

# Eine neue materialgerechte Füge­technologie für unidirektionale Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe mit Glas- und Carbonfasern

Von der Fakultät Bau- und Umweltingenieurwissenschaften der Universität Stuttgart zur Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) genehmigte Abhandlung

vorgelegt von

**Jürgen Denonville**

aus Ludwigshafen am Rhein

Hauptberichter: o. Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Dr. h.c. Werner Sobek

Mitberichter: o. Prof. Dr.-Ing. Peter Middendorf

Tag der mündlichen Prüfung: 18. Juni 2015



## Vorwort

Die in dieser Arbeit aufgeführten Ergebnisse entstanden im Rahmen der Projektbearbeitung des Forschungsprojekts mit dem Kurztitel *Materialgerechtes Fügen von Faserkunststoffverbunden*. Dieses Forschungsprojekt wurde in Kooperation des Instituts für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren (ILEK) mit dem Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart durchgeführt. Eine ausführliche Darstellung aller Projektergebnisse ist in [1] zu finden.

Zur Realisierung des verfolgten Lösungsansatzes war es notwendig, ein neues Verfahren zur Herstellung von Faser-Metall-Verbunden unter den projektspezifischen Randbedingungen zu entwickeln. Diese Entwicklung erfolgte in enger Kooperation der Mitarbeiter der beteiligten Institute. Die für das Verfahren erforderliche Konstruktion, Simulation und Fertigung des Formgebungswerkzeugs wurden hierbei ausschließlich vom IFU, d.h. von Herrn Riedmüller durchgeführt. Die Festlegung der Randbedingungen, der eingeschlagene Lösungsweg und die nachfolgende Parameterstudie zur Einbringung der Fasern und zur Berücksichtigung der Einflüsse der Fasern auf das Verfahren wurden unter maßgeblicher Mitwirkung oder nach Vorgabe des Autors durchgeführt. In Kapitel 4 "Das neue Herstellungsverfahren" sind die gemeinsam erarbeiteten Ergebnisse und die vom Autor getroffenen Rückschlüsse dargelegt. Für weitere Informationen wird auf den Forschungsbericht [1] verwiesen.

Hiermit erkläre ich, Jürgen Denonville, dass ich abgesehen von den ausdrücklich bezeichneten Hilfsmitteln die Dissertation selbständig verfasst habe.

Speyer, den 19. Juni 2015





## Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren (ILEK) der Universität Stuttgart. Dieses Institut zeichnet sich dank seines Institutsleiters o. Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Dr. h.c. Werner Sobek durch die gelebte Interdisziplinarität sowohl im alltäglichen Miteinander von Bauingenieuren und Architekten als auch der Kooperation mit Instituten anderer Forschungsbereiche aus. Ohne die hierfür notwendige Grundhaltung wäre diese Arbeit nicht denkbar gewesen. Daher gilt mein ganz besonderer Dank Professor Werner Sobek.

Die hier vorgestellten Ergebnisse entstanden im Rahmen eines Forschungsprojekts des ILEK, das in enger Kooperation mit dem Institut für Umformtechnik der Universität Stuttgart (IFU) durchgeführt wurde. Mein Dank gilt daher dem Institutsleiter des IFU, Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA für seine Mitwirkung im Projekt und der Bereitstellung der notwendigen Ressourcen. Im besonderem möchte ich dem Gruppenleiter Formgebungsverfahren des IFU, Herrn Kim Riedmüller, für seine kooperative, sach- und zielorientierte Arbeitsweise danken.

Das gemeinsam bearbeitete Forschungsprojekt mit dem Kurztitel *Materialgerechtes Fügen von Faserkunststoffverbunden* wurde mit Mitteln der Forschungsinitiative ZukunftBau des Bundesamtes für Bauwesen und Raumordnung (Aktenzeichen SF-10.08.18.7-10.22 / II 3-F20-10-1-054) gefördert. Für die zur Verfügung gestellten Finanzmittel möchte ich mich an dieser Stelle ausdrücklich bedanken.

Des Weiteren möchte ich mich bei den beiden Diplomanden Alexander Müller und Gabriel Menke für deren Leistungen im Rahmen ihrer Diplomarbeiten bedanken.

Bei Gabriela Metzger, der Fotografin des ILEK, möchte ich mich für Ihren Sinn und Umgang mit dem Licht und ihre wunderbaren Bilder bedanken.

Die richtigen Worte an der richtigen Stelle zu nutzen, die wichtigen Worte an einer unbekanntem Stelle zu finden, an der bekannten Stelle zu bewahren und zugänglich zu machen, dafür danke ich Herrn Christian Assenbaum, dem Bibliothekar des ILEK.

Markus Berndt und Jürgen Braig aus der mechanischen Werkstatt des ILEK möchte ich für die präzise Arbeit und das ausgesprochen gute Organisationstalent danken.

Im besonderen Maße möchte ich mich bei meinem Kollegen und Freund Michael Herrmann bedanken. Wie er sich neue Herausforderungen sucht und sich diesen stellt, hat mich immer wieder beeindruckt. Ohne ihn hätte ich wohl nie versucht den Mont Blanc zu besteigen und ohne ihn hätte es das Forschungsprojekt *Materialgerechtes Fügen von Faserkunststoffverbunden* nicht gegeben. Danke.

Meiner Frau Bettina danke ich von Herzen für Ihr stetes Vertrauen in mich und für unsere beiden wundervollen Kinder Hugo und Bruno.



## Kurzfassung

Die Fügung von Faser-Kunststoff-Verbundbauteilen ist noch nicht zufriedenstellend gelöst. In dieser Arbeit wird ein neuer materialgerechter Ansatz vorgestellt, untersucht und diskutiert, der auf der Verwendung eines metallischen Matrixwerkstoffs in der Fügezone eines Faser-Kunststoff-Bauteils basiert. Carbon- und Glasfasern werden hierfür bereits bei der Herstellung des Bauteils partiell in eine metallische Matrix eingebettet. Im Lasteinleitungsbereich liegt somit ein Faser-Metall-Verbundwerkstoff (oder auch Metall Matrix Composite - MMC), ansonsten ein Faser-Kunststoff-Verbund vor. Die Substitution der schwachen Kunststoffmatrix durch eine leistungsfähigere metallische Matrix soll eine gesteigerte Tragfähigkeit von einfach ausführbaren Lochleibungsverbindungen von unidirektionalen Faser-Kunststoff-Bauteilen ermöglichen.

Diese Arbeit umfasst die Entwicklung eines neuen Verfahrens zur Herstellung der beschriebenen Bauteile auf der Grundlage von bestehenden Thixo-Schmiedeverfahren, die Bewertung der erreichten Materialqualität und -eigenschaften, die Quantifizierung der Bauteiltragfähigkeit und deren numerische Simulation anhand einer gewählten Fügekonfiguration.

Schlagworte: Faser-Kunststoff-Verbund (FKV), Faser-Metall-Verbund (FMV), Metall Matrix Composite (MMC), Carbonfaser, Glasfaser (S2), materialgerechte Fügung, CfK, GfK, Thixo-Schmiedeverfahren

## Abstract

The connection of carbon or glass fibers composite elements with other structural parts is still not solved in a satisfactory manner. In this thesis a new technology was developed, investigated and discussed which is based upon the substitution of the standard polymer matrix by a metallic matrix in the load transition zone. Therefor the carbon and glass fibers were embedded in the metallic matrix during the manufacturing process. That means that the final elements are in the area of load transition Metal Matrix Composites (MMC) and apart from that they are standard composite elements. The substitution of the weak polymer matrix by a more efficient metallic matrix should increase the load bearing capacity of a bolted connection of unidirectional composite elements.

This thesis contains the development of a new manufacturing process on basis of existing thixo-forming techniques, the investigation of the material qualities and properties of the produces parts, the quantification of the load bearing capacity and numerical simulation of a specific connection assembly.

Keyword: fiber reinforced plastics (frp), Metal Matrix Composites (MMC), carbon fiber, glass fiber (S2), gfrp, cfrp, Semi Solid Metal forming (SSMF), Thixo-Forming



## Inhalt

Vorwort.....	II
Danksagung .....	III
Kurzfassung.....	IV
Abstract .....	IV
Inhalt.....	V
1 Einleitung.....	1
1.1 Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe im Bauwesen.....	1
1.2 Problemstellung .....	2
1.3 Lösungsansatz .....	3
1.4 Realisierung .....	4
1.5 Ziele.....	5
1.6 Gliederung.....	5
2 Grundlagen .....	6
2.1 Faserverbundwerkstoffe.....	6
2.1.1 Begriffsdefinitionen.....	6
2.1.2 Wirkungsprinzip .....	7
2.2 Fasern .....	8
2.2.1 Allgemeines.....	8
2.2.2 Glasfaser.....	9
2.2.3 Kennwerte der verwendeten Glasfaser .....	11
2.2.4 Carbonfaser.....	11
2.2.5 Kennwerte der verwendeten Carbonfaser .....	12
2.3 Matrixwerkstoffe .....	13
2.3.1 Polymere.....	13
2.3.2 Metalle.....	14
2.4 Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden .....	15
2.4.1 Allgemeines.....	15
2.4.2 Angewandtes Verfahren für die Probekörperherstellung .....	16
2.5 Herstellung von Faser-Metall-Verbunden .....	17

2.5.1	Allgemeines .....	17
2.5.2	Permeabilität (Durchlässigkeit) .....	18
2.5.3	Umformen im teilerstarten Zustand .....	19
2.5.4	Grenzflächenreaktionen bei FMV .....	21
2.6	Mechanische Eigenschaften .....	24
2.6.1	Allgemeines .....	24
2.6.2	Spannungsverteilung in Faserrichtung .....	24
2.6.3	Materialeigenschaften einer UD-Schicht .....	25
2.6.4	Bruchgeschehen .....	26
2.7	Korrosionsverhalten .....	27
3	Verbindungen .....	28
3.1	Allgemeines .....	28
3.2	Lochleibungsverbindungen .....	31
3.3	Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen .....	33
3.3.1	FKV-Bemessungsregeln .....	33
3.3.2	GfK-Pultrusionsprofile der Firma Fiberline .....	35
3.3.3	GfK mit S-Glasfasern .....	37
3.3.4	CfK .....	38
3.3.5	Aluminium .....	39
3.3.6	Metallische Verbundwerkstoffe .....	41
3.4	Referenzwerte .....	42
3.4.1	Bauteilgeometrie .....	42
3.4.2	Traglasten der Vergleichsbauteile .....	43
4	Das neu entwickelte Herstellungsverfahren .....	45
4.1	Randbedingungen .....	45
4.2	Wesentliche Änderung gegenüber dem Thixoschmiedeverfahren .....	46
4.3	Konstruktive Auslegung .....	47
4.3.1	Festlegung der Bauteilgeometrie .....	47
4.3.2	Konstruktion des Formgebungswerkzeugs .....	49
4.4	Verfahrensablauf .....	50
4.5	Parameterstudie zur Maximierung des Faservolumengehalts .....	51
4.5.1	Parameter .....	51
4.5.2	Einschränkungen .....	51
4.5.3	Bewertungskriterium .....	52
4.5.4	Ergebnisse der Parameterstudie .....	53

4.6	Beschreibung der erreichten Bauteilqualität.....	58
4.6.1	Äußeres Erscheinungsbild .....	58
4.6.2	Infiltrationsgüte und Matrixqualität.....	60
4.7	Zusammenfassung.....	62
5	Experimentelle Untersuchungen.....	63
5.1	Zugversuche.....	64
5.1.1	Untersuchte Parameter.....	64
5.1.2	Systematik der Probekörperbezeichnung.....	64
5.1.3	Probekörpergeometrie und Herstellung.....	65
5.1.4	Versuchsdurchführung.....	66
5.1.5	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	66
5.1.6	Vorversuche .....	67
5.1.7	Diskussion der Ergebnisse der Aluminiumproben .....	68
5.1.8	Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben.....	72
5.1.9	Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben.....	79
5.1.10	Zusammenfassung aller Zugversuche .....	82
5.2	Auszugsversuche.....	83
5.2.1	Randbedingungen und Annahmen.....	83
5.2.2	Probekörpergeometrie .....	84
5.2.3	Probekörperherstellung .....	85
5.2.4	Systematik der Probekörperbezeichnung .....	86
5.2.5	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	86
5.2.6	Versuchsdurchführung.....	86
5.2.7	Ergebnisse der Auszugsversuche an Carbonfaserproben .....	87
5.2.8	Ergebnisse der Auszugsversuche an Glasfaserproben .....	93
5.2.9	Diskussion und Bewertung der Auszugsversuche.....	98
5.3	Bauteilversuche an Lochleibungsverbindungen.....	99
5.3.1	Probekörper .....	99
5.3.2	Probekörperherstellung .....	100
5.3.3	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	101
5.3.4	Versuchsanordnung .....	102
5.3.5	Versuchsdurchführung.....	102
5.3.6	Ergebnisse der Versuche an Bauteilen mit Carbonfasern .....	103
5.3.7	Ergebnisse der Versuche an Bauteilen mit Glasfasern .....	106
5.3.8	Diskussion und Bewertung der Ergebnisse der Bauteilversuche .....	109
6	Numerische Untersuchungen .....	112
6.1	Allgemeines .....	112

6.2	Annahmen.....	114
6.2.1	Verbundverhalten von Faser und Matrix .....	114
6.2.2	Annahmen zu den Fasereigenschaften.....	114
6.2.3	Annahmen zum Matrixwerkstoff .....	115
6.2.4	Materialkennwerte der Verbundpartner.....	116
6.2.5	Versagenskriterien .....	116
6.3	Bauteilversuche.....	119
6.3.1	Modellierung.....	119
6.3.2	Validierung des numerischen Modells .....	120
6.3.3	Prognose der Bauteilbruchkräfte .....	125
6.3.4	Bewertung der Ergebnisse.....	128
6.4	Optimierung des Übergangs von FKV zum FMV .....	131
6.4.1	Modellierung des Übergangs von FKV zu FMV .....	132
6.4.2	Ergebnisse der numerischen Berechnungen des optimierten Übergangs .....	133
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	134
7.1	Zusammenfassung .....	134
7.2	Ausblick .....	136
7.2.1	Verwendung im Bauwesen.....	136
7.2.2	Verwendung in anderen Bereichen .....	136
7.2.3	Weiterentwicklungsansätze .....	137
	Literatur .....	138
	Abbildungsverzeichnis .....	143
	Tabellenverzeichnis.....	150
	Anhang.....	i







# 1 Einleitung

## 1.1 Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe im Bauwesen

Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe (FKV) finden seit 1960 breite Anwendung u.a. in der Luft- und Raumfahrt, dem Fahrzeugbau, dem Boots- und Schiffsbau, dem Maschinenbau, dem Bauwesen und dem Sportgerätebau [2].

Während bei den mobilen Strukturen schon zu Beginn der Gewichtsvorteil im Vordergrund stand, waren die Entwicklungen im Bauwesen in ihrer Boom-Phase (Mitte der 1950er bis 1970er) gemäß [3] durch andere Faktoren geprägt. Die Architekten und Ingenieure dieser Zeit, wie u.a. Renzo Piano, Richard Buckminster Fuller, Heinz Isler und Heinz Hossdorf, suchten nach neuen Strukturformen. Sie fanden in den beliebig formbaren, leichten und transluzenten glasfaserverstärkten Kunststoffen (GfK) den geeigneten Werkstoff für ihre Ideen. Forciert durch die Hersteller und Produzenten wurden auch neue Wohnformen für die Zukunft entwickelt. Das *Monsanto House of the Future* war das erste zur Serienreife konzipierte Kunststoffgebäude [4].

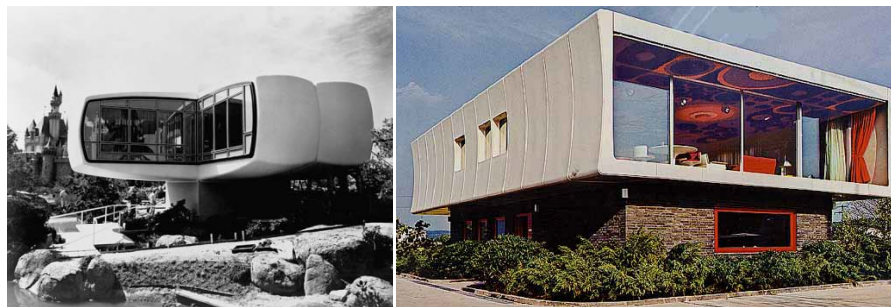


Abbildung 1-1 *links*: Monsanto House of the Future (1957) aus [5]; *rechts*: Fiberglasshaus FG2000 der Firma FG Design Wolfgang Feierbach (1970) aus [6]

Durch die Ölkrise 1973 endete diese Boom-Phase abrupt. In [3] werden neben der Rohstoffknappheit weitere Gründe aufgeführt, die eine Erklärung für den bis heute geringen Einsatz der FKV im Bauwesen speziell im tragstrukturellen Bereich sein könnten. Unter anderen wird die unüberschaubare Vielfalt an Mischungen aus Fasern und Harzen als Grund genannt. Diese Vielfalt bietet zwar nahezu unbegrenzte Möglichkeiten für den Experten, für alle anderen steigt dadurch jedoch die Hemmschwelle sich mit dem Werkstoff auseinanderzusetzen und ihn anzuwenden. Daraus erwuchs bereits damals der Wunsch nach einem standardisierten Material, dessen Eigenschaften allgemein anerkannt und gewährleistet sind. Für die tragstrukturelle Nutzung von GfK ist dieser Schritt vollzogen. Seit 2011 besteht für die pultrudierten GfK-Profile der Firma Fiberline Composites A/S eine Allgemeine Bauaufsichtliche Zulassung [7]. Seither kommen GfK-Profile als alternative Materialien zu den tradierten Werkstoffen Stahl, Beton und Holz auch bei Brückenkonstruktionen zur Anwendung [8].

