaktierung von 37 % liegt das Kraftniveau dieser Geschwindigkeit unter dem bei doppelter Geschwindigkeit gemessenen. ($V_T = 1,0 \text{ mm/s}$). Bei einer Stapelhöhe von $h = 43 \%$ beträgt der Unterschied im Kraftverlauf zwischen $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$ und $V_T = 1,0 \text{ mm/s}$ im Mittelwert $\Delta_F = +2,8 \text{ kN}$. Mit zunehmender Geschwindigkeit bildet sich ein Zwischenmaximum der Kraft aus, auf das eine plateauähnliche Phase folgt. Bei etwa $h = 63 \%$ der Stapelhöhe beträgt die auftretende Kraft $F_1 = 16 \text{ kN}$ bei $V_T = 0,5 \text{ mm/s}$ und $V_T = 1,0 \text{ mm/s}$, während bei $V_T = 3 \text{ mm/s}$ etwa $F_2 = 30,3 \text{ kN}$ gemessen werden. Dies entspricht einem Kraftanstieg von $\Delta_F = +14,3 \text{ kN}$ bei einer Verdreifachung der Geschwindigkeit.

Zusammenfassend kann durch die aufgeführten Untersuchungen eine Abhängigkeit der benötigten Kraft von der Traversengeschwindigkeit nachgewiesen werden. Diese Koppelung der Parameter beim Werkstoff mit den gespreizten 50K-Fasern ist jedoch nicht so stark ausgeprägt wie beim 12K-Struktur-SMC. Zum Vergleich des Kraftverlaufs beim 50K-Werkstoff mit Spreizschnitt wird dieser zusammen mit den Daten des 12K-Struktur-SMCs aus Kapitel 6.2.1 dargestellt. Anhand eines Liniendiagramms kann so das Werkstoffverhalten bei einer Kompaktierungsgeschwindigkeit von $V_T = 1 \text{ mm/s}$ verglichen werden.

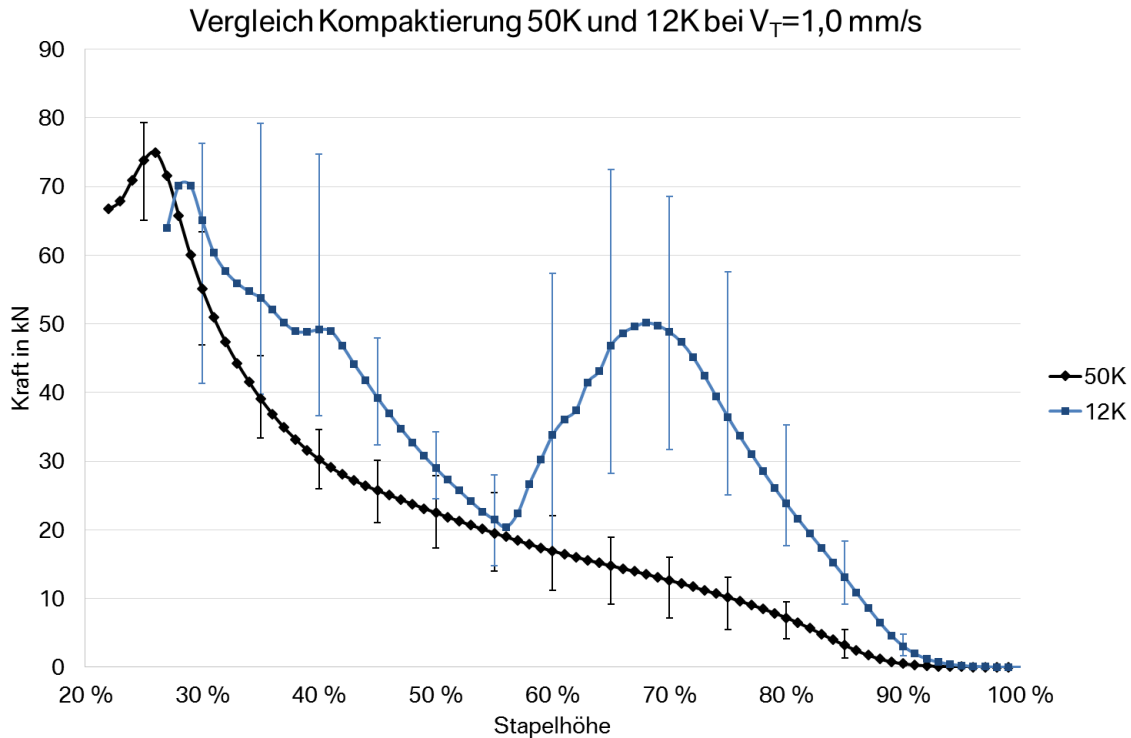


Abb. 8.10: Vergleich der Kraftverläufe des 12K-Struktur-SMC und des 50K-Systems mit Spreizschnitt

Die beiden Werkstoffe unterscheiden sich im FMG ($\Delta_{FMG} = 4$ M%) und in der Art der verwendeten Faser. Deutlich zu erkennen ist, dass das generelle Kraftniveau das zum Verdrängen des Werkstoffs bei $V_T = 1,0$ mm/s nötig ist, beim 12K-Struktur-SMC deutlich höher ist. Bei einer Stapelhöhe von $h = 68$ % beträgt der Kraftunterschied der Ausgleichskurven $\Delta_F = +36,61$ kN. Außerdem bilden sich bei der gespreizten 50K-Variante keine Zwischenmaxima der Kraft aus, wie dies beim 12K-Struktur-SMC zu erkennen ist. Zusätzlich existiert bei der Darstellung der Versuchsreihen des 50K-Werkstoffs ein deutlich engerer Vertrauensbereich als beim 12K-Struktur-SMC, und die äußere Gestalt des Kurvenverlaufs beschreibt einen harmonischeren Anstieg der Prüfkraft.

8.3 Die Maximierung der mechanischen Eigenschaften

Die Ergebnisse der Versuche aus Kapitel 8.1 zeigen die Möglichkeit, durch Spreizung und Aufteilung des 50K-Rovings in Teilstränge geringerer Filamentanzahl einen Werkstoff herzustellen, dessen mechanische Leistungsfähigkeit bei Zugbelastung mit Aluminiumwerkstoffen konkurrieren kann. Aus der Summe der durchgeführten Versuche wird eine optimierte Konfiguration mit einer Faserlängenkombination von $l_F = 1'' \& 2''$ bei einem Fasermassengehalt von $FMG = 59$ M% definiert. Durch den Einsatz einer rotierenden Pickerwalze in der Fallstrecke der geschnittenen Faserabschnitte kann zum einen die Filamentisierung der Faserteilstränge unterstützt und zugleich die Isotropie der mechanischen Eigenschaften verbessert werden.

In den Untersuchungen der rheologischen Eigenschaften anhand der Versuche unter Verwendung des Plattenrheometers (Kapitel 8.2) zeigt das 50K-System ein für CF-SMC-Werkstoffe typisches Verhalten. Auch bei diesem Werkstoff ist eine Abhängigkeit der zur Verdrängung des Halbzeugs erforderlichen Kraft von der Schließgeschwindigkeit zu

beobachten. Jedoch fällt dieser Effekt deutlich geringer im Vergleich zum 12K-Struktur-SMC aus. Bei den Analysen zeigt die ermittelte Kraft einen homogenen, zu Beginn langsam steigenden Verlauf, der nur geringe Schwankungen zwischen den einzelnen Messreihen zeigt (vgl. Abb. 8.6). Dies spricht für eine homogene Faserverteilung ohne Bereiche von Faseranhäufungen (Dickstellen) oder matrixreichen Domänen (Löcher). Auch das Pressergebnis zeigt eine homogene Fließbewegung des Werkstoffs durch die Ausbildung einer kreisrunden Platte. Insgesamt zeigen sich im direkten Vergleich zum 12K-Struktur-SMC ein deutlich geringeres Kraftniveau und geringere Streuungen. Dieser Effekt ist eindrucklich anhand der Kraftüberhöhung bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S = 1,5 \text{ mm/s}$ in Abb. 8.8.

Im Kompaktierungsversuch, der deutlich sensitiver auf inhomogene Faserverteilungen im Halbzeug reagiert, bestätigt sich das homogene Verhalten des 50K-Werkstoffs. Bei niedrigen Geschwindigkeiten zeigt sich ein annähernd linearer Kraftverlauf, was für gute Gleiteigenschaften, wenig Trockenstellen und geringe Faser-Faser-Blockaden im Halbzeug spricht. Erst bei einer Traversengeschwindigkeit von $V_T = 3 \text{ mm/s}$ bildet sich ein Zwischenmaximum aus, das bei Werkstoffen mit sehr hohem Fasermassenanteil im Gegensatz dazu bereits bei geringeren Geschwindigkeiten auftritt (vgl. Abb. 8.9).

Insgesamt kann durch die Maßnahmen der Spreizung, Vereinzelung und Isotropierung ein CF-SMC-Werkstoff definiert werden, der hohe mechanische Eigenschaften annähernd in allen Richtungen der getesteten Platten aufweist. Auch die rheologischen Eigenschaften des Werkstoffs zeigen keine Vorzugsrichtung und die für einen SMC-Werkstoff kritische Fließfähigkeit im bauteilbildenden Pressprozess ist vergleichbar mit Werkstoffen, die deutlich geringere Faseranteile und damit niedrigere mechanische Eigenschaften aufweisen.

9 OPTIMIERUNGSPOTENTIALE DES CF-SMC-HERSTELLPROZESSES

Die Summe der Erkenntnisse, die aus den beschriebenen Versuchen gesammelt werden können, bestätigt die Annahme, dass der faserbezogene Teilprozess den Hauptfaktor bei der Herstellung eines Hochleistungs-CF-SMCs darstellt. Nur wenn die verschiedenen Wechselwirkungen bekannt und kontrollierbar sind, ist es möglich, auch unter der Verwendung von Heavy Tows Werkstoffe hoher mechanischer Leistungsfähigkeit zu produzieren. Voraussetzung hierfür ist, ist die Spreizung und Unterteilung in Teilstränge geringerer Filamentzahl vor dem Querschneiden der Fasern.

Der bisher eingesetzte Prozess zur Halbzeugherstellung, der generell dem der Glasfaser-SMC-Herstellung gleicht, stellt damit keine adäquate technische Lösung dar. Dies liegt in erster Linie an der besonderen Lieferform der Kohlenstofffasern. In der Industrie werden hauptsächlich Glasfaserspulen verwendet, bei denen durch spezielle Wickeltechnik ein Abzug des Rovings vom Inneren der Spule möglich ist. Dadurch kann eine kontinuierliche Produktion ermöglicht werden, da das Ende der Vorgängerspule direkt an den Anfang der nächsten Spule geknüpft werden kann. Im Gegensatz dazu werden Kohlenstofffasern bei der Produktion meist auf hohle Pappkerne aufgewickelt, wodurch ein Innenabzug nicht möglich ist (siehe Abb. 9.1).



Abb. 9.1: Vergleich der Packungsformen der verschiedenen Verstärkungsfasern
 a) E-Glas, 2400tex (R&G Faserverbundwerkstoffe GmbH)
 b) Sigrafil 50K (SGL Carbon SE)

Diese Unterschiede in der Lieferform der Fasern haben unmittelbar zur Folge, dass Kohlenstofffaserspulen nicht wie Glasfasern bei der Produktion in Regalen an der Linie bereitgestellt werden können. Es muss ein sogenanntes Gattersystem integriert werden, das über entsprechende, drehbargelagerte Aufnahmen verfügt, auf die die Spulen aufgesteckt werden können. Bei der Tape- und Gelegeherstellung kommen bereits Gattersysteme zum Einsatz, die gebremste Spulenaufnahmen vorhalten. Dadurch kann ein selbstständiges Abwickeln der Fasern bei einem außerplanmäßigen Produktionsstopp durch das Weiterdrehen der Spulen verhindert werden. Eine weitere Anforderung an das Gattersystem ist, dass in Abhängigkeit von der Produktionsbreite ausreichend Spulen aufgenommen und deren Fasern abgewickelt werden können.

Zusätzlich zur Packungsform unterscheiden sich die Faserarten grundlegend in ihrer Faserarchitektur und im Querschnitt eines Faserbündels. Während der Querschnitt von Glasfasern eher eine elliptische Gestalt zeigt, in dem die einzelnen Faserstränge lose nebeneinander liegen, erinnern die Querschnitte von Kohlenstofffasern an rechteckige Tapes. Durch die Schlichte der Fasern und das Entanglement besteht ein gewisser Zusammenhalt zwischen den einzelnen Filamenten. Betrachtet man die Schnittkante eines Faserbündels, kann man erkennen, dass mehr Filamente nebeneinander als übereinander liegen. Dadurch entstehen der rechteckige Querschnitt und die optisch geschlossene Oberfläche des Faserstrangs. Speziell bei Fasern mit einer hohen Filamentanzahl ($n_F > 12K$) hat die Breite des Strangs signifikante Konsequenzen auf den faserbezogenen Teilprozess. Dies hat zur Folge, dass die bisher eingesetzten Rohrleitungen, die die Fasern von der Spule zum Schneidwerk führen, keine sinnvolle Lösung darstellen. Innerhalb dieser Rohre kann ein Verdrehen und Einfalten der Fasern in ihrer Längsrichtung nicht verhindert werden. Da jedoch der direkt nachgelagerte Spreizprozess diese Fehler in der Faser nicht kompensieren kann, ist es erforderlich, technische Einrichtungen in eine Produktionslinie zu integrieren, die eine exakte Kontrolle der Faserbewegung ermöglichen. Mit Hilfe geeigneter Rollensysteme ist es möglich, die Faserbewegungen, die durch das Abziehen der Fasern von der Spule (Wandern entlang der Rotationsachse der Spule) und die Reduzierung des Spulendurchmessers (Reduzierung der Wickellagen) hervorgerufen wird, zu eliminieren. Dazu wird die Faser zwischen zwei drehbar gelagerte Rollenpaare geführt, die hintereinander positioniert werden. Zur Veranschaulichung ist der prinzipielle Faserverlauf von Spule über Faserkontrolle zur Spreizeinheit in Abb. 9.2 dargestellt.