## 1.2 Problemstellung

Bei Faserverbundwerkstoffen handelt es sich in der Regel um zweiphasige Verbunde, bestehend aus Fasern und Matrix. Bei FKV werden hochfeste und steife Fasern mit einer niedrigfesten und weichen Matrix kombiniert. Die auf den Verbund einwirkenden Kräfte verteilen sich gemäß dem Steifigkeitsverhältnis der beiden Komponenten. Daraus resultiert je nach Faseranordnung ein orthotropes bis quasi-isotropes Materialverhalten.

Die höchsten Steifigkeiten und Festigkeiten können bei Richtungsgleichheit der wirkenden Kraft und der Fasern erzielt werden. Langfaserverstärkte Kunststoffe, deren Fasern parallel angeordnet sind, nennt man unidirektionale Verbunde (UD-Verbunde). Das Materialverhalten dieser UD-Schichten ist orthotrop. Wird ein quasi-isotropes Materialverhalten angestrebt, werden mehrere UD-Faserlagen unter variierendem Winkel zur Bauteilachse zu einem Mehrschichtverbund (MSV) laminiert. Damit ist das Bauteil in der Lage, Beanspruchungen in verschiedenen Richtungen aufzunehmen, die gewichtsbezogenen (spezifischen) Materialeigenschaften verringern sich jedoch erheblich (Abbildung 1-2).

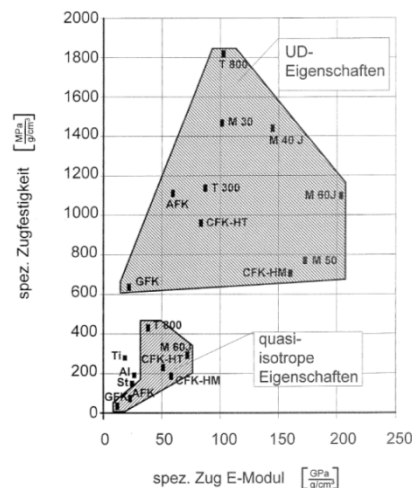


Abbildung 1-2 Vergleich der spezifischen Eigenschaften von unidirektionalen und quasi-isotropen FKV-Bauteilen [9]

Die vorrangig im Bauwesen eingesetzten pultrudierten Profilbauteile und Lamellen besitzen aufgrund des Herstellungsverfahrens einen sehr hohen Anteil an unidirektional angeordneten Fasern in Bauteillängsrichtung (Kapitel 2). Ihr Leichtbaupotential kann für normalkraftbeanspruchte Bauteile wie Zuelemente oder Fachwerkstäbe besonders gut genutzt werden.

Im Bereich der Lasteinleitung bzw. Fügung mit anderen Bauteilen wirkt sich die Orthotropie dieser Bauteile nachteilig aus, denn in diesen Bereichen treten mehrdimensionale Spannungszustände auf, die bei UD-Schichten vorrangig durch die schwache Matrix aufgenommen werden müssen. In Abhängigkeit von Art und Ausführung der Fügung kommt es zusätzlich zu Spannungskonzentrationen im Bauteil, die im Vergleich zu isotropen Werkstoffen deutlich höher ausfallen und aufgrund des linear-elastischen Materialverhalten nicht abgebaut werden können [10].

Damit ist die Fügung gerade bei UD-Verbunden von zentraler Bedeutung.

In Kapitel 3 ist eine Auswahl der zahlreichen für dieses Problem bereits vorhandenen Lösungen aus verschiedenen Einsatzgebieten der FKV dargestellt. Die Fügung kann prinzipiell über Stoffschluss, Formschluss oder Kraftschluss erfolgen.

Die bestehenden Füge-technologien sind zum Teil unter Baustellenbedingungen schwer oder gar nicht umzusetzen (z.B. Kleben), benötigen deutlich mehr Platz als Verbindungen anderer Werkstoffe (z.B. Klemmen), sind aufgrund ihrer Dauerhaftigkeit kritisch zu bewerten oder in der Vorfertigung aufwendig und teuer.

Die zu lösende Aufgabe besteht folglich darin, eine neue Verbindungstechnologie zu entwickeln, welche die Leistungsfähigkeit des Faserverbundwerkstoffs erhält und den Anforderungen an eine einfache Ausführbarkeit, Robustheit und Dauerhaftigkeit genügt. Darüber hinaus sollen die Vorteile der wirtschaftlichen, automatisierten Produktion nicht eingeschränkt werden.

### 1.3 Lösungsansatz

Der am Institut für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren (ILEK) entwickelte und in dieser Arbeit sowie in [1] verfolgte Ansatz sieht vor, die Kunststoffmatrix im Bereich der Lasteinleitung durch eine leistungsfähigere metallische Matrix zu ersetzen.

Unter der Annahme eines konstanten Faservolumengehalts werden folgende vorteilhafte Veränderungen postuliert:

- Durch die deutlich höhere Steifigkeit der metallischen Werkstoffe gegenüber der Kunststoffmatrix werden die Fasern im metallisch gebundenen Bereich entlastet.
- Das Verhältnis zwischen der Steifigkeit in Faserrichtung und orthogonal zur Faserrichtung ( $E_1/E_2$ ) wird reduziert. Dies wirkt sich positiv auf mögliche Spannungskonzentrationen aus.
- Das plastische Verformungsverhalten der metallischen Matrix ermöglicht es, Spannungsspitzen abzubauen.
- Konzentrierte Lasten können aufgrund der höheren Schubsteifigkeit auf kürzere Distanzen verteilt werden.
- Die Lochleibungsfestigkeit von stiftförmigen Verbindungen wird erhöht.
- Die höheren Festigkeiten des metallischen Werkstoffs führen zu einer höheren Tragfähigkeit für Beanspruchungen, die nicht in Faserrichtung wirken.
- Eine metallische Matrix ermöglicht die Anbindung an andere metallische Werkstoffe mittels geeigneter Schweißverfahren.
- Die Nutzung der Vorspannung bei Lochleibungsverbindungen wird verbessert.

Infolge dieser günstigen Veränderung des mechanischen Werkstoffverhaltens kann weiter angenommen werden, dass die punktuelle Fügung mit stiftförmigen Verbindungsmitteln insgesamt eine höhere Leistungsfähigkeit als bei polymeren Matrixwerkstoffen erreicht. Das Leichtbaupotential des Ausgangswerkstoffs könnte erhalten bleiben.

In Abbildung 1-3 ist der Lösungsansatz für drei unterschiedliche Profile aus GfK visualisiert. Von bestehenden Lösungen im Bauwesen unterscheidet sich dieser Ansatz darin, dass die Lösung des Fügeproblems auf der Werkstoffebene behandelt wird. Die wesentliche Eigenschaft der Faserverbundwerkstoffe ist die gezielte Eigenschaftssteuerung durch die Wahl

geeigneter Verbundpartner bzw. Materialien. Folglich handelt es sich bei diesem Ansatz mehr um eine materialgerechte als um eine fasergerechte Lösung.



Abbildung 1-3 Visualisierung des Lösungsansatzes am Beispiel verschiedener Profile aus GfK; *links*: Doppel-T-Profil; *mittig*: U-Profil; *rechts*: Flachprofil

### 1.4 Realisierung

Zur Realisierung dieses Lösungsansatzes ist es notwendig, Endlosfasern ohne Eigenschaftsverluste in eine metallische Matrix einzubringen. Für die Herstellung von Faser-Metall-Verbundwerkstoffen (FMV), häufig auch MMC (Metal Matrix Composites) genannt, kommen verschiedene Verfahren in Frage, die in Kapitel 2.5 kurz beschrieben werden.

Am Institut für Umformtechnik (IFU) der Universität Stuttgart werden seit 1998 Formgebungsverfahren metallischer Werkstoffe im teilerstarten Zustand (Semi Solid Metal Forming (SSMF)) untersucht.

Bei diesen Umformungsverfahren werden die thixotropen Eigenschaften von teilerstarten Metalllegierungen genutzt [11]. Thixotropie bezeichnet in der Rheologie eine Zeitabhängigkeit der Fließeigenschaften bei nicht-newtonschen Flüssigkeiten, deren Viskosität mit zunehmender mechanischer Beanspruchung sinkt [12], d.h. je höher die mechanische Einwirkung, desto flüssiger wird das teilerstarte Metall.

Diese Eigenschaft führt dazu, dass im Vergleich zu anderen Verfahren mit niedrigeren Prozesstemperaturen und niedrigerem Druck umgeformt werden kann. Beide Effekte sollten sich positiv auf den Erhalt der Fasereigenschaften auswirken.

Die Herstellung von metallischen Verbundwerkstoffen durch die teilflüssige bzw. thixotrope Formgebung wurde bereits in [11] untersucht. Dabei konnten vielversprechende Ergebnisse erzielt werden.

Die speziellen Anforderungen des hier untersuchten Lösungsansatzes bedingen jedoch eine grundlegende Veränderung des in [11] vorgestellten Herstellungsverfahrens. Denn die partielle Aufbringung der metallischen Matrix soll aus Gründen der Wirtschaftlichkeit für die Herstellung von endloslangen Bauteilen geeignet sein, deshalb müssen die Fasern durch das Herstellungswerkzeug hindurchgeführt werden. Die sich aus dieser Anforderung ergebenden Einflüsse und Lösungen für das Umformverfahren sind in Kapitel 4 beschrieben.

### 1.5 Ziele

Das vorrangige Ziel dieser Arbeit ist es, die Machbarkeit des vorgeschlagenen Ansatzes zur Lösung eines grundsätzlichen Problems der Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe zu prüfen und zu bewerten. Dies erfolgt am Beispiel eines Zugstabs mit Flachprofil aus GfK und CfK (Abbildung 1-3 rechts).

In enger Kooperation mit dem IFU soll auf Grundlage der Erkenntnisse aus der Dissertation von Unseld [11] ein neues Verfahren entwickelt werden. Anhand einer Parameterstudie werden Einflussgrößen auf die Werkstoffgüte identifiziert und gezielt manipuliert.

Nach Sicherstellung einer reproduzierbaren Werkstoffgüte soll diese anhand von mechanischen Kennwerten quantifiziert werden. Hierfür erfolgt eine experimentelle Untersuchung ausgewählter, aussagekräftiger Materialkennwerte des metallischen Verbundwerkstoffs.

Weiterführende experimentelle Untersuchungen sollen Aufschluss über das Tragverhalten und die Tragfähigkeit des Mischverbundwerkstoffs im Übergangsbereich von der polymeren zur metallischen Matrix geben.

Ob die Bauteileigenschaften für Lochleibungsverbindungen geeignet sind, wird anhand ausgewählter Verbindungen geprüft.

Auf Grundlage der umfangreichen Versuchsergebnisse soll eine numerische Simulation Aufschluss über das Potential dieses Lösungsansatzes und Optimierungsmöglichkeiten aufzeigen.

### 1.6 Gliederung

In Kapitel 2 sind die für das Verständnis dieser Arbeit notwendigen Grundlagen zusammengefasst. Diese Zusammenstellung umfasst die Bereiche der Faser-Kunststoff-Verbunde, der Faser-Metall-Verbunde, die Fügeverfahren und das hier angewendete Umformungsverfahren.

In Kapitel 3 wird ein kurzer Überblick über bestehende Fügeverfahren und deren Bewertung gegeben. Anschließend wird die Lochleibungsverbindung und die bestehenden Bemessungsverfahren für Lochleibungsverbindungen aus FKV und Aluminiumlegierungen beschrieben. Abschließend wird auf die Berechnung der Referenzgrößen für die Bewertung der hier erzielten Ergebnisse eingegangen.

Das neu entwickelte Herstellungsverfahren wird in Kapitel 4 beschrieben. Neben den Randbedingungen, der Konstruktion und dem Verfahrensablauf werden die angestellte Parameterstudie beschrieben und die Ergebnisse dargestellt.

Die Bewertung der mechanischen Eigenschaften der hergestellten Bauteile erfolgt anhand umfangreicher Versuche. Die Beschreibung der Versuche und die Diskussion der Ergebnisse erfolgt in Kapitel 5. Kapitel 6 beinhaltet die für die numerische Simulation der Tragfähigkeit der Bauteile unterstellten Annahmen, die berechneten Ergebnisse und einen Abgleich mit den Versuchsergebnissen und den Referenzwerten.

Zum Abschluss dieser Arbeit fasst Kapitel 7 die Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf weiterführende Arbeiten.

## 2 Grundlagen

### 2.1 Faserverbundwerkstoffe

#### 2.1.1 Begriffsdefinitionen

Verbundwerkstoffe sind die Kombination von mindestens zwei verschiedenen Phasen, die metallisch, organisch oder anorganisch sein können [13].

Eine Phase ist ein Bereich einheitlicher Struktur [14]. Je nach Anordnung und Form der Phasen wird in der Materialwissenschaft gemäß [13] und [14] unterschieden zwischen *Schichtverbunden* (z.B. Sperrholz, Verbundsicherheitsglas), *Faserverbunden* (z.B. Stahlbeton, Faserverstärkte Kunststoffe, Aluminiumlegierungen) und *Teilchenverbunden* oder *isotropen Gefügen* (z.B. Beton, Hartmetalle).

In dieser Arbeit werden Faserverbundwerkstoffe behandelt, genauer Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) und Faser-Metall-Verbunde (FMV), die mit endlos langen und ausgerichteten Fasern ausgeführt werden. Der Kunststoff- oder Metallanteil wird als Matrix bezeichnet, d.h. die Fasern werden in eine polymere oder metallische Matrix eingebettet. Anstelle der Bezeichnung FMV wird in der deutschsprachigen Literatur häufig die englische Bezeichnung *Metal Matrix Composite* (MMC) verwendet.

Die Grundform des FKV ist eine so genannte unidirektionale Schicht (UD-Schicht), d.h. alle Fasern sind parallel in der Matrix eingebettet. Werden mehrere UD-Schichten unter variierendem Faserwinkel kombiniert, spricht man von einem Mehrschichtverbund (MSV) (Abbildung 2-1). Die mechanische Analyse aller Verbundwerkstoffe basiert auf dem mechanischen Verhalten der UD-Schichten.

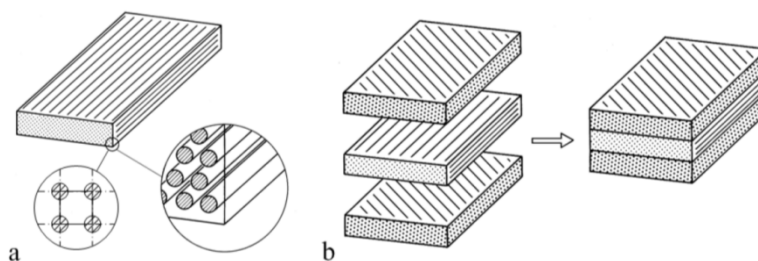


Abbildung 2-1 Grafische Darstellung eines unidirektionalen Verbundwerkstoffs (UD) und eines Mehrschichtverbunds (MSV) [2]

Die in dieser Arbeit angestellten Untersuchungen finden an UD-Verbundbauteilen statt.



## 2.1.2 Wirkungsprinzip

Das vorrangige Ziel bei der Herstellung von Verbundwerkstoffen ist die Eigenschaftsverbesserung mindestens einer der kombinierten Phasen. Im Regelfall kommt es zur Kombination unterschiedlicher Werkstoffe. Es ist jedoch auch möglich, einen Werkstoff mit dem gleichen Werkstoff in seinen mechanischen Eigenschaften zu verbessern. Hierfür sollte eine der beiden Phasen idealerweise in Faserform vorliegen.

Ein in Faserform vorliegendes Materialvolumen besitzt höhere Festigkeiten und teils auch höhere Steifigkeit als das gleiche Materialvolumen in anderer Form. Gemäß [2] sind der Größeneinfluss, die Orientierung der atomaren Bindungen, eine Verminderung von Fehlstellen und Kerben, die Eigenspannungen und der Einfluss der Faserquerschnittsform auf den Versagensfortschritt die Ursachen für diese Formabhängigkeit.