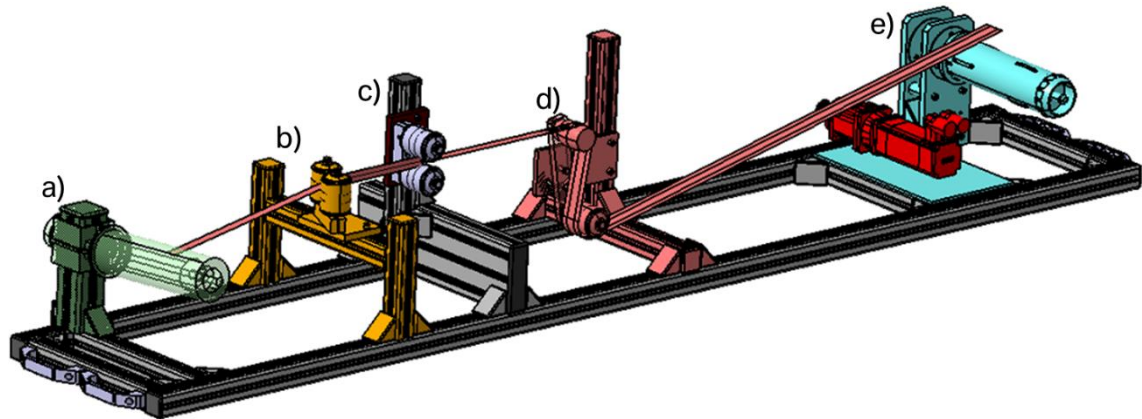


Abb. 9.2: CAD-Darstellung eines Prototyps zur Faserkontrolle und Spreizung
 a) Spulenaufnahme
 b) vertikales Rollenpaar
 c) horizontales Rollenpaar
 d) Spreizeinheit
 e) Aufwicklung

Die beschriebene Einheit zur Kontrolle der Faserbewegung dient der exakten Übergabe der Fasern in die bereits vorgestellte Spreiz-Schneideinheit (vgl. Abb. 8.2). Nach dem Spreizen und Aufteilen der Fasern in definierte Teilstränge gelangen diese in das Breitschneidwerk, wo sie auf die gewünschte Länge geschnitten werden. Ab hier kann gedanklich der Standardprozess zur Halbzeugherstellung fortgeführt werden. Alle zusätzlichen Elemente des optimierten Halbzeugprozesses sind in Tab. 9.1 zusammengefasst.

Tab. 9.1: Elemente des optimierten Halbzeugprozesses

Zusätzliche Elemente	Entfallende Elemente
Spulengatter	Regalsystem
Faserkontrollereinheit	Rohrleitungen
Spreiz-Vereinzelungseinheit	

Optional kann die Fallstrecke unterhalb des Breitschneidwerks modifiziert werden. Wie in Kapitel 8 dargestellt, kann sich die Implementierung einer rotierenden Pickerwalze im Fallbereich der Fasern positiv auf die Isotropie des Streubilds auswirken.

In Bezug auf den matrixbezogenen Teil der Halbzeugherstellung können abschließend noch Optimierungen des Standardprozesses aufgeführt werden. Es erscheint sinnvoll, möglichst flüssige Bestandteile miteinander zu mischen und die Verwendung von pulverförmigen Stoffen (MgO-Pulver) zu vermeiden. Die Gefahr der Klumpenbildung macht es bei Letzterem erforderlich, die verschiedenen Bestandteile bei hohen Geschwindigkeiten zu mischen. Dadurch entsteht das Risiko, große Mengen an Luft feindispers in die Paste einzurühren. Zusätzlich zur Verwendung flüssiger Bestandteile besteht die Möglichkeit, während der Mischphase der Paste ein Vakuum an den Mischbehälter anzulegen. Dies führt dazu, dass kaum Luftblasen in der Paste vorhanden sind und somit die Gefahr von Fehlstellen im späteren Compound geringer ausfällt. Eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung der Gleichmäßigkeit der produzierten Halbzeuge ist die kontinuierliche Förderung der Paste in die Raketkästen. Durch die Realisierung einer konstanten Pastenfüllhöhe im Raketkasten durch geeignete Pumpsysteme kann ein homogener

Harzauftrag auf die Trägerfolie gewährleistet werden. Dies hat zur Folge, dass Schwankungen in Flächengewicht oder FMG über die Produktion deutlich reduziert werden.

Zum Nachweis der Auswirkungen der genannten Optimierungen der matrixbezogenen Teilprozesse sind jedoch weiterführende Untersuchungen nötig, die keinen Teil der Aufgabenstellung der vorliegenden Arbeit darstellen.

10 GESAMTFAZIT UND AUSBLICK

Die innerhalb dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen tragen auf zweierlei Weise zum aktuellen Stand der Forschung bei. Zum einen werden innovative Methoden zur Werkstoffcharakterisierung zum anderen ein optimierter Prozess zur Herstellung eines CF-SMC Werkstoffs hoher mechanischer Leistungsfähigkeit entwickelt.

Mit Hilfe der vorgestellten Methoden ist es möglich, CF-SMC-Werkstoffe in Bezug auf ihre spezifischen Eigenschaften zu charakterisieren und miteinander zu vergleichen.

Der beschriebene Kompaktierungsversuch stellt eine adäquate Methode dar, um unmittelbar nach der Halbzeugproduktion mit einfachen Mitteln die Qualität des Werkstoffs in Bezug auf Gleichmäßigkeit und Imprägnierung zu bestimmen. Durch die Anwendung selbiger Methode vor der eigentlichen Verarbeitung des Halbzeugs zum fertigen Bauteil können eventuelle Unregelmäßigkeiten bezüglich der Werkstoffhomogenität oder möglicher Lagerungseinflüsse (beispielsweise Alterung) auf den Werkstoff in der Logistikkette aufgedeckt werden. Dadurch ist es möglich, den Bauteilausschuss, der durch geringe oder schwankende Halbzeugqualität hervorgerufen wird, zu reduzieren.

Mit Hilfe der Methode des offenen Plattenrheometers können sehr einfach Rückschlüsse auf die Faserverteilung und gegebenenfalls auf eine Vorzugsrichtung der Fasern im Halbzeug gezogen werden. Dies gelingt durch eine visuelle Begutachtung des Pressergebnisses unter Verwendung von quadratischen oder kreisförmigen Zuschnitten. Kommt eine geeignete, vollinstrumentierte Presse zum Einsatz, kann zudem der eigentliche Pressvorgang ausgewertet werden. Dabei kann der Widerstand des jeweiligen Halbzeugs gegen das Verdrängen bestimmt und Abhängigkeiten von Pressengeschwindigkeit, Lagenanzahl und Orientierung der Lagen zueinander ermittelt werden.

Ist es hingegen erforderlich, präzise Informationen über das Dehnverhalten des Werkstoffs zur Füllung einer bestimmten Bauteilgeometrie zu sammeln, kann die vorgestellte Methode unter Verwendung eines Kontrastmittelrasters angewandt werden. Die Verzerrung des Rasters kann aus entsprechenden Röntgenaufnahmen durch numerische Methoden berechnet und das Bauteil in Bereiche unterschiedlicher Dehnung eingeteilt werden. Die ermittelten Dehnungen können mit Veränderungen der mechanischen Eigenschaften korreliert und so Rückschlüsse auf die Bauteilfestigkeiten in den definierten Bereichen gezogen werden. Zu Beginn des Produktentwicklungsprozesses (PEP) kann somit unter Verwendung eines vollständig charakterisierten Werkstoffs die Faserumorientierung im Pressprozess in Abhängigkeit der Ausgangsorientierung gut abgeschätzt werden. Dank der Werkstoffcharakterisierung kann eine optimale Bauteilgestaltung zeitgleich mit der Definition einer Zuschnittgeometrie erfolgen. Bereits frühzeitig können mögliche Schwachstellen im Produkt identifiziert und durch geschickte Ausrichtung der Faserhauptorientierung als Folge entsprechender Dehnungszustände im Werkstoff optimiert werden. Dadurch wird der PEP deutlich verkürzt und es können nachträgliche, kostenintensive Werkzeugänderungen vermieden werden. Zur

Validierung der vorläufig getroffenen Abschätzungen der Faserorientierungen können im Nachgang zur Bauteilherstellung in den neuralgischen Zonen des Produkts LAK-Prüfkörper entnommen werden. Liegen Informationen zu den Ausdehnungskoeffizienten des verwendeten Werkstoffs in Bereichen bekannter Faserhauptorientierung vor, können diese mit den ermittelten Daten des zu bewertenden Bauteilabschnitts verglichen werden. Damit stellt diese Methode einen weiteren wertvollen Beitrag zur noch fehlenden Bestimmung der Faserorientierung in CF-SMC-Bauteilen dar.

Insgesamt kann so durch die Fokussierung auf geeignete Methoden zur Beschreibung des prinzipiellen Werkstoffverhaltens ein tiefes Verständnis der Wirkzusammenhänge im Halbzeug erreicht werden. Diese Erkenntnisse bilden die Grundlage für alle weiteren Untersuchungen.

Der zweite Aspekt der Arbeit behandelt die Untersuchung der Wirkzusammenhänge zwischen Verstärkungsfasern und Matrix. Dabei steht die Steigerung der mechanischen Eigenschaften gegenüber dem aktuellen Stand der Technik im Fokus. Durch entsprechende Anpassungen der faserbezogenen Parameter können die Anforderungen bezüglich der Erreichung des Leichtbauniveaus von Al-Druckguss prinzipiell unter der Verwendung einer 12K-Faser mit einem CF-SMC-Werkstoff ohne umfangreiche Veränderungen des Prozesses zur Halbzeugherstellung erreicht werden. Da die Mindestanforderungen an Steifigkeit und Festigkeit bei geringerer Dichte übertroffen werden, besitzt der definierte 12K-Struktur-Werkstoff ein gutes Leichtbaupotential respektive eine gewisse Sicherheit für die strukturelle Auslegung der Zielbauteile.

Von den präsentierten Ergebnissen der Untersuchungen kann abgeleitet werden, dass die mechanischen Eigenschaften direkt von der Filamentzahl beziehungsweise der Bündelbreite der verwendeten Verstärkungsfasern abhängen. Folglich kann die Leistungsfähigkeit von CF-SMC-Werkstoffen ohne die Optimierung des faserbezogenen Teilprozesses oder der Faserkonfiguration nur in begrenztem Maße gesteigert werden. Um den wirtschaftlichen Vorteil des Einsatzes einer Heavy Tow-Faser nicht durch aufwendige Vorbehandlung der Faser vor dem Compoundierungsschritt zu vermindern, wird eine technische Lösung vorgestellt, die unmittelbar vor der Breitschneidwerk in die SMC-Linie integriert werden kann. Eine sogenannte Spreiz-Schneidvorrichtung teilt den Faserstrang auf und reduziert, durch einen variablen Längsschnitt die Filamentzahl je Rovingabschnitt. Diese Maßnahme führt zu einer deutlichen Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, Optimierung der Durchtränkbarkeit und Fließfähigkeit und zur Erreichung einer hohen Isotropie bezüglich der Faserverteilung im Halbzeug. In Anbetracht dieser Ergebnisse wird deutlich, dass die Verwendung eines Heavy Tows in der Halbzeugherstellung spezielle Anforderungen an den Prozess stellt, die mit den traditionellen Anlagen nicht zufriedenstellend erfüllt werden können. Daher wird ein optimierter Prozess zur CF-SMC-Produktion definiert, der einige zusätzliche Elemente vorsieht, während bisherig genutzte Einrichtungen entfallen müssen. Werden alle Veränderungen im Prozess realisiert und aufeinander abgestimmt, ist es somit möglich ein optimiertes Schnittfaserbett unter Verwendung von Heavy Tow-Fasern herzustellen. Im Zusammenspiel mit einem konstanten Harzauftrag durch kontinuierliche Förderung der Pasten in die Raketkästen kann zudem ein homogenes Halbzeug hoher Qualität produziert werden.

11 ABKÜRZUNGEN UND FORMELZEICHEN

11.1 Abkürzungen

Abkürzung	Bedeutung
BMC	Bulk Moulding Compound
CF	Kohlenstofffaser/Carbonfaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
COF	Cross Over Filament
CT	Computertomographie
DOE	Design Of Experience
DMS	Dehnmessstreifen
EP	Epoxy
FB	Flächenbelegung
FE	Finite Elemente
FG	Flächengewicht
FMG	Fasermassengehalt
FOM	Faserorientierungsmessung
FVG	Faservolumengehalt
FVK	Faserverstärkter Kunststoff
FVW	Faserverstärkter Werkstoff
GF	Glasfaser
HZ	Halbzeug
LAK	Längenausdehnungskoeffizient
LPA	Low Profile Additive
MAK	Maximale Arbeitsplatz Konzentration
PEP	Produktenstehungsprozess
RTM	Resin Transfer Moulding
SMC	Sheet Moulding Compound
TGA	Thermogravimetrische Analyse
UP	Ungesättigter Polyester
US	Ultraschall

VE	Vinylester
WSS	Wasserstrahlschneiden
ZFP	Zerstörungsfreie Prüfung

11.2 Formelzeichen

Formelzeichen	Einheit	Bedeutung
a_1	mm	Messerabstand (Schneidwerk)
a_P	mm	Kantenlänge der Probe
A_{WKZ}	mm ²	Werkzeugfläche
b_1	mm	Probenbreite
$b_{50K/12K}$	mm	Breite des Faserstrangs
b_B	mm	Bereichsbreite
b_{Prod}	mm	Produktionsbreite
b_R	mm	Rillenbreite
b_R	mm	Randbereich
b_{ZS}	mm	Zuschnittbreite
D_F		Degrees of freedom
d_{HZ}	mm	Dicke Halbzeug
d_K	mm	Durchmesser Kontrastmittel
d_P	mm	Probendurchmesser
d_S	mm	Durchmesser Druckstempel
d_T	mm	Durchmesser Torus
d_{TK}	mm	Tauchkantenspalt
d_W	mm	Walzendurchmesser
E	GPa	E-Modul
F	N	Kraft
F_A	N	Kraftabschaltsschwelle
F_P	N	Pressenkraft
FMG_{GF}	M%	Fasermassengehalt Glasfaser
H	mm	Spalthöhe

K		1000 Filamente
l_E	mm	Freie Einspannlänge
l_F	mm	Faserlänge
l_{zs}	mm	Zuschnittlänge
L	mm	Freie Messlänge
L_0	mm	Messlänge DMS
L_3	mm	Gesamtlänge
m_{min}	g	Mindestprobenmasse
m_P	g	Probenmasse
m_S	M%	Massenanteil Schlichte
m_w	g	Werkstoffmasse
MS		Varianz
n		Anzahl
n_F		Filamentzahl
n_L		Lagenanzahl
n_w		Anzahl Wiederholungen
P		Parameter
p	bar	Druck
Q^2		Vorhersagekraft
R^2		Bestimmtheitsmaß
R_{WKZ}	mm	Werkzeugradius
RMS		Root mean squared error
s	mm	Schließweg
S_r		Standardabweichung
SS		Sum of squares
T	s	Zeit
t_H	s	Härtezeit
T_L	°C	Lagertemperatur
T_{WKZ}	°C	Werkzeugtemperatur
$T_{1/2}$	°C	Temperatur 1/2

t_P	mm	Plattendicke
t_R	mm	Rillentiefe
V_{\max}	mm/s	Maximalgeschwindigkeit
V_P	mm/min	Prüfgeschwindigkeit
V_{rel}	mm/s	relative Geschwindigkeit
V_S	mm/s	Schließgeschwindigkeit
x		Zustände
Y		Zielgrößenmatrix
α	K^{-1}	mittlerer therm. Längenausdehnungskoeffizient
α_K	K^{-1}	LAK der Prüfeinrichtung
ε	%	Dehnung
ϑ		Isotropiegrad
ϑ_{MZ}	$^{\circ}C$	Massetemperatur
σ	MPa	Zugfestigkeit
σ_r	MPa	berechnete Zugfestigkeit
ρ	g/cm^3	Dichte
$\Theta_{1/2}$	$^{\circ}C$	Temperatur 1/2
ϕ	%	Belegungsgrad der Werkzeugfläche

12 LITERATURVERZEICHNIS

- [1] Achtnicht M., "German car buyers' willingness to pay to reduce CO2 emissions", in *Climatic Change*, Vol. 113, Nr. 3-4, S. 679–697, 2012, Springer Netherlands, DOI: 10.1007/s10584-011-0362-8.
- [2] Henning F. und Moeller E., *Handbuch Leichtbau*, München, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2011, ISBN: 978-3-446-42267-4.
- [3] Leohold, J., Chancen und Grenzen für einen nachhaltigen FVK-Einsatz im Automobil, *CCeV Automotive Forum 2011*, Ingolstadt, Jun. 2011.
- [4] Ernst C.-S., Eckstein L., Olschewski I., Abschlussbericht: CO2-Reduzierungspotentiale bei PKW bis 2020, [Online: 15.11.2018 <https://www.bmwi.de/Redaktion/DE/Publikationen/Studien/co2-reduzierungspotenziale-bei-pkw-bis-2020.html>].
- [5] Eckstein L., Hartmann B. et al., "Kosteneinsparpotenzial durch Leichtbau bei Elektrofahrzeugen", in *Lightweight Design*, Vol. 3, Nr. 5, S. 36–43, 2010, Springer, DOI: 10.1007/BF03223623.
- [6] Cheah L., Evans C. et al., "Factor of Two: Halving the Fuel Consumption of New U.S. Automobiles by 2035" in *Reducing climate impacts in the transportation sector*, D. Sperling und J. S. Cannon, Hrsg., Dordrecht: Springer, 2009, S. 49–71, DOI: 10.1007/978-1-4020-6979-6_4.
- [7] M. Redelbach, M. Klötzke, and H. Friedrich, Impact of lightweight design on energy consumption and cost effectiveness of alternative powertrain concepts, [Online: 15.11.2018 <https://elib.dlr.de/80771/>].
- [8] Brooker A., Ward J. et al., "Lightweighting Impacts on Fuel Economy, Cost and Component Losses" in *SAE 2013 World Congress & Exhibition: SAE International*, 2013, DOI: 10.4271/2013-01-0381.
- [9] Thoma B., Chaudhari R. et al., "Prozessentwicklung zur automatisierten Verarbeitung von Hochleistungs-Faserverbundkunststoffen", in *Lightweight Design*, Vol. 5, Nr. 2, S. 48–53, 2012, Springer, DOI: 10.1365/s35725-012-0089-0.
- [10] Reinhold R., "Innovative Automatisierungslösung zur Composite-Serienfertigung", in *Lightweight Design*, Vol. 6, Nr. 3, S. 14–17, 2013, Springer, DOI: 10.1365/s35725-013-0216-6.
- [11] AUDI AG 2015, Neuer Audi Space Frame mit hohen Anteilen an Aluminium und CFK, [Online: 15.11.18 https://www.audi-technology-portal.de/files/images/1194/audi_r8-coupe_details.jpg].
- [12] Schiffli A., Schulz P. et al., "Metallographie luftexponierter Aluminium-Kohlenstofffaser-Verbundwerkstoffe mit Grenzflächenkarbiden", in *PM*, Vol. 45, Nr. 7, S. 324–333, 2008, DOI: 10.3139/147.100389.
- [13] Flemming, M. und Roth, S., *Faserverbundbauweisen Eigenschaften: Mechanische, konstruktive, thermische, elektrische, ökologische, wirtschaftliche Aspekte*, Berlin, Springer, 2012, DOI: 10.1007/978-3-642-55468-1.
- [14] Reinhold B., Blücher D. et al., "Herausforderungen an Füge- und Oberflächentechnik für zukünftige Leichtbaukonstruktionen im Automobilbau", in *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol. 44, Nr. 1, S. 58–69, 2013, DOI: 10.1002/mawe.201300048.
- [15] Åkermo M. und Åström B., "Modelling component cost in compression moulding of thermoplastic composite and sandwich components", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 31, Nr. 4, S. 319–333, 2000, Elsevier Science, DOI: 10.1016/S1359-835X(99)00079-2.
- [16] Feraboli P., Cleveland T. et al., "Defect and damage analysis of advanced discontinuous carbon/epoxy composite materials", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 41, Nr. 7, S. 888–901, 2010, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2010.03.002.

- [17] AVK, Handbuch Faserverbundkunststoffe: Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen, 3. Ausgabe, Wiesbaden, Vieweg + Teubner, 2010, ISBN: 3834808814.
- [18] Dürr S., Pfutterer J. et al., "Klappen und Anbauteile" in ATZ/MTZ-Typenbuch, Mercedes-Benz SL: Entwicklung und Technik, U. Ernstberger, Hrsg., Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013, S. 84–89, DOI: 10.1007/978-3-658-00800-0_11.
- [19] Sichuan Chang Yang Composites Company Ltd., Sheet Moulding Compound, [Online: 14.11.18
http://www.cycocomposites.net/photo/cycocomposites/editor/20140405203648_52329.jpg].
- [20] Cherif C., Textile Werkstoffe für den Leichtbau: Techniken - Verfahren - Materialien - Eigenschaften, Berlin, Springer, 2011, SpringerLink : Bücher, ISBN: 3642179916.
- [21] Saechtling H. und Baur E., Saechtling Kunststoff-Taschenbuch Ausg. 30, 30. Ausgabe, München, Hanser, 2007, ISBN: 3446414371.
- [22] Orgéas L. und Dumont P., "Sheet Molding Compounds" in Sheet moulding compounds, P. J.J. D. Laurent Orgeas, Hrsg., Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc, 2011, DOI: 10.1002/9781118097298.weoc222.
- [23] Schwarz J., "Prozessanalyse und Optimierung von Verbundeigenschaften eines SMCs aus Kohlenstofffaser-Rezyklat" Diplomarbeit, LCC, Univ. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler, Technische Universität, München, 2013.
- [24] Keckl C., Kuppinger J. et al., "Noch weniger Gewicht: Geblähtes Perlit als Alternative z.B. für Mikrohohlglaskugeln", in Kunststoffe, Nr. 02/2014, S. 30–32, [Online: 17.11.2018
https://www.ict.fraunhofer.de/content/dam/ict/de/documents/fachbeitraege/pe/PE_DV_Noch_weniger_Gewicht.pdf], 2014, Hanser.
- [25] Li W. und Lee L.J., "Shrinkage control of low-profile unsaturated polyester resins cured at low temperature", in Polymer, Vol. 39, Nr. 23, S. 5677–5687, 1998, DOI: 10.1016/S0032-3861(98)00074-3.
- [26] Han C. und Lem K.-W., "Rheology of unsaturated polyester resins. I. Effects of filler and low-profile additive on the rheological behavior of unsaturated polyester resin", in J. Appl. Polym. Sci., Vol. 28, Nr. 2, S. 743–762, 1983, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/app.1983.070280228.
- [27] Sueck T., "Neue UP-Harze für das SMC- und BMC-Verfahren", Fakultät für Mathematik, Naturwissenschaften und Informatik, Prof. Dr. Monika Bauer, Brandenburgische Technische Universität, Cottbus, 2008.
- [28] Guiraud O., Dumont P.J.J. et al., "Rheometry of compression moulded fibre-reinforced polymer composites: Rheology, compressibility, and friction forces with mould surfaces", in Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 43, Nr. 11, S. 2107–2119, 2012, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2012.06.006.
- [29] Aubry J., "HexMC — bridging the gap between prepreg and SMC", in Reinforced Plastics, Vol. 45, Nr. 6, S. 38–40, 2001, Elsevier Science, DOI: 10.1016/S0034-3617(01)80207-1.
- [30] Bittmann E., "Das schwarze Gold des Leichtbaus: Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe (CFK)", in Kunststoffe, Vol. 03/2006, S. 76–82, [Online: 14.11.2018
https://www.werkstoff-und-struktur.de/app/download/11105200324/w&s_Das_schwarze_Gold_des_Leichtbaus_2006.pdf?t=1466432921], Hanser.
- [31] Türk O. und Zur Heide J., "Kohlenstofffaser-SMC für die Heckdeckel-Innenschale eines Sportwagens", in Lightweight Design, Vol. 3, Nr. 1, S. 26–32, 2010, Springer, DOI: 10.1007/BF03223593.
- [32] Interne Werkstoffangaben CF-SMC-Standardrezeptur, Polytec Holding AG, Hörsching, Oberösterreich, [Anfrage unter gochsheim@polytec-group.com].

- [33] DSM Composites Resins, "Carbon fibre SMC halves weight of automotive parts", in *Reinforced Plastics*, Vol. 47, Nr. 7, S. 16, 2003, DOI: 10.1016/S0034-3617(03)00715-X.
- [34] Bair T., Morgan P. et al., "Poly(1,4-phenyleneterephthalamides). Polymerization and Novel Liquid-Crystalline Solutions", in *Macromolecules*, Vol. 10, Nr. 6, S. 1396–1400, 1977, University of Minnesota, DOI: 10.1021/ma60060a042.
- [35] Li C., Potter K. et al., "In-situ measurement of chemical shrinkage of MY750 epoxy resin by a novel gravimetric method", in *Composites Science and Technology*, Vol. 64, Nr. 1, S. 55–64, 2004, Elsevier Science, DOI: 10.1016/S0266-3538(03)00199-4.
- [36] Zarrelli M., Skordos A. et al., "Investigation of cure induced shrinkage in unreinforced epoxy resin", in *Plastics, Rubber and Composites*, Vol. 31, Nr. 9, S. 377–384, 2013, DOI: 10.1179/146580102225006350.
- [37] Choudhary M. und Varma I., "Vinyl ester resins, 3†. Effect of ethyl methacrylate on thermal and mechanical properties", in *Angew. Makromol. Chemie*, Vol. 209, Nr. 1, S. 33–39, 1993, DOI: 10.1002/apmc.1993.052090104.
- [38] Datenblatt Polytec 6340-01, Polytec Holding AG, Hörsching, Oberösterreich, [Anfrage unter gochsheim@polytec-group.com].
- [39] Datenblatt Polytec 2035, Polytec Holding AG, Hörsching, Oberösterreich, [Anfrage unter gochsheim@polytec-group.com].
- [40] Flemming M., Ziegmann G. et al., *Faserverbundbauweisen*, Berlin, Heidelberg, Springer, 1999, ISBN: 978-3-642-63557-1.
- [41] Flemming M., *Faserverbundbauweisen*, Berlin, Heidelberg, New York, Hongkong, London, Mailand, Paris, Tokio, Springer, 1999, ISBN: 3642635571.
- [42] Castillo L., Baldwin M. et al., "Cumulative exposure to styrene and visual functions", in *American journal of industrial medicine*, Vol. 39, Nr. 4, S. 351–360, 2001, PubMed-ID: 11323784.
- [43] Welp E., Kogevinas M. et al., "Exposure to Styrene and Mortality from Nervous System Diseases and Mental Disorders", in *American Journal of Epidemiology*, Vol. 144, Nr. 7, S. 623–633, 1996, DOI: 10.1093/oxfordjournals.aje.a008973.
- [44] Loeser A. und Bornmann G., "Biologische Wirkungen von monomerem Styrol", in *Fette, Seifen, Anstrichm.*, Vol. 58, Nr. 3, S. 181–183, 1956, DOI: 10.1002/lipi.19560580306.
- [45] Auffarth, J., *Stoffbelastungen bei der werkstofflichen Verwertung von Kunststoffen*, Bremerhaven, Wirtschaftsverl. NW Verl. für Neue Wiss, 2004, ISBN: 3-86509-176-8.
- [46] Boylan S. und Castro J., "Effect of reinforcement type and length on physical properties, surface quality, and cycle time for sheet molding compound (SMC) compression molded parts", in *J. Appl. Polym. Sci.*, Vol. 90, Nr. 9, S. 2557–2571, 2003, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/app.12726.
- [47] Evans A., Qian C. et al., "Flow characteristics of carbon fibre moulding compounds", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 90, S. 1–12, 2016, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2016.06.020.
- [48] Cabrera-Ríos M. und Castro J., "An economical way of using carbon fibers in sheet molding compound compression molding for automotive applications", in *Polymer Composites*, Vol. 27, Nr. 6, S. 718–722, 2006, Society of Plastics Engineers, DOI: 10.1002/pc.20257.
- [49] Schütze R., Hillger W. et al., "Zerstörungsfreie Prüfung dünner CFK-Laminat mit innenliegenden Fehlern", in *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.*, Vol. 12, Nr. 12, S. 431–438, 1981, DOI: 10.1002/mawe.19810121205.
- [50] J. Kreikemeier, Chrupalla D., and Khattab I.A., Experimentelle und numerische Untersuchungen von CFK mit herstellungsbedingten Fehlstellen, [Online: 14.11.2018 http://www.uni-magdeburg.de/ifme/l-numerik/quellen/Kreikemeier_Maschinenbautage2011_B4-2.pdf].