In Abbildung 2-2 ist der Größeneinfluss am Beispiel einer Glasfaser nach [15] dargestellt. Zu sehen ist, dass mit Abnahme des Faserdurchmessers die Faserfestigkeit zunimmt. Die Festigkeit ist also abhängig vom geprüften Materialvolumen des Probekörpers. Der Grund für die Volumenabhängigkeit ist eine veränderliche Wahrscheinlichkeit von Materialfehlern im geprüften Materialvolumen. Je geringer das Materialvolumen einer Probe, desto unwahrscheinlicher wird eine Fehlstelle. Wird nun ein Faserbündel geprüft, so hebt sich dieser Effekt nicht auf, da die Auswirkungen eines einzelnen Faserbruchs auf die Faserbündelfestigkeit gering sind, denn durch die Phasen- bzw. Volumengrenzen ist der Versagensfortschritt unterbrochen [2].

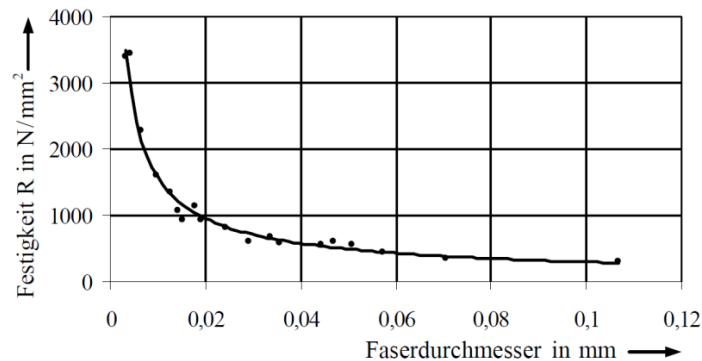


Abbildung 2-2 Einfluss des Faserdurchmessers/Faservolumens auf die erreichbare Zugfestigkeit am Beispiel von Glasfasern; nach [15], entnommen aus [2]

Neben den Festigkeiten sind die Steifigkeiten der Phasen für das Verbundverhalten von Interesse. Die Beanspruchungen verteilen sich anhand der Steifigkeitsverhältnisse auf die Verbundpartner auf. Die Matrix besitzt gegenüber der Faser bei üblichen FKV eine deutlich geringere Steifigkeit und Festigkeit, sie dient in erster Linie der Lagefixierung der Fasern. Die mechanischen Beanspruchungen werden von den Fasern übernommen.

Für die Berechnung der Steifigkeitsverhältnisse ist neben den Materialsteifigkeiten auch das Querschnittsverhältnis der Verbundpartner, welches bei konstanter Länge  $L$  durch den Faservolumengehalt  $\varphi_f$  erfasst wird, zu beachten (Formel 2-1).

$$\text{Faservolumengehalt (für } L = \text{const.)} = \varphi_f = \frac{V_f}{V_V} = \frac{A_f}{A_V} \quad (2-1)$$

## 2.2 Fasern

### 2.2.1 Allgemeines

Die endlosen Fasern können u.a. in Form von Rovings, Geweben, Gelegen oder Wirrfasermatten in die Matrix eingebracht werden. Bei Rovings handelt es sich um Faserstränge mit einer bestimmten Anzahl an unverdrehten Spinnfäden (Filamenten) [16]. Gelege bestehen aus parallel angeordneten Rovings, die mit einem Faden in ihrer Lage fixiert sind. Sowohl Rovings als auch unidirektionale Gelege kommen bei der Bauteilherstellung im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz.

Die Garnfeinheit wird in der Einheit tex [g/km Länge] angegeben. Bei der Filamentanzahl werden 1000 Filamente zu 1 k zusammengefasst, d.h. 50.000 Filamente je Faserstrang sind 50 k-Rovings. Die Berechnung der Querschnittsfläche eines Rovings erfolgt mittels der Garnfeinheit und der Rohdichte. Hierbei ist darauf zu achten, dass die Garnfeinheit ohne Schlichte verwendet wird. Die Schlichte und das sogenannte Finish sind sehr dünne Schichten, die direkt nach der Fasererzeugung aufgebracht werden, um das elektrostatische Aufladen der Fasern zu verhindern und das Verbundverhalten mit der Matrix zu verbessern [16].

Für die Herstellung von Faserverbundwerkstoffen eignen sich Fasern aller Werkstoffgruppen. Die für tragende Strukturbauteile am häufigsten eingesetzten Faserarten sind die anorganischen Glasfasern und die organischen Carbonfasern.

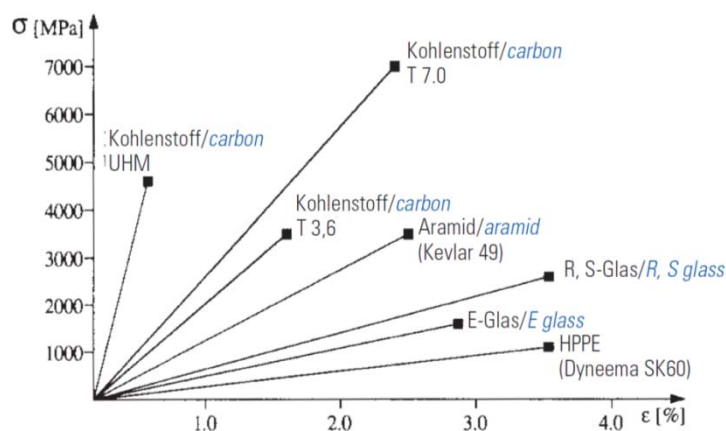


Abbildung 2-3 Spannungs-Dehnungs-Diagramm für verschiedene Fasertypen aus [17]

Abbildung 2-3 zeigt die Spannungs-Dehnungsverhältnisse verschiedener Faserarten und deren Unterkategorien im Vergleich. Die Elastizitätsmodule der Carbonfasern liegen deutlich über denen der Glasfasern. Alle Carbon- und Glasfasern verhalten sich rein linear-elastisch. Dieses Diagramm ist einem Produktkatalog [17] entnommen. Es handelt sich hier um Herstellerangaben, nicht um genormte Werte. Im Gegensatz zu anderen Werkstoffen des Bauwesens muss für eine Vordimensionierung auf Herstellerangaben zurückgegriffen werden. Die tatsächlichen Kennwerte sollten für die Bemessung durch eigene Versuche ermittelt werden. Die Festigkeiten liegen in der Regel deutlich unter den Herstellerangaben für die Faserzugfestigkeiten, da in einem Bündel nicht alle Fasern gleichmäßig belastet werden können [2].

2.2.2 Glasfaser

Die Glasfaser ist die am häufigsten eingesetzte und kostengünstigste Faser. Die wesentlichen Materialkennwerte der unterschiedlichen verfügbaren Faserarten sind in Tabelle 2-1 zusammengestellt. Für 90 % aller GfK-Produkte, u.a. auch für die Strukturprofile der Firma Fiberline A/S, werden E-Glasfasern verwendet [16]. Hervorzuhebende Eigenschaften sind das isotrope Materialverhalten und ein relativ niedriger E-Modul. Die Glasfasern erreichen bei deutlich höheren Bruchdehnungen die Faserbruchspannungen von Carbonfasern.

	E-Glas	R-Glas	S-Glas	C-Glas	D-Glas
E-Modul $E_f$ in $N/mm^2$	73 000	86 000	86 810	71 000	55 000
G-Modul $G_f$ in $N/mm^2$	29 920		35 578		
Querkontraktionszahl $\nu_f$	0,22		0,22		
Therm. Ausdehnungsk. $\alpha_{Tf}$ in $10^{-6}/^\circ C$	5,1	4,1	5,58	7,2	3,5
Wärmeleitfähigkeit $\lambda_f$ in $Wm^{-1}K^{-1}$	1				
Zugfestigkeit $R_{fl}^+$ in $N/mm^2$	2 400	3 600	4 500	2 400	1 650
Eigenschaftsverluste ab	300°C	350°C			
Dichte $\rho_f$ in $g/cm^3$	2,54	2,55	2,49	2,51	2,14

Tabelle 2-1 Materialkennwerte verschiedener Glasfaserarten aus [2]

Mit Blick auf das hier anzuwendende Verfahren ist die Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften bei den Glasfasern von Nachteil. In Tabelle 2-1 sind für E- und R-Glasfasern die Grenztemperaturen enthalten, ab welchen mit Eigenschaftsverlusten zu rechnen ist. Unklar ist jedoch, welche Kriterien diesen Werten zugrunde liegen. In verschiedenen Quellen wird zur Temperaturabhängigkeit auf [18] verwiesen.

Die in [18] vorgestellten Ergebnisse beruhen auf Versuchen an verschiedenen Fasertypen, die bei unterschiedlichen Temperaturen für eine Dauer  $T = 24$  h ausgelagert waren. In Abbildung 2-4 wird deutlich, dass die Faserfestigkeiten für beide dargestellten Glasfaserarten relativ gleichmäßig sinken.

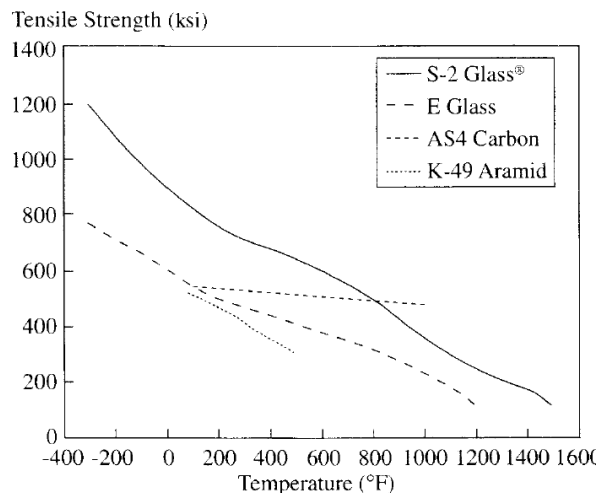


Abbildung 2-4 Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von  $T = 24$  h aus [18]

Die Zahlenwerte aus der tabellarischen Darstellung der Ergebnisse zeigen, dass sowohl für die E-Glasfaser als auch für die S2-Glasfaser nach einer 24-stündigen Einwirkungsdauer von Temperaturen von  $T_3 = 538 \text{ °C}$  gegenüber der Festigkeit bei Raumtemperatur ( $T_1 = 23 \text{ °C}$ ) mit einer Halbierung der Zugfestigkeit zu rechnen ist. Die Anfangsverluste (bis  $T_2 = 371 \text{ °C}$ ) sind jedoch bei den S2-Glasfasern deutlich geringer als bei den E-Glasfasern. Bei der E-Glasfaser bleiben noch 76 % der Ausgangsfestigkeit erhalten, bei der S2-Glasfaser sind es noch 91 %.

PHYSICAL PROPERTIES								
	A GLASS	C GLASS	D GLASS	E GLASS	ECR Glas®	AR GLASS	R GLASS	S-2 GLASS®
Density, gm/cc	2.44	2.52	2.11-2.14	2.58	2.72	2.70	2.54	2.46
Refractive Index	1.538	1.533	1.465	1.558	1.579	1.562	1.546	1.521
Softening Point, °C(°F)	705 (1300)	750 (1382)	771 (1420)	846 (1555)	882 (1619)	773 (1424)	952 (1745)	1056 (1932)
Annealing Point, °C(°F)		588 (1090)	521 (970)	657 (1215)				816 (1500)
Strain Point, °C(°F)		522 (1025)	477 (890)	615 (1140)			736 (1357)	766 (1410)
Tensile Strength, MPa								
-196°C		5380		5310	5310			8275
23°C	3310	3310	2415	3445	3445	3241	4135	4890
371°C				2620	2165		2930	4445
538°C				1725	1725		2140	2415
Young's Modulus, GPa								
23°C	68.9	68.9	51.7	72.3	80.3	73.1	85.5	86.9
538°C				81.3	81.3			88.9
Elongation %	4.8	4.8	4.6	4.8	4.8	4.4	4.8	5.7

Tabelle 2-2 Tabellarische Auflistung der Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von  $T = 24 \text{ h}$  aus [18]

Neben der Temperaturhöhe ist auch die Dauer der Temperatureinwirkung für die Eigenschaftsveränderungen relevant. So konnte [19] feststellen, dass R- und S-Glasfasern bei  $T = 700 \text{ °C}$  innerhalb der ersten 200 h ein nahezu linearer Abfall der Festigkeiten auf ca. 30 % der Ursprungsfestigkeit aufweisen, d.h. innerhalb weniger Minuten Temperaturbeaufschlagung ist eine geringe Festigkeitsreduktion zu erwarten.

Während der Herstellung des FMV-Anteils kommen die Glasfasern mit teilweise flüssigem bzw. flüssigem Aluminium in Kontakt. Das Aluminium wird vor der Einbringung in die Form auf Temperaturen zwischen  $560 \text{ °C}$  und  $650 \text{ °C}$  erhitzt. Die Form selbst wird auf Temperaturen  $T < 200 \text{ °C}$  vorgeheizt, so dass von einer schnellen Abkühlung des Aluminiums infolge der Temperaturdifferenz auszugehen ist.

Infolge der relativ geringen Temperaturen und deren kurzen Einwirkungsdauer kann angenommen werden, dass es zu keinen oder nur geringen Eigenschaftsverlusten durch das untersuchte Herstellungsverfahren kommt. Auf der sicheren Seite liegend wird eine gegenüber der E-Glasfaser bei Temperaturen bis  $T = 371 \text{ °C}$  resistenter S2-Glasfaser verwendet.

2.2.3 Kennwerte der verwendeten Glasfaser

Im Rahmen dieser Arbeit werden S2-Glasfasern mit der Typenbezeichnung *XStrand S EPX S10* der Firma Owens Corning verwendet. EPX steht hierbei für eine Epoxidharz-Schlichte. Die in Tabelle 2-3 aufgeführten Werte sind dem Firmendatenblatt entnommen und mit Werten aus [2] ergänzt oder berechnet.

	$D_f$ $\mu\text{m}$	Garnfeinheit tex	Dichte $\text{g}/\text{cm}^3$	$A_{Roving}$ $\text{mm}^2$
XStrand S Epx-S10	17	2.400	2,45	0,98

	$R_{f\parallel}^+$ MPa	$E$ MPa	$\epsilon_u$ %	$\nu$ -	$G$ MPa
XStrand S Epx-S10	5.110	88.000	5,8	0,22	36.065

Tabelle 2-3 Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Glasfaser

2.2.4 Carbonfaser

Die Carbonfasern sind aufgrund ihrer hohen Steifigkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit für den Bau von tragenden Strukturen besonders interessant. Beide Kennwerte können gezielt durch das Herstellungsverfahren eingestellt werden und dienen als Unterscheidungsmerkmal. *HM-Fasern* sind Fasern mit hohem E-Modul (HM = High Modulus) und *HT-Fasern* mit hoher Festigkeit (HT = High Tenacity). In Tabelle 2-4 sind Materialkennwerte verschiedener Faserarten auf PAN-Basis aufgelistet. PAN steht für Polyacrylnitril, welches neben Pech einer der beiden Ausgangsstoffe zur Herstellung von Carbonfasern ist.

	HT- Faser	ST- Faser	IM- Faser	HM- Faser	UHM- Faser
E-Modul längs $E_{\parallel}$ in $\text{N}/\text{mm}^2$	230 000	245 000	294 000	392 000	450 000
E-Modul quer $E_{\perp}$ in $\text{N}/\text{mm}^2$	28 000			15 200	
G-Modul $G_{\perp\parallel}$ in $\text{N}/\text{mm}^2$	50 000			28 600	
Querkontraktionszahl $\nu_{\perp\parallel}$	0,23			0,2	
Therm. Ausdehnungskoeff. längs $\alpha_{T\parallel}$ [ $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ]	-0,455			-1,08	
Therm. Ausdehnungskoeff. quer $\alpha_{T\perp}$ [ $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ]	12,5			31	
Zugfestigkeit $R_{f\parallel}^+$ in $\text{N}/\text{mm}^2$	3 430	4 510	4 210	2 450	2 150
Dichte $\rho_f$ in $\text{g}/\text{cm}^3$	1,74	1,8	1,74	1,81	1,9

Tabelle 2-4 Materialkennwerte verschiedener Carbonfaserarten aus [2]; (S = Super; I = Intermediate; U = Ultra)

Die Fasern sind aufgrund ihres chemischen Aufbaus anisotrop. Das Kohlenstoffgitter mit hohen kovalenten Bindungskräften ist in Faserlängsrichtung orientiert. Quer zur Faserrichtung wirken schwache Van-der-Waal-Bindungskräfte zwischen den Kohlenstoffebenen. Bei hochmoduligen Fasern sind die Orientierung der C-Gitter und damit auch die Anisotropie stärker ausgeprägt. Die Orientierung der Gitterstruktur ist auch die Ursache für den negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten in Faserrichtung.

Die HT-Faser ist die meist eingesetzte und daher kostengünstige Standard-Carbonfaser [2].