- [51] Kluge N., Lundstrom T. et al., "Compression moulding of sheet moulding compound: Modelling with computational fluid dynamics and validation", in *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 34, Nr. 6, S. 479–492, 2015, The American Society for Composites, DOI: 10.1177/0731684415573981.
- [52] Comte E., Merhi D. et al., "Void formation and transport during SMC manufacturing: Effect of the glass fiber sizing", in *Polym. Compos.*, Vol. 27, Nr. 3, S. 289–298, 2006, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/pc.20193.
- [53] Lundstrom T. und Holmgren A., "Dissolution of Voids during Compression Molding of SMC", in *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 29, Nr. 12, S. 1826–1837, 2010, The American Society for Composites, DOI: 10.1177/0731684409336369.
- [54] Odenberger P., Andersson H. et al., "Experimental flow-front visualisation in compression moulding of SMC", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 35, Nr. 10, S. 1125–1134, 2004, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2004.03.019.
- [55] Le T.-H., Dumont P.J.J. et al., "X-ray phase contrast microtomography for the analysis of the fibrous microstructure of SMC composites", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 39, Nr. 1, S. 91–103, 2008, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.08.027.
- [56] Olsson N., Lundström T. et al., "Design of experiment study of compression moulding of SMC", in *Plastics, Rubber and Composites*, Vol. 38, Nr. 9-10, S. 426–431, 2013, DOI: 10.1179/146580109X12540995045886.
- [57] Kim D.-K., Choi H.-Y. et al., "Experimental investigation and numerical simulation of SMC in compression molding", in *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 49, Nr. 3-4, S. 333–344, 1995, Elsevier Science, DOI: 10.1016/0924-0136(94)01577-N.
- [58] Cai H., Bashar M. et al., "Thermal and mechanical anisotropy in compression molded carbon fiber/resin composites", in *Polymer Composites*, Vol. 26, Nr. 5, S. 684–688, 2005, Society of Plastics Engineers, DOI: 10.1002/pc.20138.
- [59] Lielens G., Pirotte P. et al., "Prediction of thermo-mechanical properties for compression moulded composites", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 29, Nr. 1-2, S. 63–70, 1998, Elsevier Science, DOI: 10.1016/S1359-835X(97)00039-0.
- [60] Kim K.-T., Jeong J.-H. et al., "Effect of molding parameters on compression molded sheet molding compounds parts", in *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 67, Nr. 1-3, S. 105–111, 1997, Elsevier Science, DOI: 10.1016/S0924-0136(96)02827-0.
- [61] Kim M.-S., Lee W. et al., "Optimisation of location and dimension of SMC precharge in compression moulding process", in *Computers & Structures*, Vol. 89, Nr. 15-16, S. 1523–1534, 2011, DOI: 10.1016/j.compstruc.2011.04.004.
- [62] Menges G. und Geisbüsch P., "Die Glasfaserorientierung und ihr Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Spritzgießteile? Eine Abschätzmethode", in *Colloid & Polymer Sci*, Vol. 260, Nr. 1, S. 73–81, 1982, DOI: 10.1007/BF01447678.
- [63] Nilsson G., Ericson M. et al., "Flow induced fiber orientation in compression molded glass mat thermoplastics", in *Polym. Compos.*, Vol. 21, Nr. 6, S. 1007–1013, 2000, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/pc.10254.
- [64] Kau H.-t., "Determination of the orientation of short glass fibers in sheet molding compound (SMC)", in *Polymer Composites*, Vol. 8, Nr. 2, S. 82–93, 1987, Society of Plastics Engineers, DOI: 10.1002/pc.750080204.
- [65] Massardier-Nageotte V., Maazouz A. et al., "Methodologies for the characterisation of glass fibre orientation and distribution in large components moulded from sheet

- molding compounds (SMC)", in *Polymer Testing*, Vol. 22, Nr. 8, S. 867–873, 2003, DOI: 10.1016/S0142-9418(03)00023-0.
- [66] Zambal S., Palfinger W. et al., "Accurate fibre orientation measurement for carbon fibre surfaces", in *Pattern Recognition*, Vol. 48, Nr. 11, S. 3324–3332, 2015, DOI: 10.1016/j.patcog.2014.11.009.
- [67] Krieger H., Kaufmann D. et al., "Kinematic Drape Algorithm and Experimental Approach for the Design of Tailored Non-Crimp Fabrics", in *KEM*, Vol. 651-653, S. 393–398, 2015, DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.393.
- [68] Kyosev, Y., *Recent developments in braiding and narrow weaving*, Cham, Springer, 2016, DOI: 10.1007/978-3-319-29932-7.
- [69] Heuer H., Hillmann S. et al., "Sub Surface Material Characterization using High Frequency Eddy Current Spectroscopy", in *MRS Proc.*, Vol. 1195, S. 20, 2009, DOI: 10.1557/PROC-1195-B09-02.
- [70] Schulze M., Meyendorf N. et al., "Analysis Techniques for Eddy Current Imaging of Carbon Fiber Materials", in *MP*, Vol. 52, Nr. 9, S. 603–609, 2010, Carl Hanser Verlag, DOI: 10.3139/120.110167.
- [71] Barone M. und Caulk D., "A Model for the Flow of a Chopped Fiber Reinforced Polymer Compound in Compression Molding", in *J. Appl. Mech.*, Vol. 53, Nr. 2, S. 361, 1986, ASME, DOI: 10.1115/1.3171765.
- [72] Lee L., Marker L. et al., "The rheology and mold flow of polyester sheet molding compound", in *Polym. Compos.*, Vol. 2, Nr. 4, S. 209–218, 1981, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/pc.750020412.
- [73] Lee C.-C. und Tucker C., "Flow and heat transfer in compression mold filling", in *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Vol. 24, Nr. 3, S. 245–264, 1987, DOI: 10.1016/0377-0257(87)80040-X.
- [74] Barone M. und Osswald T., "Boundary integral equations for analyzing the flow of a chopped fiber reinforced polymer compound in compression molding", in *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Vol. 26, Nr. 2, S. 185–206, 1987, Elsevier Science, DOI: 10.1016/0377-0257(87)80004-6.
- [75] Castro J. und Griffith R., "Sheet molding compound compression-molding flow", in *Polym. Eng. Sci.*, Vol. 29, Nr. 10, S. 632–638, 1989, DOI: 10.1002/pen.760291004.
- [76] Dumont P., Orgéas L. et al., "Compression moulding of SMC: In situ experiments, modelling and simulation", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 38, Nr. 2, S. 353–368, 2007, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2006.03.010.
- [77] Marjavaara B., Ebermark S. et al., "Compression moulding simulations of SMC using a multiobjective surrogate-based inverse modeling approach", in *Mech Compos Mater*, Vol. 45, Nr. 5, S. 503–514, 2009, DOI: 10.1007/s11029-009-9109-2.
- [78] Dumont P., Orgéas L. et al., "Anisotropic viscous behavior of sheet molding compounds (SMC) during compression molding", in *International Journal of Plasticity*, Vol. 19, Nr. 5, S. 625–646, 2003, DOI: 10.1016/S0749-6419(01)00077-8.
- [79] Neitzel, M., *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*, 2. Ausgabe, München, Hanser, 2014, ISBN: 978-3-446-43696-1.
- [80] Abrams L. und Castro J., "Predicting molding forces during sheet molding compound (SMC) compression molding. I: Model development", in *Polym. Compos.*, Vol. 24, Nr. 3, S. 291–303, 2003, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/pc.10029.
- [81] Boylan S., Abrams L. et al., "Predicting molding forces during sheet molding compounds (SMC) compression molding. II: Effect of SMC composition", in *Polym. Compos.*, Vol. 24, Nr. 6, S. 731–747, 2003, Wiley-VCH, DOI: 10.1002/pc.10067.
- [82] Lee L., "Curing of compression molded sheet molding compound", in *Polym. Eng. Sci.*, Vol. 21, Nr. 8, S. 483–492, 1981, DOI: 10.1002/pen.760210808.

- [83] Emmrich, D., Albers, A., "Neue Ansätze zur Optimierung von Schalenstrukturen", Symposium "Simulation in der Produkt- und Prozessentwicklung", 2003, Bremen, [Online: 18.11.2018 <https://publikationen.bibliothek.kit.edu/6062003/783252>].
- [84] Schievenbusch F., Beitrag zu hochbelasteten Krafteinleitungselementen für Faserverbundbauteile, Chemnitz, Inst. für Allg. Maschinenbau und Kunststofftechnik, Kompetenzzentrum Strukturleichtbau, 2004, Schriftenreihe Strukturleichtbau, ISBN: 9783936766066.
- [85] Palmer J., Savage L. et al., "Sheet moulding compound (SMC) from carbon fibre recycle", in Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 41, Nr. 9, S. 1232–1237, 2010, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2010.05.005.
- [86] Fette M., Reiß M. et al., "Technologie für funktionale SMC-Schaum-Sandwichstrukturen", in Lightweight Design, Vol. 9, Nr. 3, S. 52–55, 2016, Springer, DOI: 10.1007/s35725-016-0017-9.
- [87] Fette M., Reiß M. et al., "New Approach for the Efficient Manufacturing of Sandwich Structures Based on Sheet Moulding Compounds", in AMR, Vol. 1140, S. 264–271, 2016, DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.1140.264.
- [88] Feraboli P., Peitso E. et al., "Modulus Measurement for Prepreg-based Discontinuous Carbon Fiber/Epoxy Systems", in Journal of Composite Materials, Vol. 43, Nr. 19, S. 1947–1965, 2009, DOI: 10.1177/0021998309343028.
- [89] Feraboli P., Peitso E. et al., "Characterization of Prepreg-Based Discontinuous Carbon Fiber/Epoxy Systems", in Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 28, Nr. 10, S. 1191–1214, 2009, The American Society for Composites, DOI: 10.1177/0731684408088883.
- [90] Feraboli P. und Masini A., "Development of carbon/epoxy structural components for a high performance vehicle", in Composites Part B: Engineering, Vol. 35, Nr. 4, S. 323–330, 2004, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesb.2003.11.010.
- [91] Feraboli, P., Graves, M., Stickler, P., "Characterization of high performance short carbon fiber/epoxy systems: effect of fibre length", 2009, SAGE Publications, DOI: 10.1177/0731684408088883.
- [92] Datenblatt Toray T700 FOE, Toray Carbon Fibers America, INC., 6 Hutton Centre Drive, Santa Ana CA 92707 CFA-005, [Online: 14.11.2018 https://www.toraycma.com/file_viewer.php?id=4459].
- [93] Datenblatt 50K ACF, SGL Automotive Carbon Fibers GmbH & Co. KG, Anton-Ditt-Bogen 5, 80939 München, [Online: 14.11.18 http://www.sglgroup.de/cms/_common/downloads/products/product-groups/cf/carbon-fiber-continuous-tow/SIGRAFIL_Continuous_Carbon_Fiber_Tow_e.pdf].
- [94] Rohrmeier W., "Messung der Fließbewegung von CF-SMC sowie Bestimmung der Faserorientierung und Vergleich mit numerischer Simulation" Masterarbeit, LCC, Univ. Prof. Dr.-Ing. Klaus Drechsler, Technische Universität, München, 2014.
- [95] DIN EN ISO 527-4, Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften, Europäisches Komitee für Normung CEN.
- [96] DIN EN ISO 2818, Kunststoffe - Herstellung von Probekörpern durch mechanische Bearbeitung, Europäisches Komitee für Normung CEN.
- [97] Fahrmeir L., Heumann C. et al., Statistik: Der Weg zur Datenanalyse, 8. Ausgabe, 2016, Springer-Lehrbuch, ISBN: 978-3-662-50372-0.
- [98] gom GmbH, ARAMIS - 3D-Bewegungs- und -Verformungssensor: ARAMIS - 3D-Bewegungs- und -Verformungssensor, [Online: 14.11.2018 http://www.gom.com/fileadmin/_processed_/7/7/csm_aramis-3d-camera_0c7a3d51ac.jpg].
- [99] Orth M., Butz M. et al., "Betriebsfestigkeitsanalyse von CFK-Bauteilen mit statischen Versagenskriterien", in MP, Vol. 56, Nr. 7-8, S. 559–566, 2014, Carl Hanser Verlag, DOI: 10.3139/120.110597.