Die Temperaturbeständigkeit der Carbonfasern ist deutlich stabiler als die der Glasfasern (Abbildung 2-4). Allerdings kommt es je nach Fasertyp und Umgebungsbedingungen zur Oxidation der Fasern. Ist eine Sauerstoffzufuhr bei Temperaturen von  $T > 400\text{ °C}$  vorhanden, oxidieren die HT-Fasern, d.h. einzelne Kohlenstoffatome werden aus der Struktur herausgelöst. Es kommt zu Masseverlusten der Fasern. Laut [20] kann die Oxidation auch gezielt zur Oberflächenbehandlung und damit zur Verbesserung der Matrixhaftung eingesetzt werden.

Für den in der vorliegenden Arbeit vorgesehenen Prozess wird die Oxidation als unkritisch eingestuft, da einerseits die Sauerstoffzufuhr nach der Umschließung der Fasern mit Aluminium ausgeschlossen ist und andererseits das Vorwärmen der Form inklusive Fasern bei Temperaturen von  $T < 400\text{ °C}$  stattfindet.

Die Grenzflächenausbildung der Faser zur Matrix ist vor allem für die Kombination der C-Faser mit Aluminium im FMV von Interesse. Eine ausführliche Darstellung der zu erwartenden Wechselwirkungen ist in Kapitel 2.5.4 zu finden.

### 2.2.5 Kennwerte der verwendeten Carbonfaser

Im Rahmen dieser Arbeit werden Carbonfasern auf PAN/Basis der Firma SGL Group - The Carbon Company mit Typenbezeichnung *Sigrafil C30* (50k) verwendet. Es handelt sich um HT-Fasern mit Epoxidschlichte (Schlichtegrad 1 %).

Die in Tabelle 2-5 aufgeführten Werte sind dem Firmendatenblatt [21] entnommen und durch Werte aus [2] ergänzt.

	$D_f$ μm	Garnfeinheit tex	Dichte g/cm <sup>3</sup>	$A_{Roving}$ mm <sup>2</sup>		
Sigrafil C30 (50k)	7	3.300	1,8	1,83		
	$R_{f,\parallel}^+$ MPa	$E_{f,\parallel}$ MPa	$E_{f,\perp}$ MPa	$\epsilon_u$ %	$\nu_{\perp,\parallel}$ -	$G_{\perp,\parallel}$ MPa
Sigrafil C30 (50k)	4.000	235.300	~28.000	1,7	~0,23	~50.000

Tabelle 2-5 Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Carbonfaser

## 2.3 Matrixwerkstoffe

### 2.3.1 Polymere

Für die Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden werden vorrangig Duromere eingesetzt. Thermoplastische Kunststoffe sind zur Zeit noch teuer und besitzen eine höhere Viskosität, welche die Infiltration verlangsamt und damit verteuert. [22]

Mit Blick auf die Rezyklierbarkeit und die Selbstverpflichtung der Automobilindustrie bzgl. der Rezyklierquote der eingesetzten Werkstoffe ist in Zukunft ein höherer Marktanteil der Thermoplaste zu erwarten. In Tabelle 2-6 ist eine Übersicht über die möglichen Matrixwerkstoffe und deren wesentlichen Materialeigenschaften aufgeführt.

		Dichte [g/cm <sup>3</sup> ]	Zug-E-Modul [GPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Max. Einsatz- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient [10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> ]
Duromere Matrixsysteme	EP-Harz	1,1–1,35	2,6–4,5	40–140	1,5–10,0	130–180	45–110
	UP-Harz	1,1–1,46	1,5–4,8	30–92	1,0–6,5	150–200	55–150
	VE-Harz	1,12–1,14	3,1–4,0	70–83	3,0–8,0	100–150	
	PF-Harz	1,25–1,32	2,8–3,5	42–63	0,3–2,0	150–175	45–110
	BMI-Harz	1,2–1,32	3,0–5,0	48–110	1,5–3,3	190–250	31–80
Thermoplastische Matrixsysteme	PP	0,9–1,24	0,5–7,6	20–80	3–887	100–140	80–200
	PA	1,0–1,17	0,3–4,0	40–100	5–460	90–180	70–90
	PET	1,3–1,37	2,5–4,1	50–72	50–350	100–180	70
	PBT	1,17–1,54	1,5–5,2	30–105	5–300	140–150	130
	PEEK	1,3–1,46	3,1–8,3	90–150	2,5–100	240–315	40–50
	PPS	1,34–1,8	2,2–5,5	45–124	0,8–5	135–260	41–99
	PEI	1,26–1,7	2,7–6,4	62–152	1–97	170–215	56–62
	PES	1,36–1,58	2,4–8,6	83–126	2–75	171–220	55

Tabelle 2-6 Übersicht verschiedener polymerer Matrixwerkstoffe aus [22]

Die am häufigsten eingesetzten Duromere sind ungesättigte Polyester-Harze (UP-Harze) oder Epoxid-Harze (EP-Harze). Die Strukturprofile der Firma Fiberline sind mit UP-Matrizen ausgestattet [7]. Im Rahmen der hier angestellten Untersuchungen ist die polymere Matrix von untergeordneter Bedeutung. Daher ist der Matrixwerkstoff frei wählbar. Es wird ein Zwei-Komponenten Epoxidharz bestehend aus dem Harz *Epikote Resin LR235* und Härter *Epikure Curing Agent LH235* der Firma Momentive verwendet. Die relevanten Kennwerte des ausgehärteten Materials sind dem Datenblatt des Herstellers [23] entnommen.

EModul	Bruchdehnung	Zugfestigkeit
GPa	%	MPa
3,0-3,3	5-9	70-80

Tabelle 2-7 Materialkennwerte des Epoxidharzsystems bestehend aus dem Harz *Epikote Resin LR235* und Härter *Epikure Curing Agent LH235* der Firma Momentive [23]

### 2.3.2 Metalle

Unter den Metallen eignen sich besonders die leichten Werkstoffe Magnesium und Aluminium für die Herstellung von metallischen Faserverbundwerkstoffen. Sie besitzen eine für Metalle niedrige Dichte, sind aber meist niedrigfest und weich. Durch eine Kombination mit Fasern können die mechanischen Eigenschaften, die thermische Stabilität und die Dauerhaftigkeit besonders effektiv gesteigert werden. [24]

Im Rahmen des Forschungsprojekts [1] wurden verschiedene Aluminiumlegierungen auf die Eignung für das verwendete Verfahren durch das IFU untersucht (Tabelle 2-8). Hierfür wurden Bauteile in einer geschlossenen Form hergestellt und anschließend anhand der Formfüllung, des Fließverhaltens, der Oberflächenbeschaffenheit und der mechanischen Kennwerte bewertet.

AlMgSi1 (AA6082)	AlSi12Cu3Ni (ähnlich A385)
AlSi7Mg0,3 (Thixalloy <sup>TM</sup> 630/A356)	AlSi18Cu4Mg (ähnlich A390)
AlSi7Mg0,5 (Thixalloy <sup>TM</sup> 650/A357)	AlSi5CuMg (A355)
AlSi7Mg0,8 (Thixalloy <sup>TM</sup> 680)	AlMg5Si2Mn (Maxxalloy <sup>TM</sup> 59/Magsimal 59)

Tabelle 2-8 Im Rahmen des Forschungsprojekts durch das IFU untersuchte Aluminiumlegierungen [1]

Aufgrund des sehr guten Formfüllungsverhaltens, der hohen Bruchdehnung und guten Zugfestigkeit wurde die Legierung AlSi7Mg0,3 ausgewählt. Diese Aluminiumlegierung wird derzeit für das Umformen im teilerstarrten Zustand gemäß [25] am häufigsten verwendet und nach [11] ist sie für die Herstellung von FMV geeignet.



## 2.4 Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden

### 2.4.1 Allgemeines

Die für Faser-Kunststoff-Verbunde angewandten Herstellungsverfahren reichen von einfachen bis hin zu hoch technisierten Verfahren. Der technisch häufig aufwendigere Teil ist die präzise Anordnung der Fasern vor und während der Infiltration mit der polymeren Matrix. Dies gilt im Besonderen für die Verwendung von Endlosfasern. Die Benennung der Verfahren richtet sich häufig nach der Art der Faserbehandlung während des Verfahrens.

Ein Indikator für die Auswahl und Bewertung der Herstellungsverfahren ist neben der umsetzbaren Bauteilgeometrie der erzielbare Faservolumenanteil  $\varphi_f$ . In Abbildung 2-5 sind verschiedene Verfahren und deren erzielbare Faservolumenanteile dargestellt.

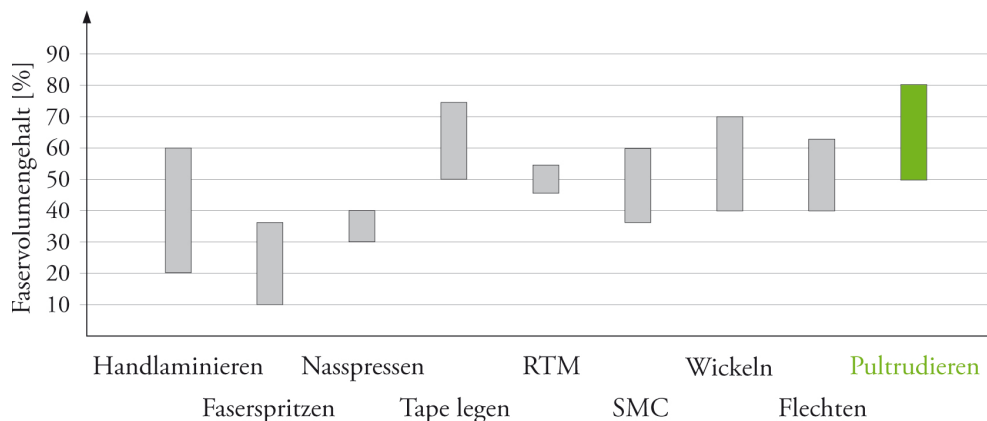


Abbildung 2-5 Herstellungsverfahren im Verhältnis auf das erreichbare Faservolumen [4]; RTM = Resin Transfer Moulding, SMC = Sheet Moulding Compound

Hervor gehoben ist das Pultrusionsverfahren, das auch unter dem Namen kontinuierliches Strangziehverfahren bekannt ist. Es eignet sich sehr gut, um endlos lange Bauteile mit parallelen Kanten und offenem Querschnittprofil herzustellen. Mit dem Pultrusionsverfahren werden industriell gefertigte, standardisierter Strukturprofile mit einem Faservolumenanteil von bis zu  $\varphi_f = 80\%$  hergestellt.

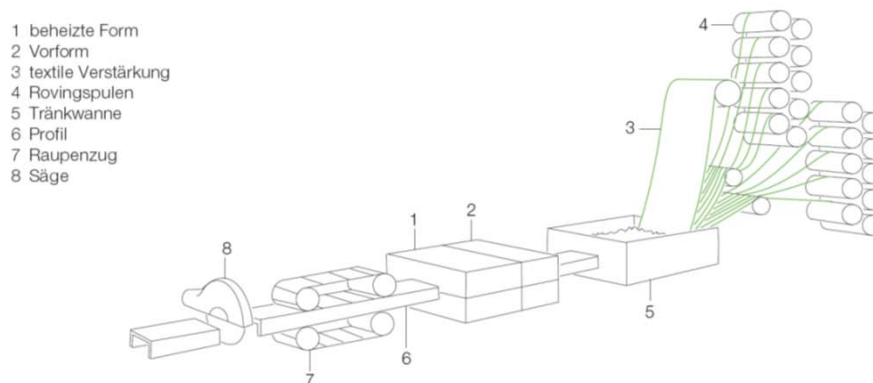


Abbildung 2-6 Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [6]

Die Fasern werden mit einer kontinuierlichen Geschwindigkeit durch die einzelnen Prozessschritte (Abbildung 2-6) gezogen. Neben der hier dargestellten Variante der Badimprägnierung (Tränkwanne) kann der Matrixwerkstoff auch mittels eines Injektionsverfahrens unter Druck in das Formwerkzeug eingebracht werden [8]. Durch das Ziehen der Fasern ergibt sich die unidirektionale Ausrichtung der Faserrovings. Zur Verbesserung der Oberflächenbeschaffenheit und zum Schutz der Fasern vor mechanischer Beanspruchung oder UV-Einstrahlung werden zusätzlich zu den tragenden Fasern ein Gelmantel und ein Vlies (Wirrfasermatten) eingebracht.

Langfristig soll das hier vorgestellte Verfahren für die Herstellung des FMV in den Pultrusionsprozess integrierbar sein. Hierfür ist ein durchgehender Faserverlauf von der Rolle bis zum Endprodukt erforderlich. Die Fasern müssen unidirektional angeordnet und endlos lang sein.

### 2.4.2 Angewandtes Verfahren für die Probekörperherstellung

Eine Integration des hier untersuchten Verfahrens zur Herstellung des metallisch gebundenen Faserteils in das Pultrusionsverfahren wird angestrebt, ist jedoch noch nicht ausführbar. Bei der Herstellung der Probekörper erfolgt die Einbringung der Fasern in die Matrix daher in zwei aufeinander folgenden Fertigungsschritten. Im ersten Fertigungsschritt werden die Fasern teilweise in die metallische Matrix eingebracht, danach werden die aus der Aluminiummatrix herausgeführten Fasern in eine polymere Matrix eingebettet.

Der Schwerpunkt der Untersuchungen liegt auf dem metallisch gebundenen Anteil des Gesamtbauteils (Abbildung 1-3). Aufgrund der damit geringen Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften des Kunststoffanteils kommen für die Herstellung Handfertigungsverfahren in Betracht.

Die Fasern sollen während der Herstellung der Kunststoffmatrix leicht vorgespannt werden und die Matrixoberflächen sollen für die Einspannung in die Prüfmaschine parallel und eben sein. Es wurde eine Form konstruiert und angefertigt, die es ermöglicht, den Aluminiumanteil des Faserverbundbauteils in der Form zu fixieren, die herausragenden Fasern vorzuspannen und die Matrix stehend in die Form einzugießen. Um eine einfache Ausformung sicherzustellen sind alle Formteile nach der Aushärtung der Matrix seitlich abnehmbar.

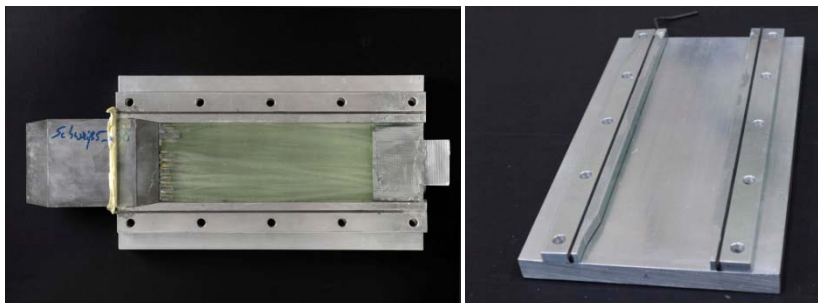


Abbildung 2-7 Form zur Herstellung des polymer gebundenen Faseranteils der Bauteilversuche; *links*: Draufsicht mit einem Testbauteil ohne Abdeckung; *rechts*: Isometrie ohne Abdeckung

## 2.5 Herstellung von Faser-Metall-Verbunden

### 2.5.1 Allgemeines

Faser-Metall-Verbundwerkstoffe können mittels spezieller, hoch technisierter Herstellungsverfahren erzeugt werden. Eine Übersicht und die Klassifizierung der Verfahren ist u.a. in [13], [26], [24] und [27] enthalten.

Grundsätzlich können FMV unter Verwendung von Langfasern, Kurzfasern oder Partikeln hergestellt werden. Die meisten Verfahren eignen sich jedoch für den Einsatz von Kurzfasern und Partikeln. Häufig wird mit der Herstellung des Verbundwerkstoffs erst ein Ausgangsmaterial für die Herstellung eines Bauteils erzeugt, das dann mit einem weiteren Gestaltgebungsverfahren in die endgültige Form gebracht wird [26].

Bei den Verfahren, die der Infiltrationstechnik zuzuordnen sind, wird schmelzflüssiges Matrixmaterial in eine mit Verstärkungsfasern gefüllte Form eingebracht [13].

Die Güte der Infiltration hängt von der Permeabilität des Faseraufbaus, der Viskosität des Matrixmaterials und der Benetzbarkeit (Oberflächenspannung) ab. Ist z.B. die Permeabilität niedrig, die Viskosität hoch und die Benetzbarkeit schlecht, so muss die Infiltration unter Druckeinwirkung erfolgen [26]. Dieser Druck kann mechanisch, z.B. durch eine Verkleinerung des Formenvolumens, oder durch einen Gasdruck aufgebracht werden. Deshalb findet bei den meisten Verfahren die Herstellung in geschlossenen, druckstabilen Formen statt. Der Formschluss kann bereits vor der Einbringung der Matrix erfolgen (z.B. Druckguss) oder selbst zur Verteilung der Matrix verwendet werden (direktes Squeeze-Casting) (Abbildung 2-8) [28].