- [100] Lomov S., Boisse P. et al., "Full-field strain measurements in textile deformability studies", in *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 39, Nr. 8, S. 1232–1244, 2008, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesa.2007.09.014.
- [101] Acevedo Pardo, C. und Ohlendieck, J. et al., *Material tests using the ARAMIS system: a laboratory report*, Optical Measurement Systems for Industrial Inspection VII, 8082. Ausgabe, München, SPIE Optical Metrology, 2011, DOI: 10.1117/12.889512.
- [102] gom GmbH, *Determination of Material Behavior in Tensile Tests*, [Online: 14.11.18 http://www.gom.com/fileadmin/user_upload/industries/tensile_test_EN.pdf].
- [103] DIN 51909, Prüfung von Kohlenstoffmaterialien –Bestimmung des linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, Deutsches Institut für Normung.
- [104] DIN EN ISO 1172, Bestimmung des Textilglas- und Mineralfüllstoffgehalts; Kalzinierungsverfahren, Europäisches Komitee für Normung CEN.
- [105] DIN EN 2564, Bestimmung der Faser-, Harz- und Porenanteile, Europäisches Komitee für Normung CEN.
- [106] DIN EN ISO 1183-1, Kunststoffe - Verfahren zur Bestimmung der Dichte von nicht verschäumten Kunststoffen, Europäisches Komitee für Normung CEN.
- [107] Bücheler D., Kaiser A. et al., "Using Thermogravimetric Analysis to Determine Carbon Fiber Weight Percentage of Fiber-Reinforced Plastics", in *Composites Part B: Engineering*, Vol. 106, S. 218–223, 2016, Elsevier Science, DOI: 10.1016/j.compositesb.2016.09.028.
- [108] Covey G. und Stanmore B., "Use of the parallel-plate plastometer for the characterisation of viscous fluids with a yield stress", in *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Vol. 8, Nr. 3-4, S. 249–260, 1981, DOI: 10.1016/0377-0257(81)80024-9.
- [109] Dienes G. und Klemm H., "Theory and Application of the Parallel Plate Plastometer", in *Journal of Applied Physics*, Vol. 17, Nr. 6, S. 458–471, 1946, DOI: 10.1063/1.1707739.
- [110] Silva-Nieto R., Fisher B. et al., "Rheological characterization of unsaturated polyester resin sheet molding compound", in *Polym. Eng. Sci.*, Vol. 21, Nr. 8, S. 499–506, 1981, DOI: 10.1002/pen.760210810.
- [111] Lubin G. und Peters S., *Handbook of composites*, 2. Ausgabe, London, New York, Chapman & Hall, 1998, ISBN: 1461563895.
- [112] Quentin H., *Versuchsmethoden im Qualitäts-Engineering*, Wiesbaden, Vieweg+Teubner Verlag, 1994, Qualitäts- und Zuverlässigkeitsmanagement, ISBN: 9783322909206.
- [113] Siebertz K., van Bebber D. et al., *Statistische Versuchsplanung: Design of Experiments (DoE)*, Heidelberg, Springer, 2010, VDI-Buch, ISBN: 9783642054921.
- [114] Ronniger C., *Taschenbuch der statistischen Qualitäts- und Zuverlässigkeitsmethoden: Die wichtigsten Methoden und Verfahren für die Praxis*, 1. Ausgabe, München, [CRGRAPH], 2014, ISBN: 3000436782.
- [115] Eriksson L., *Design of experiments: Principles and applications ; [IID 1016 ; training course]*, Umea, Stockholm, Umetrics AB; Learnways AB, 2000, Umetrics Academy - training in multivariate technology, ISBN: 91-973730-0-1.
- [116] Grice J. und Montgomery D., "Design and Analysis of Experiments", in *Technometrics*, Vol. 42, Nr. 2, S. 208, 2000, DOI: 10.2307/1271458.
- [117] Quentin H., "Erläuterung der Versuchsmethoden" in *Versuchsmethoden im Qualitäts-Engineering*, H. Quentin, Hrsg., Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 1994, S. 27–92, DOI: 10.1007/978-3-322-90919-0_9.
- [118] Toutenburg H., *Versuchsplanung und Modellwahl: Statistische Planung und Auswertung von Experimenten mit stetigem oder kategorialem Response*, Heidelberg, Physica-Verlag HD, 1994, ISBN: 9783642634239.

- [119] Urban D. und Mayerl J., Regressionsanalyse: Theorie, Technik und Anwendung ; [neu: jetzt auch mit logistischer Regression], 4. Ausgabe, Wiesbaden, VS Verl. für Sozialwiss, 2011, Studienskripten zur Soziologie, ISBN: 978-3-531-17345-0.
- [120] Datenblatt ALCOM PA66 910/1 SV 1057-03 MCF, Albis Plastics gmbH, [Online: 17.11.2018
<https://www.campusplastics.com/campus/de/datasheet/ALCOM+PA66+9101+GF15+PTFE10/ALBIS+Plastic+GmbH/5/c08bf8c1>].
- [121] Paris O., Loidl D. et al., "Texture of PAN- and pitch-based carbon fibers", in Carbon, Vol. 40, Nr. 4, S. 551–555, 2002, American Carbon Society, Elsevier, DOI: 10.1016/S0008-6223(01)00139-7.
- [122] Guigon M., Oberlin A. et al., "Microtexture and structure of some high tensile strength, PAN-base carbon fibres", in Fibre Science and Technology, Vol. 20, Nr. 1, S. 55–72, 1984, DOI: 10.1016/0015-0568(84)90057-5.
- [123] Edie D., "The effect of processing on the structure and properties of carbon fibers", in Carbon, Vol. 36, Nr. 4, S. 345–362, 1998, DOI: 10.1016/S0008-6223(97)00185-1.
- [124] EN ISO 12114, Faserverstärkte Kunststoffe - Härtbare Formmassen und Prepregs - Bestimmung des Härtungsverhaltens, Europäisches Komitee für Normung CEN.

13 ANHANG

13.1 Anhang zu Kapitel 3.1.4

Ein System, das zur Analyse des Werkstoffverhaltens im Pressprozess eingesetzt werden kann und zur Qualitätssicherung weit verbreitet ist, stellt der Reaktometer[®] dar. Dabei handelt es sich um ein vollinstrumentiertes Plattenwerkzeug (120x250 mm) inklusive entsprechender Temperierung, Presseinrichtung und -auswertung, mit dem bei einem sehr realitätsnahen Pressvorgang Daten wie Werkzeugposition, Massendruck, -temperatur, dielektrische Leitfähigkeit und der Wärmestrom aufgezeichnet werden können. Die Vorrichtung und Durchführung der Untersuchung entspricht dabei der EN ISO 12114 [124] zur Bestimmung des Härtungsverhaltens faserverstärkter Kunststoffe. Ein typischer Verlauf der Parameter Massendruck, -temperatur und Werkzeugposition ist in Abb. 13.1 dargestellt.

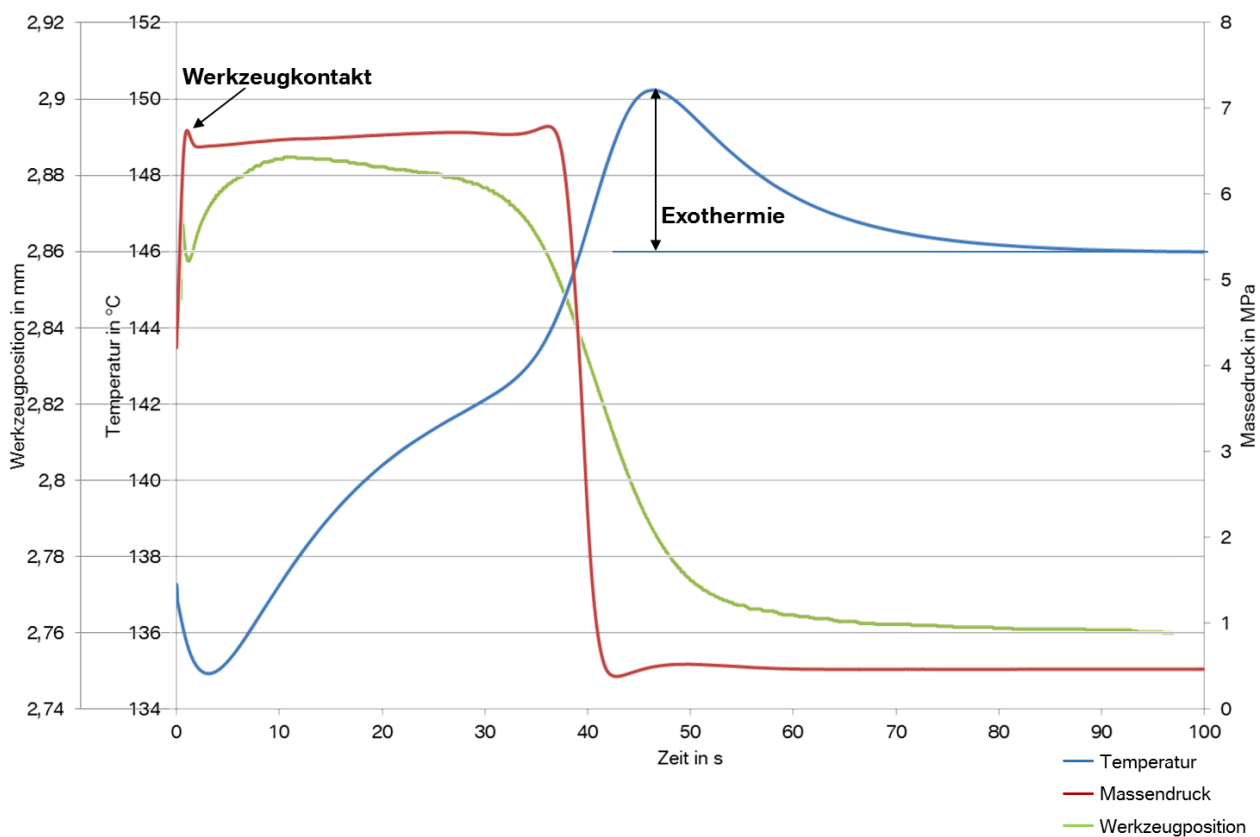


Abb. 13.1: Auswertung des Reaktometerversuchs mit 2 Lagen Quantum AMC 8590

13.2 Anhang zu Kapitel 6.1.3

Die statistische Analyse der Daten aus den Zugversuchen aus Kapitel 6.1.3 wird analog des in Kapitel 4.5.2 beschriebenen Vorgehens mit Hilfe der Statistiksoftware Visual XSel 13.0 durchgeführt. Die Modell-ANOVA (Analyse of Variance) stellt diese Kennzahlen zur Bewertung der Güte des gefundenen Regressionsmodells übersichtlich dar. Die aufgeführten Kenngrößen werden nach Gl. 4.11-Gl. 4.13 berechnet. Exemplarisch geschieht dies für die Zugfestigkeit in Produktionsrichtung (0°) anhand Abb. 13.2.

	SS	DF	MS	F	p-value
Total	96865,4	32	3027		
Regression	73011	5	14602	16,5	0,005
Residual	23854	27	883,49		
Pure Error	21386	22	972,09		
Lack of Fit	2468,4	5	493,67	0,508	0,767

RMS	29,724				
RMS/Ym	0,095	10%			
R ²	0,754	75%			
R ² adj	0,708	71%			
Q ²	0,640	64%			
W ²	0,679	68%			
DF	27 (5)				

Abb. 13.2: Zusammenfassung der ANOVA bzgl. σ_0 der Werkstoffe der Firma B

Die Auswertung zeigt, dass das gewählte System mit $SS= 96865,4$ und 27 Freiheitsgraden eine Varianz von $MS= 3027$ aufweist. Das Bestimmtheitsmaß ($0 \leq R^2 \leq 1$), liegt in diesem Fall bei $R^2= 0,754$. Damit werden 75 % der Effekte durch das gewählte Regressionsmodell beschrieben. Die Vorhersagekraft (Q^2) liegt in diesem Modell bei $Q^2= 0,64$. Um die Standardabweichung des Gesamtmodells zu beschreiben, wird der RMS-error (root mean squared error) herangezogen. Dieser Fehler beträgt für das vorliegende System $RMS= 29,724$ MPa.

Mit Hilfe des Programms Visual-XSel lässt sich das durch multiple Regression beschriebene Modell anschaulich darstellen (vgl. Abb. 13.3).

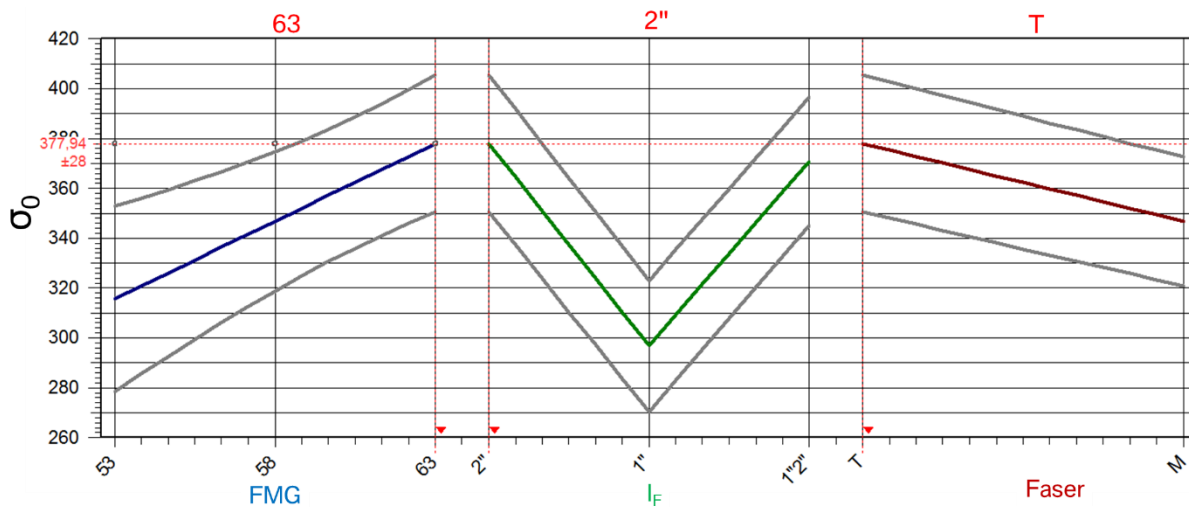


Abb. 13.3: Graphische Darstellung der Zielgröße σ_0 in Abhängigkeit der Faktoren (aktuelle Einstellung: 12K-Toray, $l_F= 2''$
 Berechnetes Optimum: $FMG_{opt}= 63$ M%)

Durch diese Darstellung ist das System bezogen auf die Zielgröße der Zugfestigkeit in Produktionsrichtung schnell erfassbar. Die aktuelle Einstellung (rote, senkrechte Linien) definieren die Variablen (12K-Toray, $l_F=2''$) und das mathematische Modell liefert eine berechneten optimalen E-Modul von $\sigma_r=377,94$ MPa (± 28) bei einem Fasermassenanteil von $FMG_{opt}=63$ M%.

Die Ergebnisse der ANOVA bezogen auf die Zielgrößen Zugfestigkeit und E-Modul aller im Zugversuch untersuchten Richtungen sind übersichtlich in Tab. 13.1 dargestellt.

Tab. 13.1: Zusammenfassung der ANOVA aller Zielgrößen

Zielgröße	Trafo	R ² in %	Q ² in %	RMS
E ₀	-	33	-	39,235 GPa
E ₉₀	-	63	17	45,780 GPa
σ_0	1/sqrt(Y)	75	64	29,724 MPa
σ_{90}	-	77	51	24,490 MPa

Anhand dieser Gegenüberstellung erkennt man, dass bei den restlichen Zielgrößen der Untersuchung die Güte der mathematischen Modelle bei der Regressionsanalyse der E-Moduln unter $R^2=65$ % liegt. Auch durch Transformationen der Zielgrößenmatrix und der Verwendung kubischer Modelle oder Ansätze höherer Exponentialfunktionen können die Ergebnisse nicht mit höherer Güte abgebildet werden.

Die Ergebnisse der Zugversuche werden in die Statistik Software Minitab 16 (Minitab Inc., PA, USA) eingelesen. Mit Hilfe dieses Werkzeugs können die Haupteffekte der untersuchten Parameter auf die Zielgrößen graphisch aufbereitet werden. Dadurch können die bereits beschriebenen Tendenzen verdeutlicht werden.

In Abb. 13.4 sind die Haupteffekte der veränderten Parameter auf die Zielgröße des E-Moduls in 0°-Richtung dargestellt.

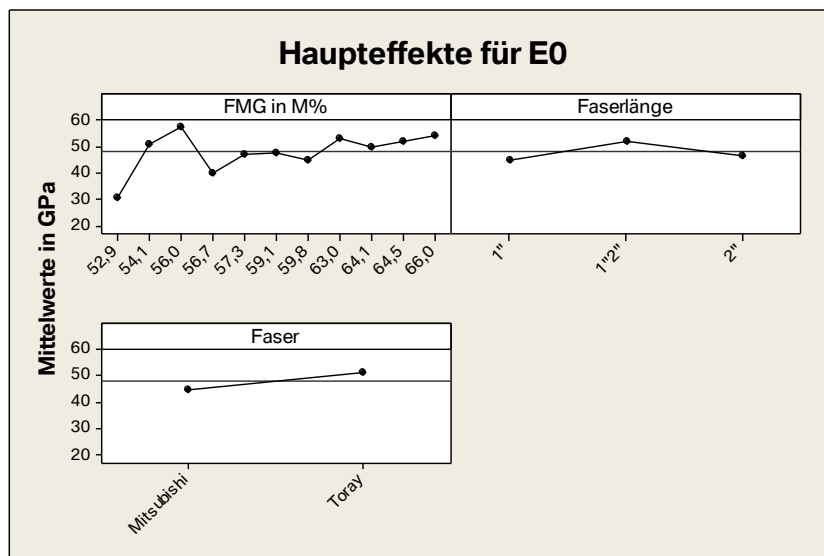


Abb. 13.4: Darstellung der Haupteffekte für E₀ in Minitab

Bei der Betrachtung der Haupteffekte für die E-Moduln in Produktionsrichtung fällt auf, dass eine konkrete Auswertung nur bedingt möglich ist. Tendenziell steigt der E-Modul bei Erhöhung des Faseranteils. Ebenso hat die Verwendung einer Faserlängenkombination einen positiven Einfluss auf das Niveau des E-Moduls. Bezogen auf die Kategorie der Faser ist der Einfluss der 12K-Toray Faser auf die betrachteten Kennwerte etwas höher als derjenige der 12K-Mitsubishi Faser.

Die Auswertung der Haupteffekte der E-Moduln quer zur Produktionsrichtung ist in Abb. 13.5 dargestellt.

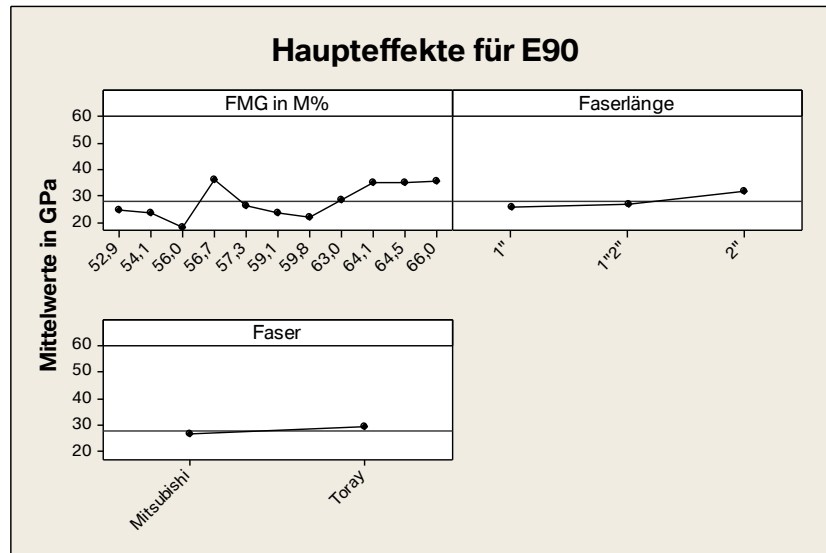


Abb. 13.5: Darstellung der Haupteffekte für E₉₀ in Minitab

Quer zur Produktionsrichtung ist in Bezug auf die Fasermasse des Compounds kein klarer Effekt erkennbar. In dieser Richtung hat entgegen der Auswertung in Produktionsrichtung die Verwendung von 2“-langen Fasern einen positiven Einfluss auf die Leistungsfähigkeit des Werkstoffs. Analog der vorhergegangenen Auswertung erreichen die Werkstoffe mit 12K-Toray Faser höhere Werte als diejenigen mit 12K-Mitsubishi Faser.

Betrachtet man die ermittelten Festigkeiten der Werkstoffe in Produktionsrichtung, können die in Abb. 13.6 dargestellten Haupteffekte ausgewertet werden.

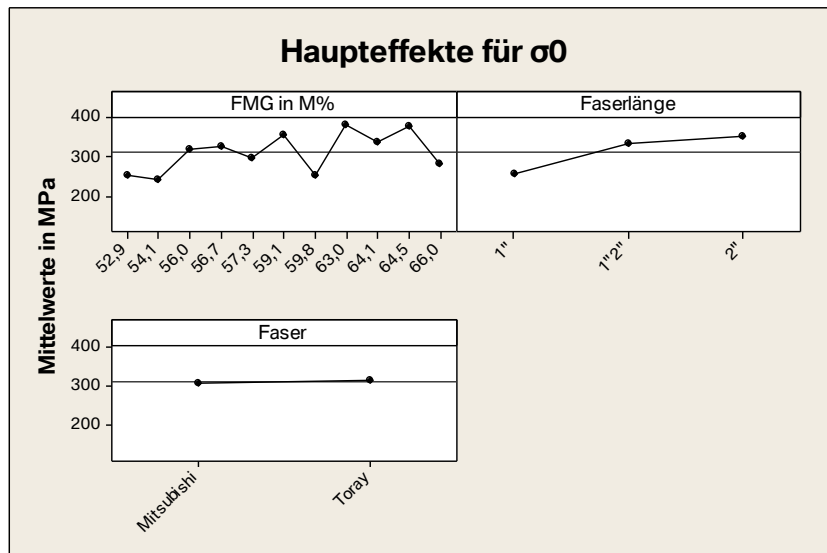


Abb. 13.6: Darstellung der Haupteffekte für σ_0 in Minitab

Auch in der Auswertung der Haupteffekte auf die Zugfestigkeiten der untersuchten Werkstoffe können keine stetigen Abhängigkeiten, sondern lediglich Tendenzen aus den Schaubildern abgelesen werden. Mit steigendem Fasermassenanteil im Werkstoff steigen die erreichbaren Kennwerte. Eine große Faserlänge hat einen stark positiven Einfluss auf die Zugfestigkeit. Die Verwendung der 12K-Toray Faser führt zu einem höheren Niveau der Zugfestigkeit im Vergleich zu den Werkstoffen mit 12K-Mitsubishi Faser.

Abschließend beschreibt Abb. 13.7 die Haupteffekte, die bei der Auswertung der Festigkeiten quer zur Produktionsrichtung auftreten.

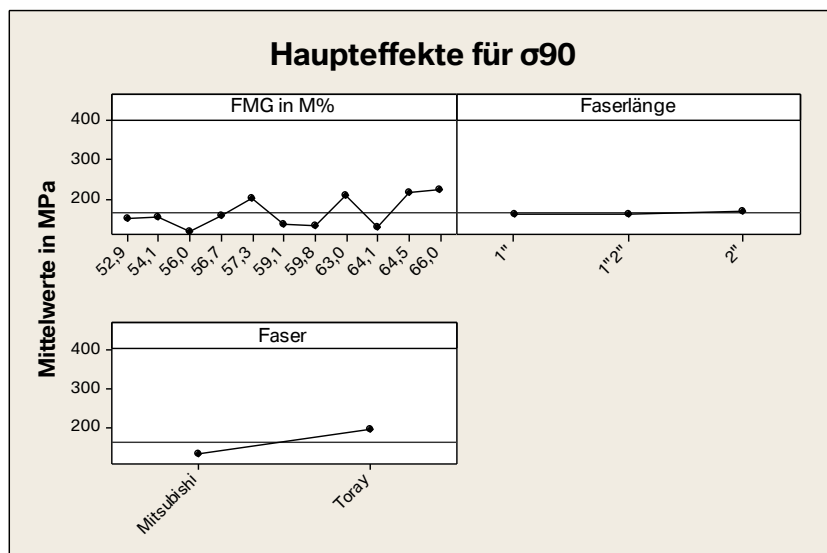


Abb. 13.7: Darstellung der Haupteffekte für σ_{90} in Minitab

Die bereits bei der Beschreibung der Zugfestigkeiten in Produktionsrichtung beobachteten Tendenzen können auch in der Auswertung der Haupteffekte quer dazu abgelesen werden. Im Gegensatz zu der 0° -Richtung ist hier jedoch der Einfluss zwischen kurzen und langen Faserabschnitten nicht so deutlich ausgeprägt. Anders verhält sich jedoch hier der Einfluss der

verwendeten Faser. Der Effekt auf die Zielgröße bei der Verwendung der 12K-Toray Faser ist signifikant höher als der beim Einsatz der 12K-Mitsubishi Faser.

13.3 Anhang zu Kapitel 6.2.2

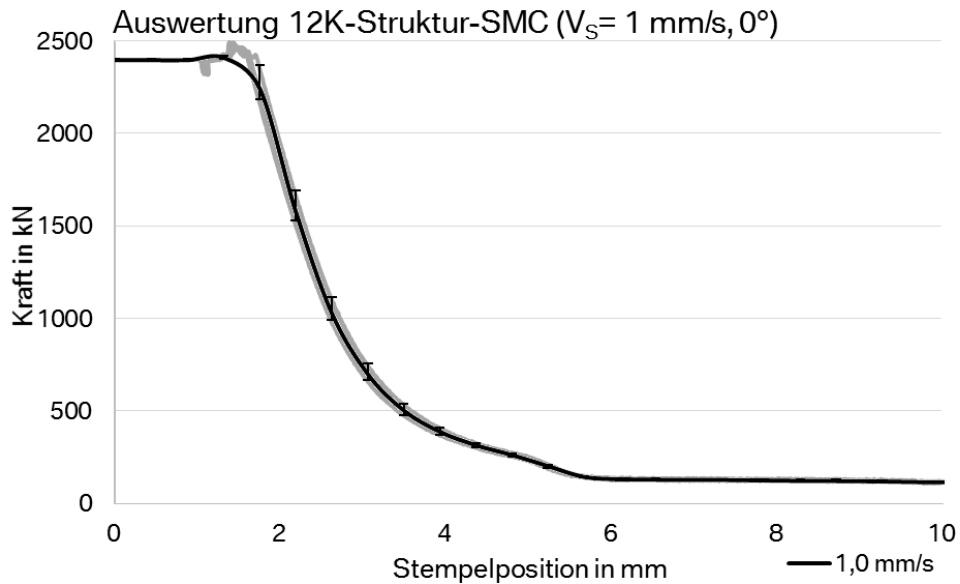


Abb. 13.8: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 0° und $V_S = 1 \text{ mm/s}$

Bei den analogen Untersuchungen des Werkstoffs, jedoch einer Schließgeschwindigkeit von $V_S = 1 \text{ mm/s}$ können vergleichbare Beobachtungen angestellt werden. Die äußere Gestalt der Kurvenverläufe ist direkt vergleichbar mit denen der halben Geschwindigkeit. Bei einer Stempelposition von $h = 5 \text{ mm}$ ist ein etwas deutlicherer Knick im Kurvenverlauf erkennbar. Danach steigt die Kraft unter Erhöhung der Steigung bis F_{\max} an. Die minimale Stempelposition wird bei $h_{\min} = 1 \text{ mm}$ erreicht. Insgesamt sind geringe Streuungen unter den Versuchsreihen zu erkennen.