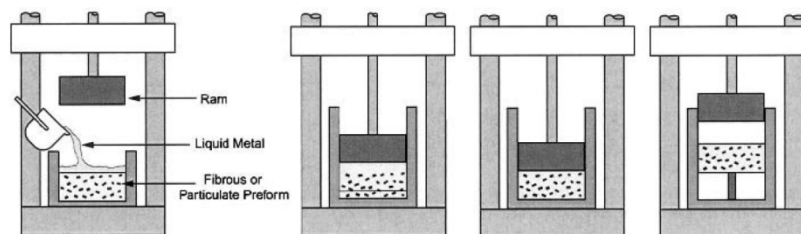


Abbildung 2-8 Schematische Darstellung des Squeeze-Casting-Verfahrens zur Herstellung von FMV [26]

Die Geschwindigkeit, mit welcher der Druck aufgebracht wird, wirkt sich auf die Formfüllung durch die Matrix aus. Bei hohem Druck kommt es zu einer schnellen Formfüllung und damit zu höheren Beanspruchungen auf die eingebrachten Fasern als bei langsamer (druckloser) Formfüllung. Eine Lagetreue bzw. Ausrichtung der Fasern ist ohne zusätzliche Fixierungselemente innerhalb der Form, wie in [29] angewandt, nur schwer kontrollierbar.

Neben den Fasern und deren Infiltrationsgüte ist auch die Qualität der Matrix für das Verbundverhalten von Interesse. In Abhängigkeit der Verfahrensart kann es zu turbulenten Strömungen der Matrix und zu Gaseinschlüssen kommen, die zu einer Porosität der metallischen Phase führen. Darüber hinaus kann es durch Erstarrungsschwinden ebenfalls zur Porenbildung in der metallischen Phase kommen. Der Druck wird deshalb nach der Formfüllung während der Erstarrung weiterhin gehalten bzw. erhöht. [28]

Je nach Verfahren und Matrixwerkstoff variieren die Materialtemperatur, die Umgebungstemperatur und der Formgebungsdruck. Die Verfahrenstemperaturen liegen über der Liquidustemperatur der verwendeten Legierung. Beim direkten Squeeze Casting einer AlSi7Mg0,6-Legierung wird diese überhitzt auf  $T = 685 \text{ °C}$  ( $T_{\text{liquidus}} = 615 \text{ °C}$ ) [30].

Aufgrund der hohen Anzahl an Einflussparametern ist eine generelle Aussage zu den erreichbaren Faservolumengehalten in Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens nicht möglich. In [27] wird ein Faservolumenanteil von  $\varphi_f = 55 \%$  für eine gegossene carbonfaserverstärkte Aluminiumlegierung AlMg1SiCu aufgeführt. Für eine AlSi7Mg0,3-Legierung liegt der Faservolumenanteil für das Squeeze-Casting-Verfahren bei  $\varphi_f = 35 \%$ .

### 2.5.2 Permeabilität (Durchlässigkeit)

Die Infiltration einer Faseranordnung ist unter anderem von der Permeabilität  $K_{\text{perm}}$ , d.h. der Durchlässigkeit der Faseranordnung, abhängig. Die Permeabilität ist richtungsabhängig und kann nach den aus [11] entnommenen Formeln berechnet werden.

Permeabilität in Faserrichtung

$$K_{\text{perm},\parallel} = \frac{d_f^2}{16 \cdot k_{KC\parallel}} \cdot \frac{(1-V_f)^2}{V_f^2} \quad (2-2)$$

Permeabilität orthogonal zur Faserrichtung

$$K_{\text{perm},\perp} = \frac{d_f^2}{16 \cdot k_{KC\perp}} \cdot \frac{(\sqrt{V_{f\text{max}}/V_f} - 1)^3}{\sqrt{V_{f\text{max}}/V_f} + 1} \quad (2-3)$$

Auf die einzelnen Parameter soll an dieser Stelle nicht eingegangen werden, vielmehr soll anhand der Formeln die Abhängigkeit der Permeabilität vom Faserdurchmesser aufgezeigt werden. Bei Zunahme des Faserdurchmessers wird die Faseranordnung durchlässiger, die Permeabilität steigt. [31] begründet dieses Verhalten mit der vom Faserdurchmesser und dem Faservolumengehalt abhängigen spezifischen Faseroberfläche. Demnach sinkt die Permeabilität bei Zunahme der spezifischen Oberfläche und diese wiederum steigt überproportional mit der Zunahme des Faservolumens (Abbildung 2-9). Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Fasertypen besitzen unterschiedliche Einzelfaserdurchmesser (Glasfasern:  $d = 17 \text{ }\mu\text{m}$ ; Carbonfasern:  $d = 7 \text{ }\mu\text{m}$ ).

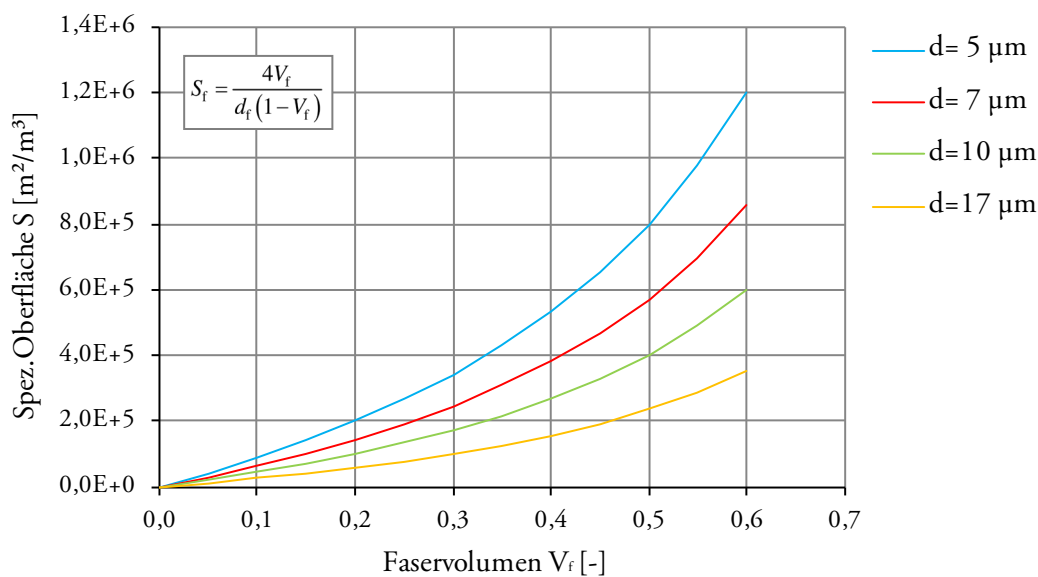


Abbildung 2-9 Entwicklung der spezifischen Oberfläche in Abhängigkeit des Faservolumens und des Faserdurchmessers nach [31]

### 2.5.3 Umformen im teilerstarten Zustand

Formgebungsverfahren metallischer Werkstoffe im teilerstarten Zustand (Semi Solid Metal Forming (SSMF)) nutzen die thixotropen Eigenschaften der teilerstarten Legierung [11].

Thixotropie bezeichnet in der Rheologie eine Zeitabhängigkeit der Fließeigenschaften bei nicht-newtonschen Flüssigkeiten, deren Viskosität mit zunehmender mechanischer Beanspruchung sinkt [12], d.h. unter bestimmten Voraussetzungen können Legierungen einen Zustand annehmen, in dem sie nur scheinbar fest sind. Ohne mechanische Einwirkung sehen sie fest aus, jedoch verflüssigen sie sich unter jeglicher Art von Krafteinwirkung. Eine thixotrope Flüssigkeit nimmt nach der mechanischen Beanspruchung wieder den scheinbar festen Zustand an. Für die metallischen Legierungen ist dies nicht der Fall, weil durch Abkühlung die Erstarrung einsetzt.

Dieser Zustand tritt bei einer metallischen Suspension ein, wenn ein Teil der Legierung in fester Phase und der Rest in flüssiger Phase vorliegen und zusätzlich das Gefüge eine globulare (kugelförmige) Struktur besitzt. Die Gestaltänderung infolge mechanischer Beanspruchung entsteht durch Rollen und Vorbeigleiten der festen Gefügebestandteile aneinander [32]. In Abbildung 2-10 ist das Gefüge und die Bewegungen bei der Gestaltänderung innerhalb des Gefüges dargestellt.

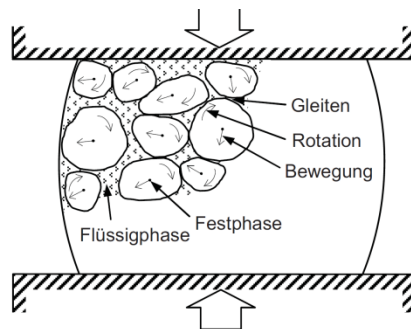


Abbildung 2-10 Schematische Darstellung eines globularen Gefüges und dessen Bewegung bei Gestaltänderung [33]

Damit das Rohmaterial bei der Erwärmung den beschriebenen Zustand erreicht, muss bereits bei der Herstellung des Aluminiums das globulare Gefüge sichergestellt werden, z.B. durch mechanisches Rühren [11]. Darüber hinaus muss bei der Erwärmung darauf geachtet werden, dass der Temperaturverlauf im Rohling gezielt gesteuert wird, da verschiedene Abläufe zeitlich abhängig sind. Daher erfolgt eine induktive Erwärmung mit einer anfänglich schnellen Temperaturerhöhung, die dann verlangsamt und über eine gewisse Zeitspanne konstant gehalten wird. Die einzelnen Zeit- und Temperaturabläufe sind von der Aluminiumlegierung abhängig. Für eine AlSi7Mg0,3-Legierung ist ein möglicher Zeit-Temperatur-Verlauf aus [34] zu entnehmen.

Die thixotropen Materialeigenschaften sind aus folgenden Gründen für die allgemeine Umformtechnik und für die Herstellung von metallischen Faserverbunden interessant:

- Der Werkstoff muss vor der Umformung weniger stark erhitzt werden, da die Verarbeitungstemperatur unterhalb der Liquidustemperatur liegt.
- Es kann mit geringerem Druck und damit geringeren Kräften umgeformt werden, da die Viskosität schon bei geringen Beanspruchungen stark abnimmt.
- Durch die niedrige Viskosität können komplexe Bauteilformen ohne weitere Nachbereitung hergestellt werden.
- Die Formfüllung erfolgt mit laminarer Strömung, welche eine porenfreie Herstellung begünstigt.

Die aus [35] entnommene Abbildung 2-11 zeigt die Abhängigkeiten zwischen der Formgebungstemperatur, der Formteilkomplexität und der Bauteilfestigkeit mit Zuordnung zu den Formgebungsverfahren. Zur besseren Einordnung sind die konventionellen Umformverfahren Schmieden und Druckguß entsprechend der Materialtemperatur ergänzt. Die Temperaturbereiche sind abhängig von der gewählten Legierung. Für eine AlSi7Mg0,3-Legierung liegen die Temperaturen für das Thixoschmieden in einem Bereich von  $T = 577 \text{ °C}$  bis  $586 \text{ °C}$  und für das Gießen oberhalb von  $T = 660 \text{ °C}$  [32].

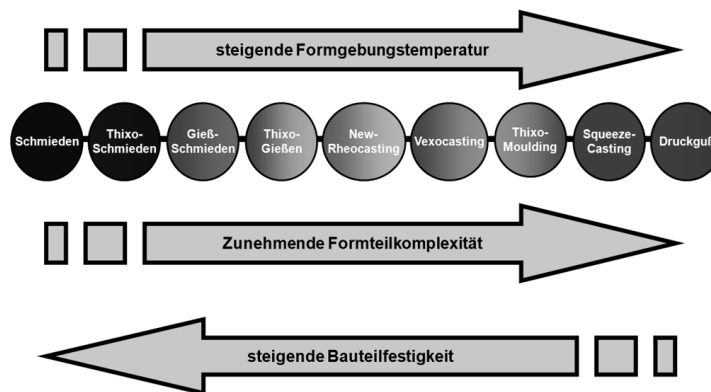


Abbildung 2-11 Einfluss der Formgebungstemperatur auf die Formteilkomplexität und Bauteilfestigkeit mit Zuordnung der Verfahrensbezeichnungen [35]

Der Ablauf des Formgebungsverfahrens ist vereinfacht in Abbildung 2-12 dargestellt. Nach der Erwärmung eines zylindrischen Rohlings mittels Induktion wird der Rohling in das Formgebungswerkzeug eingelegt. Das Formgebungswerkzeug besteht aus einem fixierten Unterteil und einem verschieblichen Oberteil. Durch Absenkung des Oberteils kommt es zum Kontakt des Werkzeugs mit dem Rohling und das Aluminium wird unter dem so entstehenden Druck in der Form verteilt. Ist das Werkzeug vollständig geschlossen, so entspricht der gefüllte Innenraum den endgültigen Bauteilabmessungen. Während der Erstarrung wird der Druck auf das Werkzeug aufrechterhalten, um die Bildung von Lunkern oder Poren durch Erstarrungsschrumpfen zu verhindern.

Das vorrangige Ziel bei der Werkzeugkonstruktion und Verfahrenssteuerung ist, eine möglichst schnelle, gleichmäßige Verteilung des Materials mit laminarer Strömung in der Form zu erreichen. Hierfür werden der Verfahrensweg und die Geschwindigkeit des Oberteils ebenso auf die Form und die Legierung abgestimmt wie die Druckhaltezeit während der Erstar-

Um Einfluss auf die Erstarrungsgeschwindigkeit zu nehmen, können die Umformwerkzeuge gezielt temperiert werden. Nach [32] werden Temperaturen im Bereich von 150 °C bis 300 °C verwendet.

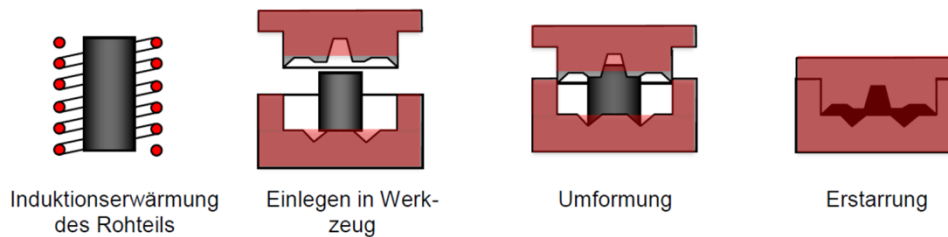


Abbildung 2-12 Vereinfachte Darstellung des Thixoschmiedeverfahrens im offenen Gesenk [32]

Zusammengefasst sind bei der Formgebung drei Parameter, der Druck, die Geschwindigkeit und die Temperatur für das Aluminiumbauteil qualitätsbestimmend [32].

Die Regelung der Geschwindigkeit und der Temperatur sind unabhängig vom Werkzeug sicherzustellen. Der Druckaufbau hängt hingegen direkt mit der Form und dem Werkzeug zusammen. Bisherige Verfahren basieren auf allseitig geschlossenen druckstabilen Formen. Eine Anwendung für Endlosfasern ist mit den bisherigen Werkzeugen nicht realisierbar.

Das in der vorliegenden Arbeit angewandte Verfahren bedingt eine veränderte Werkzeugkonstruktion, die zusammen mit dem Verfahren selbst in Kapitel 4 beschrieben wird.

### 2.5.4 Grenzflächenreaktionen bei FMV

Die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix ist für Verbundwerkstoffe von besonderem Interesse. Wesentliche Parameter sind die Benetzbarkeit und die Bindung [16]. Die Benetzbarkeit der Carbonfaser mit Aluminium ist eher schlecht, da die Oberflächenspannung der flüssigen Aluminiumschmelze auf Carbon hoch ist [26]. Dieses Manko soll im Rahmen dieser Arbeit jedoch über das Verfahren, genauer den Infiltrationsdruck, und explizit nicht über technisch aufwendige Beschichtungssysteme gelöst werden.

Die Bindung kann mechanisch oder chemisch sein. Die mechanische Bindung beruht auf der Oberflächenrauigkeit der Faser. Die chemische Bindung basiert auf chemischen Reaktionen der Verbundpartner oder Diffusionsvorgängen [26]. Chemische Reaktionen an der Grenzfläche sind abhängig von der Prozesstemperatur, dem Prozessdruck, der Atmosphäre, der chemischen Zusammensetzung der Matrix und der Oberfläche der Fasern [36]. Sie sind also im Wesentlichen von den Herstellungsparametern abhängig und werden deshalb in diesem Kapitel behandelt.

Da vor allem die chemischen Wechselwirkungen von Aluminium und Carbon und damit deren Kombination in verschiedenen Literaturquellen (z.B. [11],[37],[26]) als problematisch eingestuft werden, wird nachfolgend eine Zusammenstellung der eigenen Recherche und eine Bewertung für die in dieser Arbeit auftretenden Randbedingungen aufgeführt.