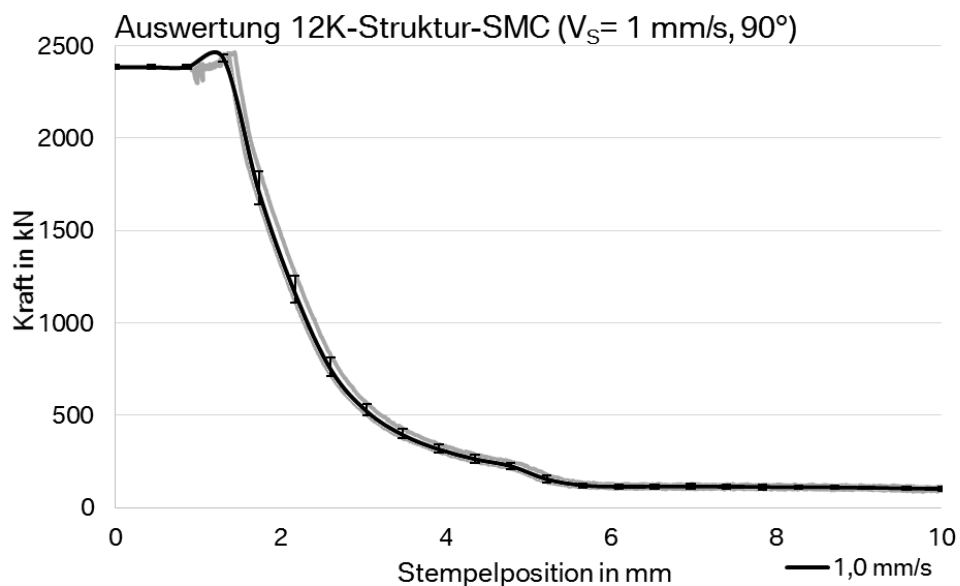


Abb. 13.9: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 90° und $V_S = 1 \text{ mm/s}$

Bei der gleichen Schließgeschwindigkeit, jedoch gedrehter Stackorientierung lässt sich ein ähnliches Werkstoffverhalten erkennen. Der Knick im Kurvenverlauf tritt etwas früher bei $h=5,5$ mm auf und erscheint ausgeprägter als bei den Untersuchungen der quer zur Fließrichtung orientierten Zuschnitte. Auch in dieser Messreihe sind nur geringe Streuungen in den aufgezeichneten Kurvenverläufen erkennbar.

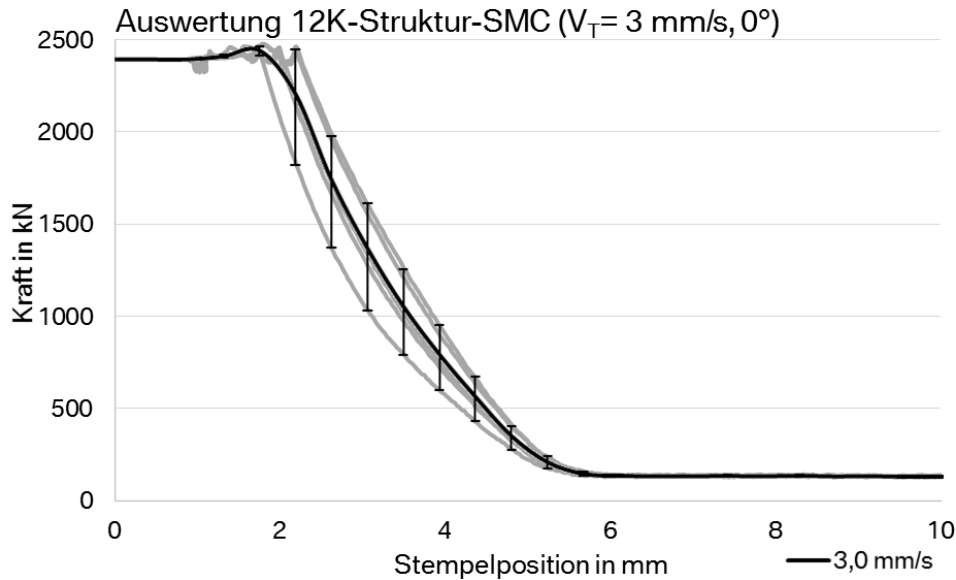


Abb. 13.10: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 0° und $V_S=3$ mm/s

Bei der Betrachtung der Auswertung der Versuche bei einer Schließgeschwindigkeit von $V_S=3$ mm/s fällt eine höhere Streuung der Kurvenverläufe der Testreihe im Vergleich zu den Versuchen bei langsameren Geschwindigkeiten auf. Ab einer Stempelposition von $h=5,5$ mm ist ein starker, annähernd linearer Kraftanstieg bis F_{max} zu beobachten. Bereits bei einer Stackhöhe von $h=2$ mm wird die Maximalkraft erreicht.

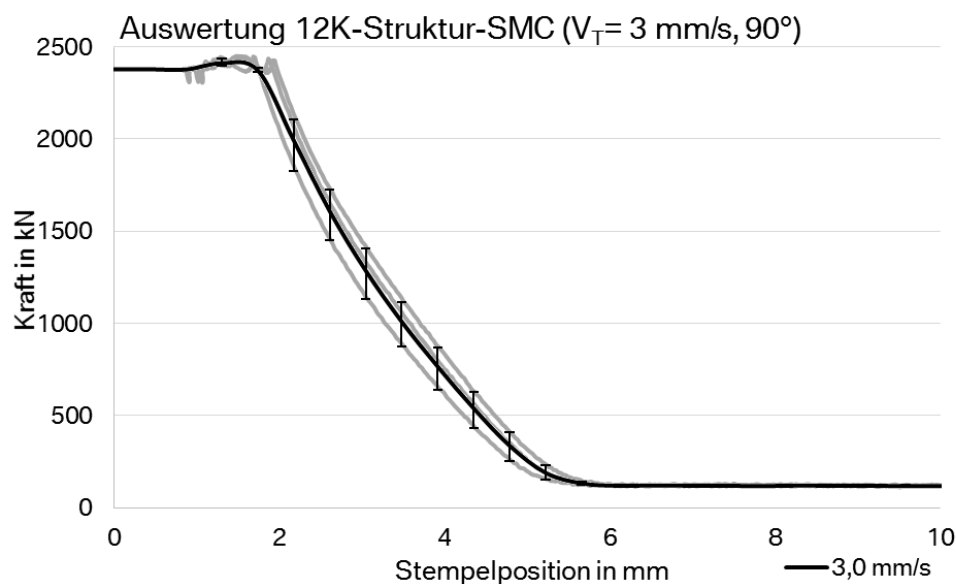


Abb. 13.11: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 90° und $V_S=3$ mm/s

Die Kraftverläufe der Versuche mit gedrehtem Stack zeigen eine vergleichbare äußere Form wie die vorherigen Versuche. Auch hier ist ein steiler, annähernd linearer Kraftverlauf ab $h = 5,5$ mm zu beobachten. Deutlich sind in dieser Darstellung die erhöhten Streuungen der Kurvenverläufe im Vergleich zur 0° -Konfiguration zu erkennen.

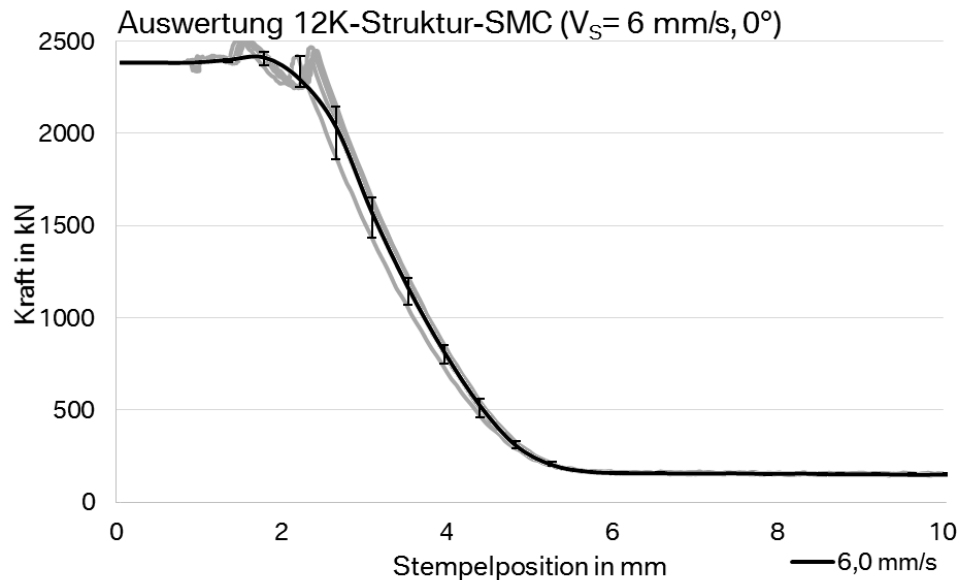


Abb. 13.12: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 0° und $V_S = 6$ mm/s

Bei den Untersuchungen der höchsten Schließgeschwindigkeit der Versuchsreihe ($V_S = 6$ mm/s) ist ein vergleichbarer Verlauf der Pressenkraft wie bei den Versuchen mit $V_S = 3$ mm/s zu erkennen. Ab einer Stempelposition von $h = 5,5$ mm beginnt die Kraft steil, annähernd linear zu steigen. Auffällig sind in dieser Auswertung die hohen Abweichungen der einzelnen Testreihen von der Ausgleichskurve und die teilweise verschobenen Kurvenverläufe. So wird F_{\max} bei den unterschiedlichen Versuchen bei verschiedenen Stempelpositionen ($h = 2$ - $2,5$ mm) erreicht. Außerdem fällt auf, dass nach dem ersten Erreichen der Maximalkraft ein Kurvenverlauf ähnlich einer Schwingung erkennbar ist.

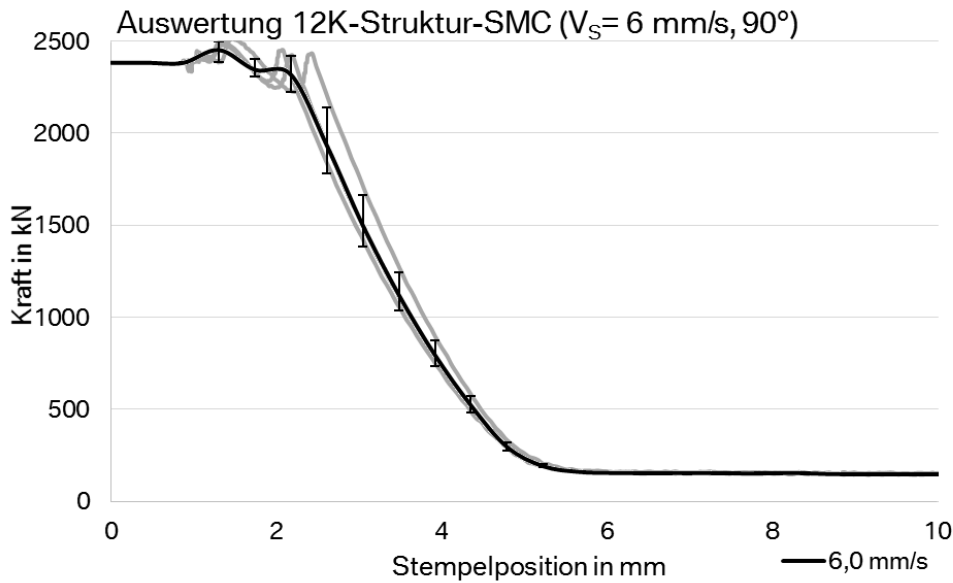


Abb. 13.13: Darstellung des Kraftverlaufs bei Einlegeschema 90° und $V_S = 6 \text{ mm/s}$

Der Kurvenverlauf der Querrichtung kann direkt mit dem der 0° -Orientierung verglichen werden. Analog des vorherigen Verlaufs der Kraft steigt das Signal ab einer Stempelposition von $h = 5,5 \text{ mm}$ an und folgt einem steilen Verlauf bis zum Erreichen der Maximalkraft.

13.4 Anhang zu Kapitel 8.2

Darstellung der Auswertung der Versuche am Plattenrheometer bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten.

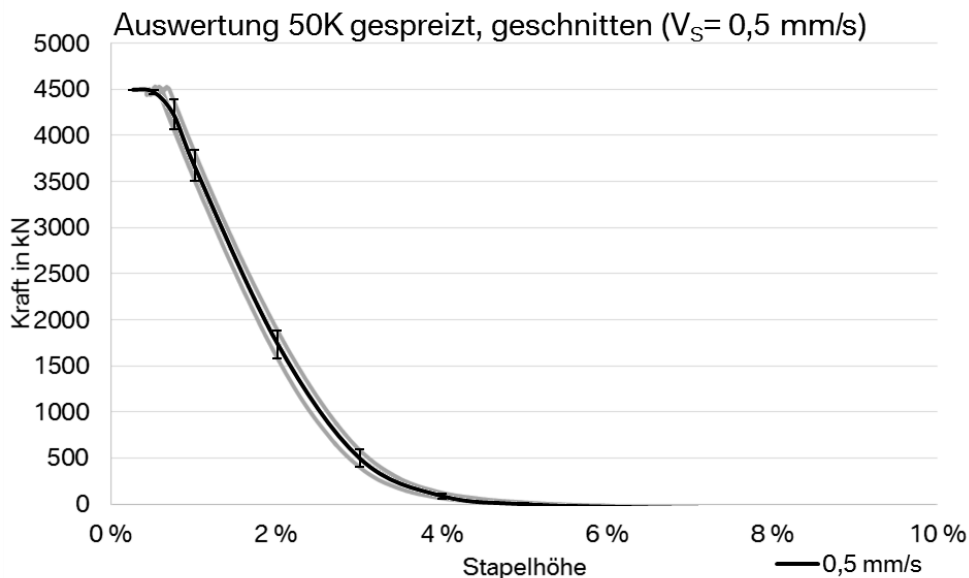


Abb. 13.14: Darstellung des Kraftverlaufs beim Rheometerversuch mit $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$

Die Auswertung des Kraftsignals bei der Verdrängung des 50K-Werkstoffs zeigt einen harmonischen Verlauf. Ab einer Stapelhöhe von $h_1 = 5 \%$ beginnt die Kraft zu steigen, bis bei

einer Stapelhöhe von etwa $h_2 = 1\%$ die Maximalkraft erreicht wird. Dabei folgen alle Kurven der berechneten Ausgleichskurve in einem vergleichsweise engen Vertrauensbereich.