*Aluminium - Carbon*

Bei der Kombination von Aluminium (Al) und Carbon (C) können an der Grenzfläche Aluminiumcarbide ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) entstehen. Unter Carbiden versteht man Verbindungen des Kohlenstoffs mit Elementen geringerer Elektronegativität, sie können ionisch, kovalent oder metallisch sein. Aluminiumcarbid ist eine ionische, salzartige Verbindung [38]. Begünstigende kinetische Bedingungen wie lang andauernde hohe Temperaturen beschleunigen die Reaktion [26]. Die Aluminiumcarbide sind Kristalle, die sich an der Oberfläche der C-Faser bilden. Ihre Wachstumsrichtung ist orthogonal zur Faser. Die kristalline Struktur der Aluminiumcarbide führt zu Spannungskonzentrationen und Reduktion des Faserquerschnitts. Beide Effekte reduzieren die Faserfestigkeit signifikant und schwächen den Verbundwerkstoff, folglich sollte ein übermäßiges Wachstum der Carbide vermieden werden.

Prinzipiell stellen die Karbide eine Oberflächenvergrößerung und damit eine mechanische Verzahnung mit der Matrix dar. Sie sind also nicht ausschließlich nachteilig. Laut [39] können Aluminiumcarbide gezielt für die Verbesserung der Querkzugfestigkeit von Magnesium-Carbon-FMV eingebracht werden. Abbildung 2-13 zeigt, dass es für die Zugfestigkeit ebenfalls einen optimalen Volumenanteil des Aluminiumcarbids gibt, der allerdings von der Aluminiumlegierung und der Beschichtung abhängig ist.

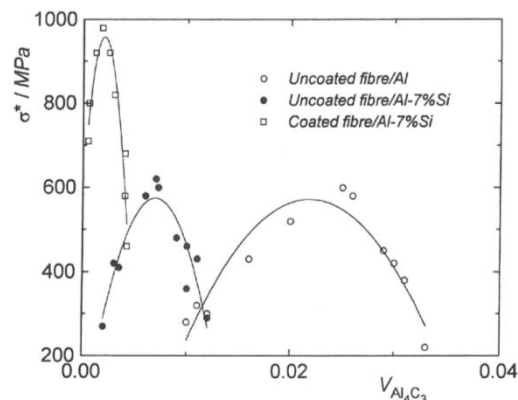


Abbildung 2-13 Verbundfestigkeit in Abhängigkeit des Volumenanteil des Aluminiumcarbids ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ) [40]

Zur Vermeidung wie auch Steuerung der Aluminiumcarbidbildung ist die Kenntnis über die Einflussfaktoren notwendig. Besonders relevant ist die Einwirkungsdauer in Wechselwirkung mit der einwirkenden Temperatur. In der Literatur wurden unterschiedliche Werte gefunden. Bei [26] beginnt ein extensives Karbidwachstum ab  $700\text{ }^\circ\text{C}$ , in [40] werden Temperaturen von  $627\text{ }^\circ\text{C}$  genannt und in [41] liegt die Bandbreite bei  $670\text{ }^\circ\text{C}$  bis  $760\text{ }^\circ\text{C}$ . Die Dauer der Einwirkung ist nur bei [40] genannt: sie beträgt 60 s. Deutlich längere Haltezeiten, aber ähnliche Temperaturbereiche wurden in [42] untersucht. So konnte u.a. bei  $600\text{ }^\circ\text{C}$  und 30 Minuten Standzeit nur geringfügige Karbidbildung festgestellt werden. Folglich kann auf der sicheren Seite davon ausgegangen werden, dass es bei Temperaturen unter  $627\text{ }^\circ\text{C}$  und einer Kontaktzeit geringer als 60 s zu keiner oder geringer Karbidbildung kommt. Darüber hinaus verweisen [26] und [39] darauf, dass die Zugabe von Silicium und Magnesium die Bildung von Aluminiumcarbid verhindert oder abschwächt.

Die in dieser Arbeit verwendete Legierung weist 7 % Silicium und 0,3 % Magnesium auf.



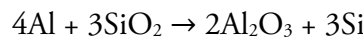
Aluminium-Glas

Im Rahmen dieser Arbeit wird neben der C-Faser die Verwendung von Glasfasern, genauer von S2-Glasfasern, geprüft. Zur Verstärkung der metallischen Matrix können Glasfasern nur einen sehr geringen Beitrag leisten, da die E-Moduln von Glas und Aluminium in etwa gleichgroß sind. Daher liegen nur wenige Literaturquellen zu dieser Werkstoffkombination vor.

	A GLASS	C GLASS	D GLASS	E GLASS	ECR Glas®	AR GLASS	R GLASS	S-2 GLASS®
Oxide	%	%	%	%	%	%	%	%
SiO <sub>2</sub>	63-72	64-68	72-75	52-56	54-62	55-75	55-60	64-66
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0-6	3-5	0-1	12-16	9-15	0-5	23-28	24-25
B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0-6	4-6	21-24	5-10	0-8	0-8	0-0.35	
CaO	6-10	11-15	0-1	16-25	17-25	1-10	8-15	0-0.2
MgO	0-4	2-4		0-5	0-4		4-7	9.5-10
ZnO					2-5			
BaO		0-1						
Li <sub>2</sub> O						0-1.5		
Na <sub>2</sub> O + K <sub>2</sub> O	14-16	7-10	0-4	0-2	0-2	11-21	0-1	0-0.2
TiO <sub>2</sub>	0-0.6			0-1.5	0-4	0-12		
ZrO <sub>2</sub>						1-18		
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0-0.5	0-0.8	0-0.3	0-0.8	0-0.8	0-5	0-0.5	0-0.1
F <sub>2</sub>	0-0.4			0-1		0-5	0-0.3	

Tabelle 2-9 Chemische Zusammensetzung der verschiedenen Glasfaserarten aus [18]

In Tabelle 2-9 sind die chemischen Zusammensetzungen der verschiedenen Glasfaserarten aufgeführt. Im Wesentlichen bestehen alle Glasfasern aus SiO<sub>2</sub>. In [43] wird darauf hingewiesen, dass reines Aluminium (Al) Silikate (SiO<sub>2</sub>) reduziert, es entstehen Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> und Si.



Es handelt sich hierbei um ein thermodynamisches Ungleichgewicht, das durch die Temperatur und Dauer beeinflusst wird. Gemäß [44] kommt es jedoch erst bei Temperaturen über 700°C zu beträchtlichen Eindringungen in die Fasern (Abbildung 2-14).

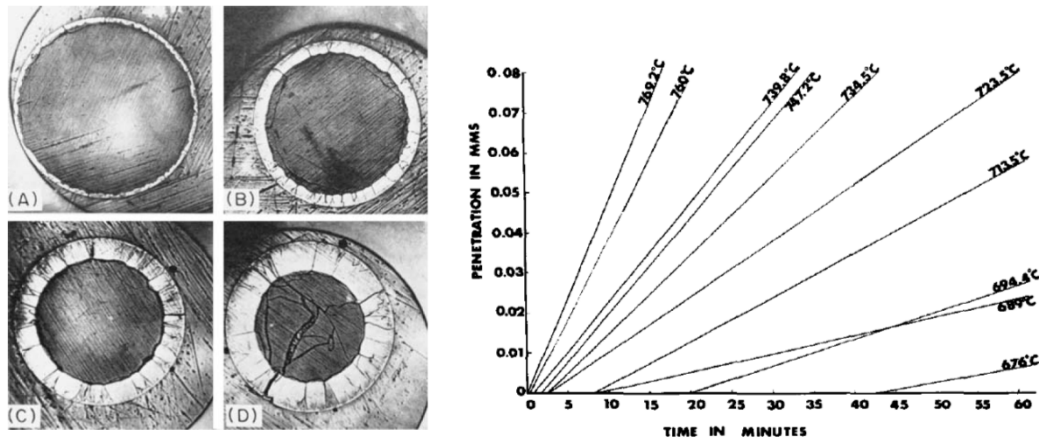


Abbildung 2-14 Eindringtiefe der chemischen Reduktion in die Glasfaser (SiO<sub>2</sub>) in Abhängigkeit der Eintauchzeit in flüssiges Aluminium; links: an der Faser selbst; rechts: als Funktionen in Abhängigkeit der Aluminiumtemperatur [44]

Für die in dieser Arbeit verwendete Materialkombination konnte keine Literatur gefunden werden. Anhand der dargestellten Ergebnisse kann jedoch von geringen Auswirkungen ausgegangen werden.

## 2.6 Mechanische Eigenschaften

### 2.6.1 Allgemeines

Bei den Faserverbundwerkstoffen werden im Regelfall hochfeste und hochsteife Fasern mit weniger festen und weniger steifen Matrixwerkstoffen kombiniert. Abbildung 2-15 zeigt unterschiedliche Kombinationen für Verbundwerkstoffe.

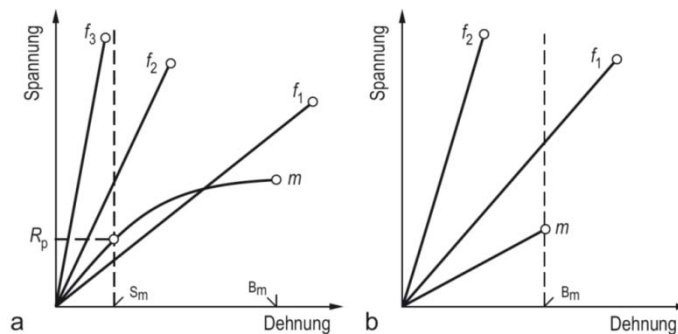


Abbildung 2-15 Exemplarische Darstellung unterschiedlicher Faser-Matrix-Kombinationen für Verbundwerkstoffe entnommen aus [14]

Bei FKV werden häufig zwei linear-elastische Werkstoffe und bei FMV eine linear-elastische Faser mit einer elastisch-plastischen Matrix kombiniert. Für eine sinnvolle Kombination sollte die Bruchdehnung der Matrix etwa doppelt so hoch sein wie die der Faser [2]. Weitere Auslegungsempfehlungen sind in [24] aufgeführt.

Für die Auswahl der Verbundpartner ist ein Vergleich der interessanten Materialeigenschaften bei bestimmten Dehnungen relevant, denn das Grundprinzip der Verbundwerkstoffe ist die Dehnungsgleichheit der Verbundpartner. Aus diesem Prinzip lassen sich die wesentlichen mechanischen Kennwerte des Verbundwerkstoffs berechnen bzw. abschätzen.

### 2.6.2 Spannungsverteilung in Faserrichtung

Die Ermittlung der Zugfestigkeit in Faserrichtung eines Verbundwerkstoffs mit unidirektionaler Faseranordnung kann anhand der Mischungsregel (Rule of mixture (RoM)) erfolgen. Grundlage für diese Mischungsregel ist die Annahme des vollen Verbunds zwischen Faser und Matrix. Somit treten im gesamten Verbundquerschnitt die gleichen Dehnungen unter einer einwirkenden konstanten Normalspannung auf. [2]

Diese Regel ist einfach anzuwenden und für das Verständnis der Arbeit wichtig. Daher folgt nun die kurze Herleitung der RoM.

Ausgangspunkt ist die Dehnungsgleichheit der Verbundpartner.  
(v = Verbund; f = Faser; m = Matrix)

$$\varepsilon_v = \varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (2-4)$$

Die Spannung im Verbundquerschnitt ergibt sich somit als Summe der Spannungen in den Einzelkomponenten wie folgt:

$$\sigma_v * A_v = \sigma_f * A_f + \sigma_m * A_m \quad (2-5)$$

$$\text{mit } A_m = A_v - A_f \text{ und } \varphi_f = \frac{A_f}{A_v}$$

$$\sigma_v = \sigma_f * \varphi_f + \sigma_m * (1 - \varphi_f) \quad (2-6)$$

Gemäß Formel (2-6) kann die Festigkeit des Verbundwerkstoffs in Abhängigkeit des Faservolumengehalts errechnet werden. Die E-Moduln, die Bruchspannungen und die zugehörigen Bruchdehnungen der Fügepartner sollten hierfür bekannt sein. Nach [2] müssen diese experimentell bestimmt werden, denn die in den Datenblättern der Hersteller angegebenen Werte werden im Versuch deutlich unterschritten.

Formel (2-6) eignet sich deshalb vielmehr zur Berechnung der auf die einzelnen Verbundkomponenten entfallenden Spannungen infolge einer auf den Verbund einwirkenden Spannung.

### 2.6.3 Materialeigenschaften einer UD-Schicht

Mit den folgenden Formeln nach [45] und [46] können die Materialkennwerte von UD-Schichten ermittelt werden.

Elastizitätsmodul in Faserrichtung  $E_x$ :

$$E_x = E_{x,F} * \varphi_F + E_M * (1 - \varphi_F) \quad (2-7)$$

Elastizitätsmodul senkrecht zur Faserrichtung  $E_y$ :

$$E_y = \frac{E_M^*(1+0,85*\varphi_F^2)}{\varphi_F * E_M^*/E_F + (1-\varphi_F)^{1,25}}; \text{ mit } E_M^* = \frac{E_M}{(1-\mu_M^2)} \quad (2-8)$$

Querkontraktionszahl  $\mu_{yx}$ :

$$\mu_{yx} = \mu_{yx,F} * \varphi_F + \mu_M * (1 - \varphi_F) \quad (2-9)$$

Schubmodul  $G_{xy}$ :

$$G_{xy} = \frac{G_M^*(1+0,6*\varphi_F^{0,5})}{\varphi_F * G_M^*/G_F + (1-\varphi_F)^{1,25}} \quad (2-10)$$

2.6.4 Bruchgeschehen

Im Gegensatz zu isotropen Werkstoffen sind das Bruchverhalten und damit auch die Festigkeiten sehr stark von der Faserlage im Verhältnis zur wirkenden Kraft abhängig. Es wird unterschieden zwischen faserdominierten und matrixdominierten Festigkeiten. Die möglichen Versagensarten werden daher in Faserbruch (FB) und Zwischenfaserbruch (ZFB) unterteilt (Abbildung 2-16).

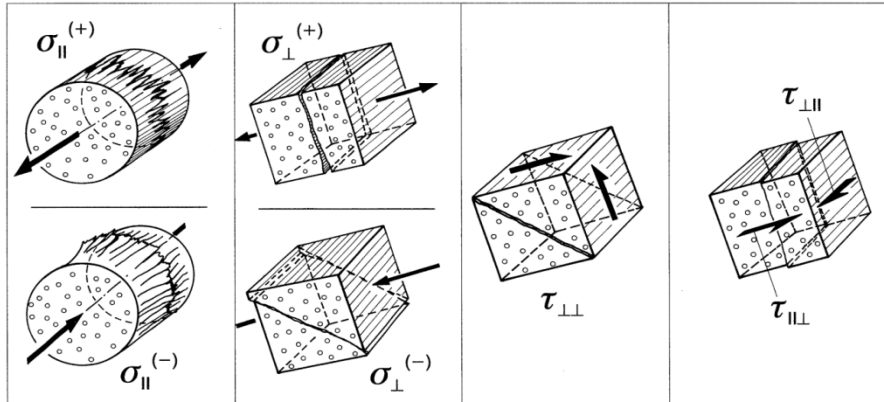


Abbildung 2-16 Versagensarten unterschieden zwischen Faserbruch und Zwischenfaserbruch [47]

### 2.7 Korrosionsverhalten

Die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Werkstoffgruppen, Faser-Kunststoff-Verbunde und Aluminiumlegierungen, sind für sich betrachtet in hohem Maße korrosionsbeständig. Die Verbundwerkstoffe weisen darüber hinaus eine hohe Beständigkeit gegen Chemikalieneinwirkungen auf. Für das Zusammenwirken von Carbonfasern und Aluminium gilt dies nicht.

Es besteht die Gefahr von Kontaktkorrosion (galvanische Korrosion). Wenn zwei oder mehrere Metalle unterschiedlicher Stellung in der Spannungsreihe in metallischem (d.h. elektrisch leitendem) Kontakt bei gleichzeitiger Benetzung mit Elektrolyten stehen, bildet sich eine Potentialdifferenz, die zu anodischer Auflösung des "unedleren" Metalls führt [28]. Die Aluminiumlegierung ist deutlich unedler als die Carbonfaser.

Nach [48] beträgt das elektrochemische Spannungspotential in einer 3 %-NaCl-Lösung 900 mV. Gemäß [2] sind Werkstoffe mit einem Spannungspotential  $> 300$  mV nicht kombinierbar. Folglich wäre die Korrosion nach [2] ein Ausschlusskriterium für das hier angestrebte Verfahren.

Zur Entstehung des galvanischen Elements muss allerdings ein Elektrolyt Zugang zu beiden Korrosionspartnern haben. Für die eingebetteten Fasern kann dies ausgeschlossen werden, da sowohl die polymere als auch die metallische Matrix als ausreichend dicht (ohne Berücksichtigung von Diffusion) anzusehen sind.

Problematisch müssen die Stellen eingestuft werden, an denen sowohl die Carbonfaser als auch die Aluminiumlegierung offen liegen. Dies wäre bei einer Lochleibungsverbindung der Fall, wenn das Bohrloch die Fasern durchdringt und an der Bohrlochwand die Faserquerschnitte sichtbar würden. In diesem Fall wäre das Flächenverhältnis der beiden Korrosionspartner allerdings günstig, denn der unedlere Werkstoff (Al) weist eine größere Querschnittsfläche als das edle Carbon (C) auf. Folglich wäre die Korrosion zumindest verlangsamt. Eine Alternative wäre die Beschichtung, bei der jedoch die Dauerhaftigkeit aufgrund der mechanischen Beanspruchung in Frage gestellt werden muss. Darüber hinaus besteht die Möglichkeit, bei einem vorgegebenen Lochbild die Löcher bereits bei der Bauteilherstellung zu integrieren.

Eine weitere kritische Stelle wäre der Materialübergang beider Matrices. Kommt es in diesem Bereich um Ablösen der Kunststoffmatrix von der Aluminiumoberfläche oder zu Rissen in der Kunststoffmatrix, so könnte ein Elektrolyt eindringen. Eine Einschätzung des Gefährdungsrisikos kann nach Rücksprache mit der MPA der Uni Stuttgart nur experimentell erfasst werden.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine Anwendung der Bauteile im Innenbereich auch ohne zusätzliche Korrosionsschutzmaßnahmen erfolgen kann. Für die Nutzung im Außenbereich oder mit Zutritt eines Elektrolyts sind Schutzmaßnahmen zu ergreifen. Deren Art und Umfang können nur auf Grundlage experimenteller Ergebnisse erfasst werden.

Die Korrosion wird für diese Arbeit nicht als Ausschlusskriterium für die Anwendung des untersuchten Verfahrens auf CfK-Bauteile angesehen.

## 3 Verbindungen

### 3.1 Allgemeines

Die Faserverbundwerkstoffe kommen in vielen verschiedenen, zum Teil hoch spezialisierten Anwendungsbereichen zum Einsatz. Entsprechend vielfältig sind auch die bereits eingesetzten Verbindungsarten. Im Regelfall werden die für isotrope Werkstoffe entwickelten Verfahren übernommen und angepasst. Daher werden FKV geschweißt, genietet, geclincht, gebolzt, geschraubt, geklemmt und verkeilt. Materialgerechte Verbindungen, bei denen die Möglichkeiten des Werkstoffs gezielt genutzt werden, stehen mit den Klebe- oder Schlaufenverbindungen zur Verfügung. Grundsätzlich sind die Verbindungsarten den drei Kategorien Formschluss, Kraftschluss und Stoffschluss zuzuordnen.

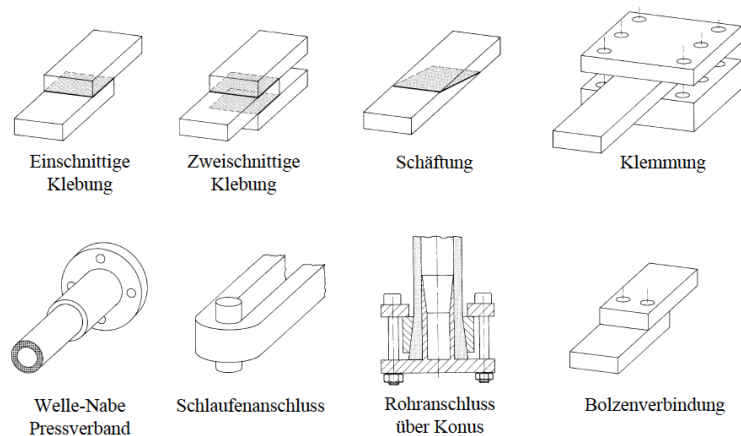


Abbildung 3-1 Beispiele der für FKV eingesetzten Verbindungsarten [2]

Auf eine ausführliche Beschreibung der einzelnen Fügearten sowie deren Vor- und Nachteile wird hier verzichtet und stattdessen auf [2] und [16] verwiesen.

Die Bewertung einer Verbindungsart erfolgt unabhängig vom Material anhand der Tragfähigkeit, der Dauerhaftigkeit und der Ausführbarkeit. Bei FKV können diese drei Bewertungskriterien selten gleichzeitig erfüllt werden. Bei einfach ausführbaren Verbindungen ist häufig die Tragfähigkeit stark reduziert (z.B. Lochleibungsverbindungen). Bei Klebungen oder Schlaufenverbindungen können die hohen Tragfähigkeiten weitestgehend erhalten bleiben, die Anforderungen an die Herstellung oder Ausführung sind jedoch sehr hoch. Die Dauerhaftigkeit vor allem bei Klebungen ist von den Umwelteinflüssen abhängig.

Im Rahmen dieser Arbeit liegt der Fokus auf der Entwicklung einer einfach ausführbaren, lösbaren Verbindung bei möglichst hoher Tragfähigkeit eines Zugelements aus unidirektionalen FKV. Für diese Problemstellung gibt es bereits zahlreiche Lösungsansätze, die in [49] sehr gut zusammengefasst sind. Die in Abbildung 3-2 dargestellte tabellarische Übersicht ist dieser Veröffentlichung entnommen.








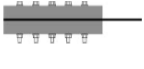









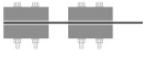
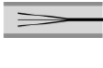



Verankerungen	Verankerungen
 <p><b>Nichtlaminierte Strangschlaufe</b> Verankerung durch Umlenkung für Strangschlaufen, Tragfähigkeit &lt; 100 % [27], in der Anwendung</p>	 <p><b>Klemmkeile</b> Klemmverankerung für Stäbe, in der Anwendung</p>
 <p><b>Vorgespannte Strangschlaufe</b> Verankerung durch Umlenkung für Strangschlaufen, in der Anwendung</p>	 <p><b>Verdickter Lamellenkopf</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit &lt; 100 % [30], in der Anwendung</p>
 <p><b>3D-verstärkte Strangschlaufe</b> Verankerung durch Umlenkung für Strangschlaufen, Tragfähigkeit &lt; 100 % [28], in der Entwicklung</p>	 <p><b>Zweikomponentenkeil</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit 100 % [30], in der Anwendung</p>
 <p><b>Zylindr. Vergussverankerung</b> Vergussverankerung für Stäbe, Tragfähigkeit &lt; 100 %, in der Anwendung</p>	 <p><b>Vorgespannte Schrauben</b> Klemmverankerung für Rundstäbe, in der Entwicklung</p>
 <p><b>Konische Vergussverankerung</b> Vergussverankerung für Stäbe, Tragfähigkeit &lt; 100 % [29], in der Anwendung</p>	 <p><b>Lamellenanker</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit &gt; 100 % [5], in der Anwendung</p>
 <p><b>Gradientvergussmasse</b> Vergussverankerung für Stäbe, Tragfähigkeit &lt; 100% [5], in der Anwendung</p>	 <p><b>Dehnungsklemmanker</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit &gt; 100 % [5], in der Anwendung</p>
 <p><b>Inverser Konus</b> Vergussverankerung für Stäbe, in der Entwicklung; Tragfähigkeit &lt; 100 % [5], in der Anwendung</p>	 <p><b>Avenit-Spannanker</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit &lt; 100% [20], in der Anwendung</p>
 <p><b>Inverser segmentierter Konus</b> Vergussverankerung für Stäbe, Tragfähigkeit &gt; 100 % [5], in der Anwendung</p>	 <p><b>Spannrahmen mit Walze</b> Klemmverankerung für Lamellen [5], in der Entwicklung</p>
 <p><b>Expansiver Vergussmörtel</b> Vergussverankerung für Stäbe, Tragfähigkeit &lt; 100 % [25], in der Anwendung</p>	 <p><b>Klebe-Klemm-Verankerung</b> Klemmverankerung für Lamellen, Tragfähigkeit &gt; 100 % [30], in der Entwicklung</p>
 <p><b>Aufspalten des Stabendes</b> Vergussverankerung für Stäbe und Lamellen in der Anwendung</p>	 <p><b>Heiß aufpressen</b> Formschlussanker für Rundstäbe, Tragfähigkeit &lt; 100 % [31], in der Entwicklung</p>
 <p><b>Abtreppen des Stabendes</b> Vergussverankerung für Rundstäbe, in der Entwicklung</p>	 <p><b>CFK/Titan-Verbund</b> Verbundanker für Lamellen, Tragfähigkeit &lt; 100 % [32], in der Entwicklung</p>

Abbildung 3-2 Übersicht über Verbindungstechniken für Zugglieder aus CfK aus [49]; Die in der Tabelle aufgeführten Quellen beziehen sich auf die Quellenangaben in [49] (Hervorhebung durch den Verfasser)

Aus Abbildung 3-2 wird deutlich, dass für die meisten der dargestellten Verbindungsarten der Gesamtaufwand sehr hoch ist und die Tragfähigkeit des Zugelements nicht vollständig erhalten bleibt. Anhand der Piktogramme ist zudem ersichtlich, dass die Verankerungskonstruktion im Verhältnis zu den Zugelementen sehr groß ist. Die Verbindungen variieren vorrangig durch die konstruktive Ausbildung der Halterung. Die Ausnahme stellen hierbei die Schlaufenkonstruktionen und die CfK/Titan-Verbundanker nach [50] dar.

Des Weiteren besteht nur bei einer Variante, dem CfK/Titan-Verbund, die Möglichkeit, eine einfache Lochleibungsverbindung mit hoher Tragfähigkeit auszuführen (Abbildung 3-3). Ermöglicht wird dies durch den Einsatz metallischer Werkstoffe im Bereich der Fügung, welche die matrixdominierten Materialeigenschaften lokal verbessern. Verstärkungsmaßnahmen der Fügezone von Lochleibungsverbindungen sind auch durch eine gezielte Faseranordnung (zusätzliche Lagen oder Einlegeelemente) oder durch ein Aufdicken des FKV möglich.

Durch einen lagenweisen, gestaffelten Materialaufbau (Titanbleche oder Stahlbleche und CfK-Prepregs) bei der Bauteilherstellung eines Mehrschichtverbunds wird zudem die Möglichkeit eines vollständigen Materialübergangs von CfK zu Titan geschaffen [50].

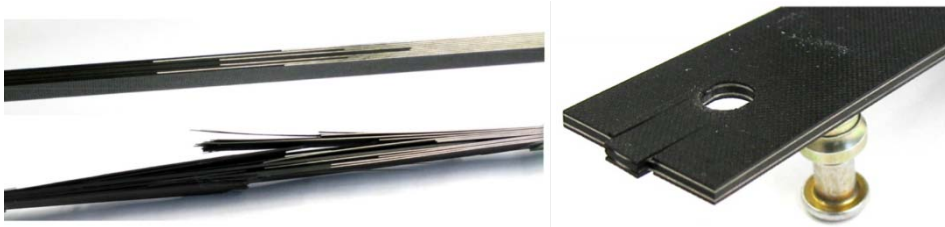


Abbildung 3-3 CfK/Titan-Verbund aus [50]; *links*: Übergang von Titan zu CfK; *rechts*: Hybridverbund CfK mit Titaneinlagen

Bei genauer Betrachtung handelt es sich um das Einkleben von metallischen Elementen in eine Faserverbundstruktur. Dieses Prinzip findet sich auch in anderen Formen und Größenordnungen wieder. So werden zum Beispiel zur Verankerung der Rotorblattkräfte moderner Windräder Aluminiumflansche oder Metallhülsen in die Verbundstruktur eingeklebt oder laminiert [51] (Abbildung 3-4). Ziel ist es, die montagefreundliche Schraubverbindung im metallischen und damit bekannten Werkstoff zu ermöglichen.

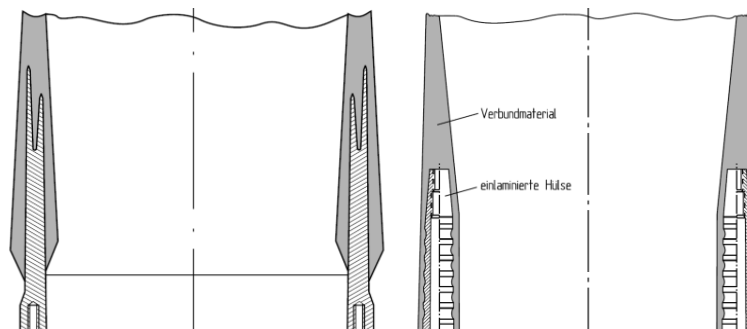


Abbildung 3-4 Rotorblattanschluss von Windkraftanlagen aus [51]; *links*: eingeklebte Aluminiumflansche; *rechts*: einlamierte Hülsen

Eine weitere Variante stellen die in [52] beschriebenen Aluminiumpflaster dar. Hierbei handelt es sich um Aluminiumbleche, die auf die FKV-Oberfläche aufgeklebt werden, um die Lochleibungseigenschaften zu verbessern.

Als nachteilig können bei diesen Varianten die relativ aufwendige Herstellung in der Vorfertigung und vor allem die für die CfK/Titan-Lösung hohen Materialkosten gesehen werden [50]. Darüber hinaus findet der Kraftübertrag vom FKV zum Metall über eine Klebeverbindung bzw. über die Matrix statt.

In der hier vorgestellten Lösung wird die Kraftübertragung über die Faser zum Metall realisiert. Die eigentliche Fügung in situ soll wie bei den beschriebenen Lösungen durch eine einfach ausführbare Lochleibungsverbindung erfolgen. Daher wird im Folgenden explizit auf Lochleibungsverbindungen eingegangen.



### 3.2 Lochleibungsverbindungen

Ein wesentlicher Vorteil von Lochleibungsverbindungen gegenüber anderen Füge-technologien ist die Ausführbarkeit, die sowohl die Montage als auch Demontage stark vereinfacht. Bei isotropen Werkstoffen sind die Querschnittsschwächung und auftretenden Spannungskonzentrationen nachteilig, da sie die Tragfähigkeit des Bauteils reduzieren. Die Querschnittsschwächung ist nicht aufzuheben. Weist der Werkstoff ein plastisches Deformationsvermögen auf, so können die Spannungserhöhungen in der Leibung und in den Wangen abgebaut werden.

In Abbildung 3-5 ist ein Stabwerksmodell aufgeführt, welches das prinzipielle Tragverhalten vereinfacht darstellt. Daraus abgeleitet ergeben sich die im rechten Bildteil dargestellten grundsätzlichen bemessungsrelevanten Versagensarten.

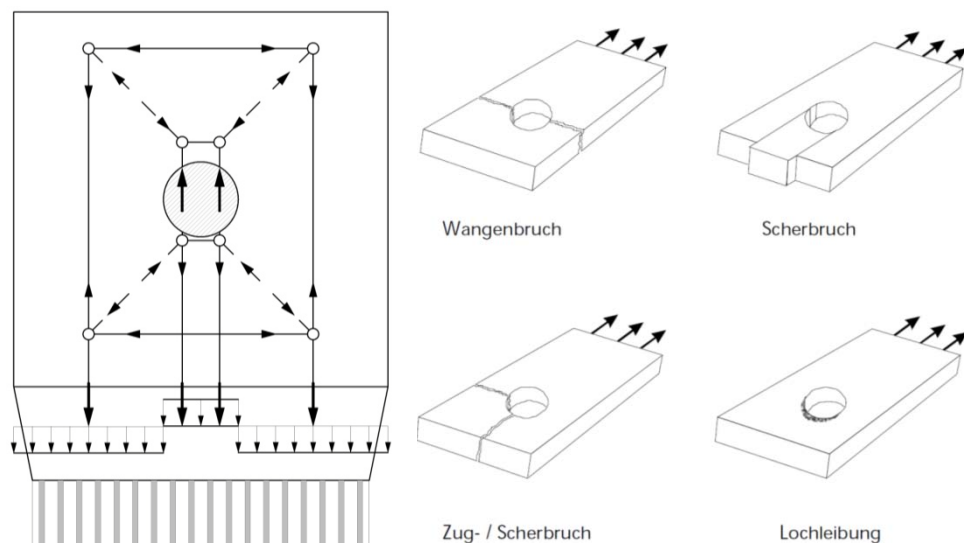


Abbildung 3-5 links: Stabwerksmodell einer einfachen Lochleibungsverbindung unter Zugbelastung; rechts: Versagensarten einer Lochleibungsverbindung aus [53]

Bei einem Wangenbruch handelt es sich um ein Zugversagen des Restquerschnitts bzw. der Zugstreben. Das Lochleibungsversagen wird vorrangig durch Druckversagen in der Kontaktstelle des Verbindungsmittels mit dem Bauteil verursacht. Bei dieser Versagensart entspricht die innere Krafrichtung weitestgehend der Richtung der äußerlichen Krafteinwirkung. Beim Spaltzugbruch wirkt die innere Kraft orthogonal zur einwirkenden Kraft und beim Schubversagen in einem vom Schubmodul abhängigen Winkel zur einwirkenden Kraft.

Für isotrope Werkstoffe ist dieser Unterschied irrelevant, für anisotrope Werkstoffe wie FKV, im Speziellen für die UD-Schichten mit orthotropen Eigenschaften, von entscheidender Bedeutung. Denn die Unterschiede zwischen faserdominierten und matrixdominierten Festigkeiten sind groß.

Die in Tabelle 3-1 aufgeführten Kennwerte sollen exemplarisch die Festigkeitsunterschiede in Abhängigkeit der Faserrichtung veranschaulichen. Sie sind aus [8] entnommen und an pultrudierten GfK-Profilen ermittelt ([54] und [55]). Es wird deutlich, dass die für die

Bemessung maßgebenden Bereiche diejenigen sind mit Beanspruchungen orthogonal zur Faserrichtung.