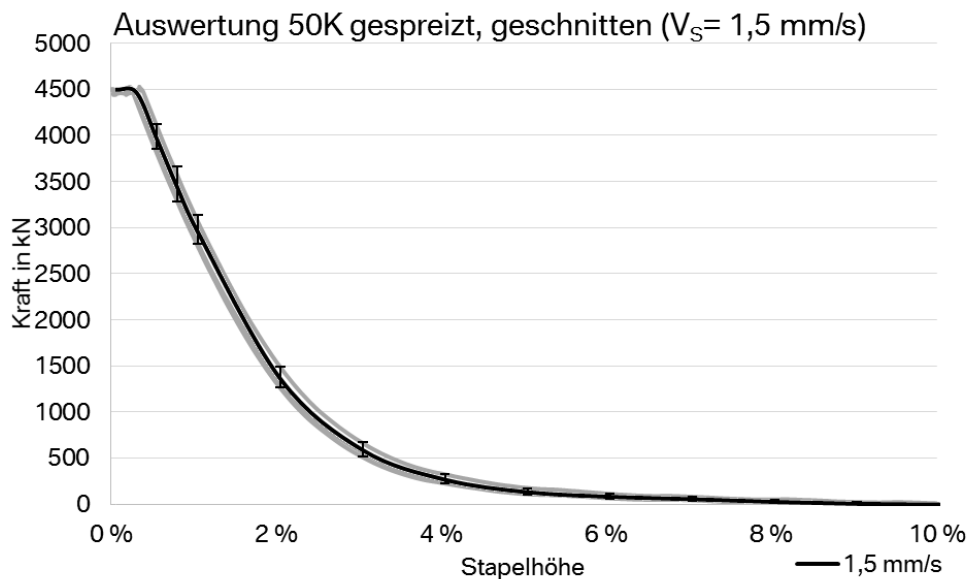


Abb. 13.15: Darstellung des Kraftverlaufs beim Rheometerversuch mit $V_S = 1,5 \text{ mm/s}$

Analog zur Auswertung der Versuche bei der geringsten Geschwindigkeit zeigt sich der Kraftverlauf bei $V_S = 1,5 \text{ mm/s}$ gleichmäßig innerhalb eines engen Vertrauensbereichs gegenüber der ermittelten Ausgleichskurve. Ab einer Stapelhöhe von $h = 8\%$ beginnt die Kraft langsam zu steigen. Erst ab etwa $h_1 = 5\%$ ist eine Änderung der Steigung zu beobachten. Erst spät bei einer Kompaktierung von $99,5\%$ wird im Mittel die Maximalkraft und die höchste Kompaktierung des Werkstoffs erreicht.

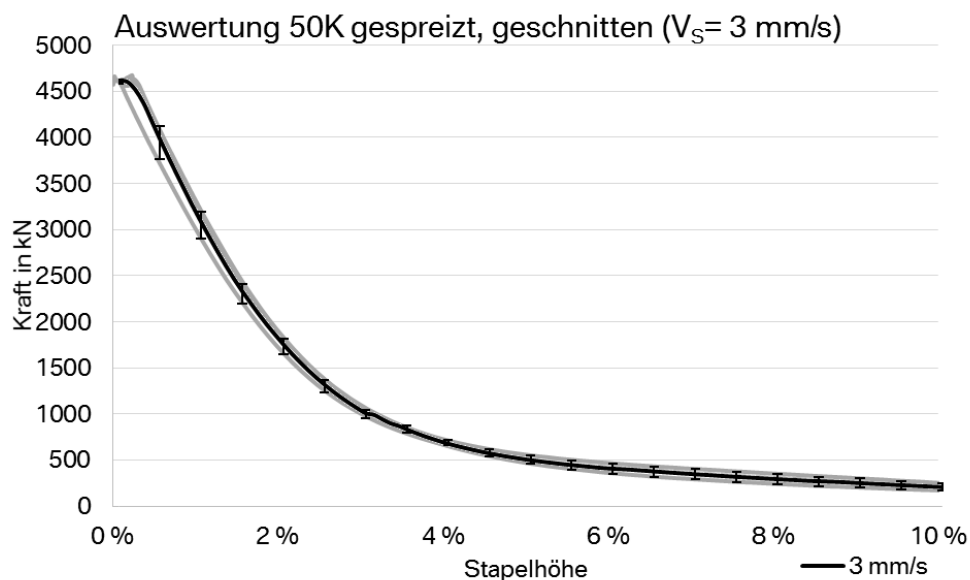


Abb. 13.16: Darstellung des Kraftverlaufs beim Rheometerversuch mit $V_S = 3 \text{ mm/s}$

Auch bei der höchsten der getesteten Prüfgeschwindigkeiten zeigt sich ein glatter Verlauf der ermittelten Kraftsignale in einem engen Vertrauensbereich in Bezug auf die berechnete

Ausgleichsgerade. Auffällig ist, dass vor dem Bereich der höchsten Steigung der Kurve bereits erhöhte Schwankungen zwischen den einzelnen Kurvenverläufen auftreten, was anhand der Fehlerindikatoren der Ausgleichsgerade erkennbar ist. Der Kraftanstieg vor einer Stapelhöhe von $h_1 = 5\%$ erscheint im Vergleich zu den anderen Testreihen steiler und beginnt bereits bei einer Stapelhöhe von $h_2 = 9\%$. Die maximale Kompaktierung wird bei einer Höhe von $h_3 = 0,3\%$ erreicht.

Darstellung der Versuche des Kompaktierungsversuch am 50K-Werkstoff mit Spreizschnitt.

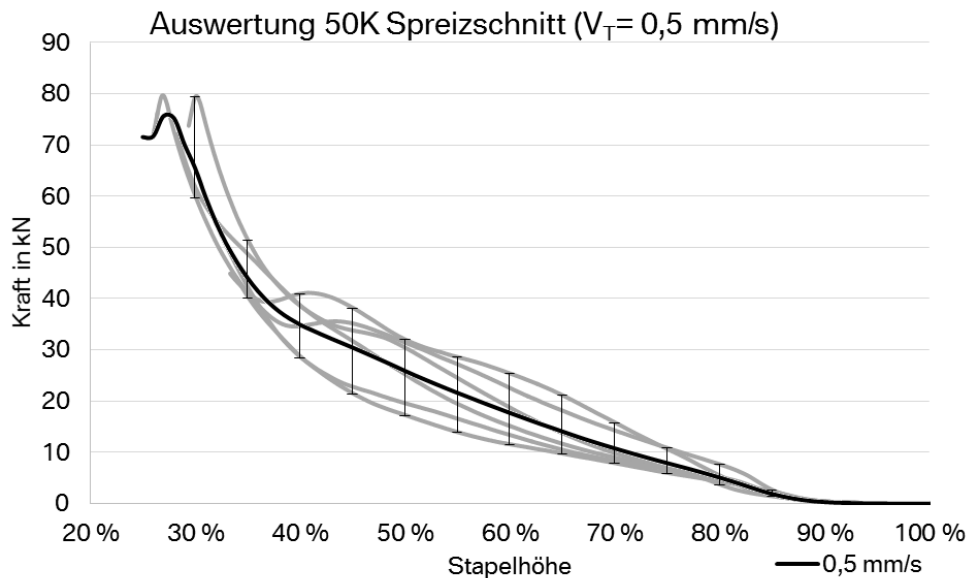


Abb. 13.17: Darstellung des Kraftverlaufs der Kompaktierung bei $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$

Anhand der Darstellung der Kraftverläufe der einzelnen Versuche mit der überlagerten Ausgleichskurve ist der im Verlauf der Kompaktierung größer werdende Vertrauensbereich erkennbar. Ab einer Stapelhöhe von $h_1 = 85\%$ steigt die Kraft bei allen Versuchen mit teilweise sehr unterschiedlichen Steigungen bis F_{\max} an. Bei zwei der Kurven zeigt sich ein Zwischenmaximum bei einer Kompaktierung von 50-60%. Die Maximalkraft wird im Mittel bei etwa $h_2 = 30\%$ der ursprünglichen Stapelhöhe erreicht.

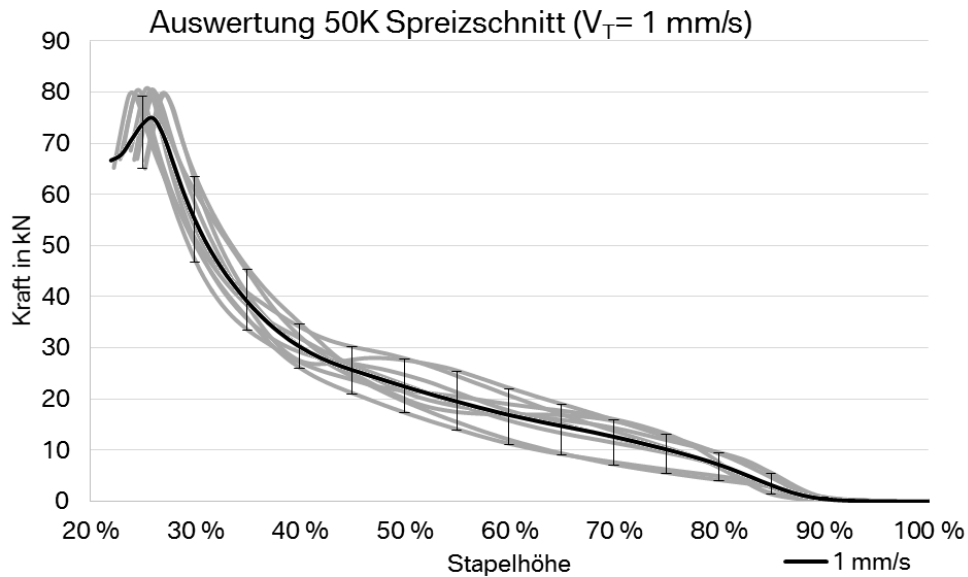


Abb. 13.18: Darstellung des Kraftverlaufs der Kompaktierung bei $V_S = 1,0 \text{ mm/s}$

Die äußere Gestalt der Kraftverläufe bei einer Geschwindigkeit von $V_S = 1,0 \text{ mm/s}$ gleicht dem Verlauf der Auswertung bei $V_S = 0,5 \text{ mm/s}$. Ab einer Stapelhöhe von $h_1 = 90 \%$ beginnt bei jedem Versuch die Kraft zu steigen. Der Kraftanstieg lässt sich ab diesem Punkt in zwei Bereiche teilen. Zwischen $h_1 = 90 \%$ und $h_2 = 45 \%$ steigt die Kraft nur langsam an, während ab $h_2 = 45 \%$ die Steigung steiler wird, bevor in einem Bereich von $h = 25\text{-}30 \%$ die Maximalkraft erreicht wird.

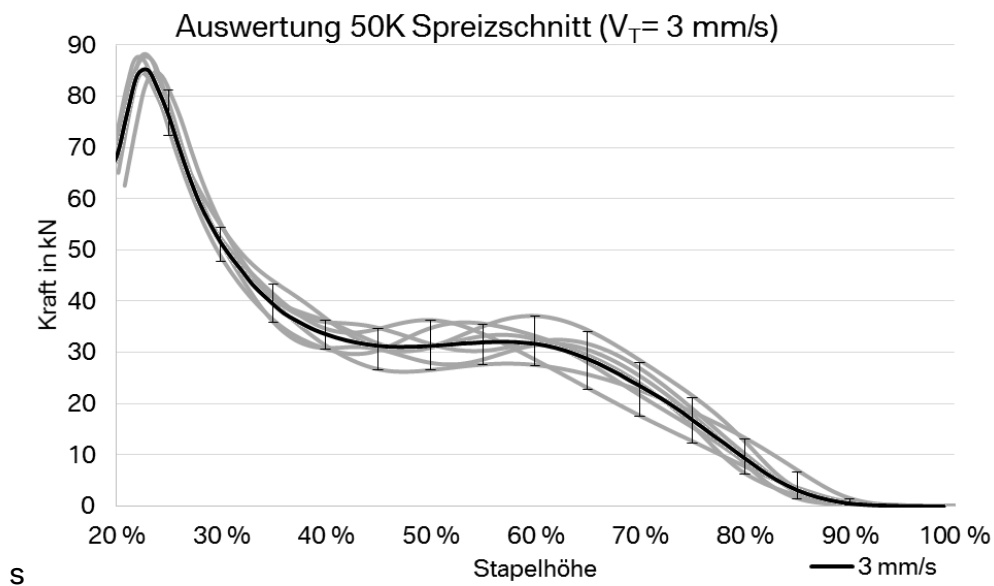


Abb. 13.19: Darstellung des Kraftverlaufs der Kompaktierung bei $V_S = 3,0 \text{ mm/s}$

Bei der Auswertung der Versuche bei einer Traversengeschwindigkeit von $V_S = 3 \text{ mm/s}$ zeigt sich ein deutlich anderer Verlauf des Kraftsignals im Vergleich zu den Versuchen bei geringerer Geschwindigkeit. Nach dem deutlichen Kraftanstieg bei etwa $h_1 = 90 \%$ bildet sich zwischen $h_2 = 60 \%$ und $h_3 = 40 \%$ ein Plateaubereich aus, bevor die Kraft wieder steil ansteigt und bei $h_4 = 23 \%$ im Mittel das Kraftmaximum erreicht. Bei dieser Auswertung ist ein etwas engerer Vertrauensbereich der einzelnen Versuche in Bezug auf die ermittelte Ausgleichskurve zu erkennen.

14 Lebenslauf

Markus Christian Maria Reiß

Geburtsdatum/-ort 07.03.1986 / Mannheim

Staatsangehörigkeit Deutsch

Familienstand Ledig

SCHULISCHER WERDEGANG

09.1996 – 07.2005 Johann Sebastian Bach Gymnasium, Mannheim

STUDIUM

10.2006 – 06.2013 Diplomstudiengang „Maschinenwesen“ an der Technischen Universität München (TUM)

STUDIENBEGLEITENDE TÄTIGKEITEN

07.2006 – 09.2006 Praktikum bei Schuster & Co. GmbH, Mannheim und Zeithain

04.2011 – 10.2011 Werksstudententätigkeit bei Karl Storz Endoskope GmbH & Co. KG, München

11.2011 – 03.2012 Praktikum bei Karl Storz Imaging Inc, Kalifornien (USA)

04.2012 – 07.2012 Werksstudententätigkeit bei Knorr Bremse AG, München

08.2012 – 06.2013 Diplomarbeit am Lehrstuhl für Medizintechnik, TU München
Thema: Erstellung einer Konstruktionsrichtlinie für CF-SMC

BERUFLICHER WERDEGANG

06/2013 – 07/2016 Teilnehmer des Doktorandenprogramms „ProMotion“ der BMW Group

07/2016 – 12/2017 SE-Teamleiter, BMW M GmbH, Garching

01/2018 – heute COC-Leiter M Außenspiegel, BMW M GmbH, Garching

München, im November 2018