<i>Eigenschaft</i>	<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Mittelwerte</i>
Axiale Zugfestigkeit	$f_{tx}$	MPa	380
Transversale Zugfestigkeit	$f_{ty}$	MPa	32,9
Interlaminare Scherfestigkeit	$f_t$	MPa	33,0
Faservolumengehalt	$\phi_F$	Vol.- %	46,5

Tabelle 3-1 Materialkennwerte der Fiberline Profile aus [8]

Des Weiteren wirkt sich das linear elastische Materialverhalten der Faserkunststoffe nachteilig auf die Spannungsüberhöhungen aus. Denn ein Abbau der Spannungen ist nur in besonderen Belastungszuständen quasi-plastisch. Hierbei handelt es sich jedoch eher um ein gutmütiges Versagen. So führt das Überschreiten der Lochleibungsfestigkeit zu einer Ovalisierung des Schraubenlochs und einem Durchwandern der Schraube durch das Laminat [2].

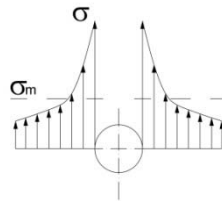


Abbildung 3-6 Exemplarische Darstellung der Spannungsüberhöhungen im Wangenbereich

Zusätzlich wirkt sich die Orthotropie der UD-Verbunde nachteilig auf die Spannungserhöhungen in den Wangen aus. Bei isotropen Werkstoffen können die Spannungskonzentrationen maximal den dreifachen Wert der mittleren Spannung ( $K_\infty = 3$ ) annehmen [56]. Bei orthotropen Werkstoffen kann dieser Wert den Faktor ( $K_\infty = 9$ ) erreichen [10]. Je größer die Steifigkeitsunterschiede, desto höher die Spannungserhöhung.

$$K_\infty = 1 + \sqrt{2 \left( \frac{E_{\parallel}}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \right) + \frac{E_{\parallel}}{G_{\perp\parallel}}} \quad (3-1)$$

Für UD-Verbunde aus CfK und GfK (S2-Glasfaser) mit jeweils einem Fasergehalt  $\phi_F = 60\%$  ergeben sich nach Formel (3-1) und mit Werten aus [56] Spannungskonzentrationsfaktoren von  $K_{\infty, \text{CfK}} = 6,8$  und  $K_{\infty, \text{GfK}} = 4,8$ .

In [10] wird darauf hingewiesen, dass eine Umverteilung der Spannungen infolge lokaler Schäden möglich ist und die Festigkeit der Wangen nicht proportional zum Konzentrationsfaktor sinkt. Anhand der berechneten Spannungskonzentrationsfaktoren  $K_{\infty, \text{CfK}}$  und  $K_{\infty, \text{GfK}}$  wird jedoch deutlich, dass sich eine Annäherung der Steifigkeitsverhältnisse günstig auf das Tragverhalten auswirkt.

### 3.3 Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen

#### 3.3.1 FKV-Bemessungsregeln

Die Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen aus FKV sind allgemein in der VDI-Richtlinie 2014-3 [57], der BÜV-Empfehlung *Tragende Kunststoffbauteile im Bauwesen* [58], dem EUROCOMP *Designcode and Handbook* [59] und dem ASCE *Structural Plastics Design Manual* [60] dargestellt. Für die Pultrusionsprofile der Firma Fiberline A/S sind diese in der Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung [7] und dem Konstruktionshandbuch der Firma [61] erläutert. Die Unterschiede zwischen den Normen liegen vorrangig in der Art des Sicherheitskonzepts, der Höhe der Sicherheitsfaktoren, in den empfohlenen Randabständen und der Informationstiefe. Eine sehr gute Zusammenfassung der jeweiligen Inhalte ist in [8] aufgeführt.

Im Wesentlichen sind die Versagensarten Flankenzugbruch, Spaltzugbruch, Lochleibungsversagen, Schubbruch und der kombinierte Schub-/Zugbruch für die Fügepartner und die Tragfähigkeit des verwendeten Bolzens nachzuweisen. Es wird empfohlen, die Verbindung so zu konstruieren, dass ein Lochleibungsversagen maßgebend wird, da sich ein gutmütiges Bruchgeschehen einstellt.

Die für die Bemessung relevanten Grundfestigkeiten ( $R_{\parallel}^+$ ,  $R_{\parallel}^-$ ,  $R_{\perp}^+$ ,  $R_{\perp}^-$ ,  $R_{\perp\parallel}$ ) müssen auf der Basis von Versuchen ermittelt werden, da dadurch die Einflüsse aus dem gewählten Faserlagenaufbau und aus der Herstellung erfasst werden können [57],[58],[59],[60]. Gleiches gilt für Spannungskonzentrationsfaktoren im Lochleibungsbereich und direkt neben dem Bohrloch [58]. Für GfK-Profile liegen diese Kennwerte durch die Arbeiten von [8] vor. Die Bezeichnungen der Grundfestigkeiten variieren zwischen den einzelnen Richtlinien ebenso wie die Bezeichnungen der Versagensarten. Damit in dieser Arbeit die Bezeichnungen konsistent sind, werden die Bezeichnungen aus [58] übernommen. Die Grundfestigkeiten werden mit ( $f_{t0^\circ}$ ,  $f_{c0^\circ}$ ,  $f_{t90^\circ}$ ,  $f_{c90^\circ}$ ,  $f_{\tau}$ ) bezeichnet und explizit um die axiale und transversale Lochleibungsfestigkeit ( $f_{pb0^\circ}$ ,  $f_{pb90^\circ}$ ) ergänzt.

In Abbildung 3-7 sind die Bezeichnungen und schematischen Darstellungen der vier unterschiedlichen und unabhängig nachzuweisenden Versagensarten aufgeführt. Die kombinierte Beanspruchung ist in [58] nicht und in [8] nur für mehrreihige Verbindungen aufgeführt und wird daher hier nicht weiter berücksichtigt.

Zug in Längsrichtung (neben dem Schaft)	Zug in Querrichtung (vor dem Schaft)	Ausreißen Laminat (vor dem Schaft)	Lochleibung (vor dem Schaft)

Abbildung 3-7 Bezeichnung und schematische Darstellung der Versagensarten aus [58]

Folgende Nachweise sind unter Verwendung der in Abbildung 3-8 aufgeführten Bezeichnungen gemäß [58] für Beanspruchungen in Faserrichtung zu führen:

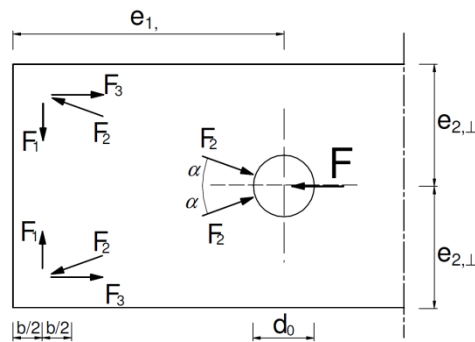


Abbildung 3-8 Bezeichnungen Bauteilabmessungen für die Nachweisführung aus [58]

Zug in Längsrichtung (neben dem Schaft)

$$f_{t,0^\circ} \geq F / [\alpha_l (2e_{2\perp} - d_0) t] \quad (3-2)$$

Zug in Querrichtung (vor dem Schaft)

$$f_{t,90^\circ} \geq F_1 / (b \cdot t) \quad (3-3)$$

Ausreißen Laminat (vor dem Schaft)

$$f_t \geq F_d / [2(e_{1\parallel} - d_0/2) t] \quad (3-4)$$

$$f_{\tau xy} \geq F_d / (2e_{1\parallel} t) \quad ; \text{ Nachweis gemäß Zulassung [7] und [57]} \quad (3-5)$$

Lochleibungsversagen (unmittelbar vor dem Schaft)

$$f_{pb,0^\circ} \geq F_d / (d \cdot t) k_{cc} \quad (3-6)$$

mit:

$F$  einwirkende Schraubkraft

$t$  Laminatdicke

$d$  Durchmesser des Schraubenschafts

$d_0$  Lochdurchmesser

$e_{1\parallel}$  Randabstand in Krafrichtung

$e_{2\perp}$  Randabstand senkrecht zur Krafrichtung

$\alpha_l$  Faktor zur Berücksichtigung der Spannungserhöhung der Normalspannungen direkt neben dem Loch für Spannungen in Krafrichtung. Laut [58] kann dieser Wert mit  $\alpha_l = 0,6$  für Pultrusionsprofile angenommen werden. Für genauere Berechnungen wird auf eine versuchstechnische Ermittlung hingewiesen. In [7] und [8] wird die Spannungsüberhöhung über den Wert  $k_{cc}$  erfasst. Hierbei handelt es sich grundsätzlich um den Kehrwert von  $\alpha_l$ , allerdings wird hier ein höherer Globalwert  $k_{cc} = 2,25$  ( $\cong \alpha_l = 0,44$ ) für die vereinfachte Berechnung angegeben. Darüber hinaus werden in Abhängigkeit der Randabstände und Lochgrößen differenzierte Angaben gemacht.

$F_1$  Querkraft am Bauteilrand; näherungsweise gilt:  $F_1 = \tan 30^\circ \cdot F_d/2$ ; gemäß [8] variiert der Winkel in Abhängigkeit der einwirkenden Kraft zwischen  $15^\circ$  und  $30^\circ$

### 3 Verbindungen

- $b$  effektive Breite, auf der  $F_1$  wirkt; näherungsweise  $b = d$ ; gemäß [57] ist  $b = e_{1\parallel} - d_0/2$
- $k_{cc}$  Spannungskonzentrationsfaktor zur Berücksichtigung von Spannungsspitzen infolge Lochspiels unmittelbar vor dem Schraubenschaft ist durch Versuche zu ermitteln; nach [8] kann dieser Wert über den Ausdruck  $k_{cc} = (d_0/d)^2$  errechnet werden.

Für Belastungen orthogonal zur Faserrichtung sind die Festigkeiten mit Index  $0^\circ$  gegen die Festigkeiten mit Index  $90^\circ$  zu ersetzen.

Neben den zu führenden Nachweisen sind die in Tabelle 3-2 aufgeführten minimalen Rand- und Lochabstände aus [7] einzuhalten. In [58] sind keine Empfehlungen gegeben, daher werden in dieser Arbeit die Werte aus [7] für alle FKV zugrunde gelegt.

<i>Mindestabstände</i>	$e_{1\parallel}$	$e_{2\perp}$	$p_{1\parallel}$	$p_{2\perp}$
Kraft in Faserrichtung	3,5d	2,0d	4,0d	4,0d
Kraft senkrecht zur Faserrichtung	2,5d	2,5d	4,0d	4,0d

Tabelle 3-2 Minimale Rand- und Lochabstände gemäß [7]

#### 3.3.2 GfK-Pultrusionsprofile der Firma Fiberline

Das Bemessungskonzept in [7] basiert auf dem semiprobabilistischen Teilsicherheitssystem, d.h. sowohl die Einwirkungen als auch die Widerstände werden für eine Bemessung im Grenzzustand der Tragfähigkeit mit Sicherheiten beaufschlagt. Darüber hinaus werden die Dauer der Lasteinwirkung, die Nutzungsklassen, der Medieneinfluss und die Umgebungstemperatur mittels Einflussfaktoren erfasst. Für den Vergleich mit den im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnissen werden die charakteristischen Kennwerte herangezogen.

<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Zulassung</i> <sup>1)</sup>	<i>Charak. Werte</i> <sup>2)</sup>	<i>Mittelwerte</i> <sup>2)</sup>
$f_{t0^\circ}$	MPa	240	294	380
$f_{t90^\circ}$	MPa	35 50	30,5	32,9
$f_{c0^\circ}$	MPa	240	283	332
$f_{c90^\circ}$	MPa	90	102	118
$f_{pb0^\circ}$	MPa	200	180	261
$f_{pb90^\circ}$	MPa	120	145	168
$f_\tau/f_{\tau xy}$	MPa	20/40	30,8/k.A.	33/k.A.
$\phi_F$	Vol.- %	k.A.	46,5	46,5

Tabelle 3-3 Materialkennwerte der Fiberline Profile; <sup>1)</sup> aus [7]; <sup>2)</sup> aus [8]

Die Kennwerte der Pultrusionsprofile eignen sich aufgrund der maschinellen Fertigung einerseits und der großen Datengrundlage andererseits besonders gut für einen Vergleich mit dem hier entwickelten neuen Verfahren.

Wesentliche Unterschiede gegenüber den im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Bauteilen sind die Faserart und der Faseraufbau. Für die Herstellung der in [7] geregelten Pultrusionsprofile sind E-Glasfasern nach DIN 1259 [62] zu verwenden. Der Faseraufbau sieht neben dem unidirektional angeordneten Kernbereich auch Wirrfasermatten an der Oberfläche vor. Die Faserart wirkt sich auf die faserdominierten Festigkeiten aus, die Wirrfasermatten auf die Lochleibungsfestigkeit.

Da die in [7] angegebenen Werte Fraktilwerte darstellen und sich von den in [8] aufgeführten charakteristischen Werten unterscheiden, wird die Berechnung ergänzend mit den charakteristischen Werten und statistischen Mittelwerten aus [8] geführt (Tabelle 3-3).

Neben den Materialfestigkeiten für die Bemessung im Grenzzustand der Tragfähigkeit sind in [7] auch Konstruktionsregeln und Grenzdehnungen für den Nachweis des Grenzzustands der Gebrauchstauglichkeit (Tabelle 3-4) aufgeführt.

Für einen Vergleich mit der hier vorgestellten Lösung sind folgende konstruktive Regeln von Interesse:

- Bohrungen dürfen nur mit Schablone oder numerisch gesteuerter Maschine erfolgen.
- Nicht planmäßig vorgesehene Bohrungen vor Ort sind mit der zuständigen Statik oder der Bauaufsicht abzustimmen und vollständig zu dokumentieren.
- Bohrlöcher sind zu versiegeln.
- Das Gewinde der Schrauben darf nicht im GfK-Profil, sondern muss außerhalb der Scherfuge liegen.
- Es dürfen nur Schrauben M12 bis M20 aus nichtrostendem Stahl verwendet werden.
- Um das Anziehmoment langfristig zu erhalten, sind die Schrauben nach 48 bis 80 Stunden nochmals anzuziehen.
- Es dürfen maximal 5 Schrauben hintereinander und 2 Schrauben nebeneinander in einer Verbindung verwendet werden.
- Der Bauherr hat die Konstruktion der GfK-Profile regelmäßig - insbesondere hinsichtlich ihrer Befestigung, Verbindung und Oberflächenschutzschicht - durch einen hierfür geeigneten Sachverständigen zu überprüfen und warten zu lassen.

<i>Bez.</i>	<i>Grenzdehnung</i>	<i>E-Modul</i>	<i>Grenzspannung</i>
$\epsilon_{t0^\circ}$	0,40 %	24 GPa	96 MPa
$\epsilon_{t90^\circ}$	0,15 %	7 GPa	10,5 MPa
$\epsilon_{c0^\circ}$	0,40 %	24 GPa	96 MPa
$\epsilon_{c90^\circ}$	0,40 %	10 GPa	40 MPa

Tabelle 3-4 Grenzdehnungen für den Nachweis des Grenzzustands der Gebrauchstauglichkeit, ergänzt um die zugehörigen Materialparameter aus [7]

## 3.3.3 GfK mit S-Glasfasern

Für UD-Bauteile aus S-Glasfasern liegen keine Kennwerte in Form von Richtlinien oder Zulassungen vor. Daher müssen die Festigkeiten anhand von Versuchen bestimmt werden. Da hier vorrangig eine Vergleichsrechnung angestellt werden soll, wird von einer eigenen versuchstechnischen Kennwertermittlung abgesehen. Vielmehr wird auf Werte aus Veröffentlichungen zurückgegriffen.

Die in Tabelle 3-5 aufgeführten Werte sind [54] und [55] entnommen. Die angegebenen Kennwerte beziehen sich auf eine UD-Schicht mit 60 % Faservolumen. Die Kennwerte sind zum Teil aus den Datenblättern der Hersteller errechnet und zum Teil aus eigens durchgeführten Versuchen und Versuchen Dritter zusammengestellt (Kennzeichnung in Tabelle 3-5). Die für die Bemessung maßgebenden Werte basieren auf Versuchsergebnissen.

<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Kennwerte</i>
$f_{t0^\circ}$	MPa	1.795 <sup>1)</sup>
$f_{t90^\circ}$	MPa	46 <sup>2)</sup>
$f_{c0^\circ}$	MPa	965 <sup>1)</sup>
$f_{c90^\circ}$	MPa	155 <sup>3)</sup>
$f_{pb0^\circ}$	MPa	k.A.
$f_{pb90^\circ}$	MPa	k.A.
$f_\tau$	MPa	61 <sup>3)</sup>
$\phi_F$	Vol.- %	60

Tabelle 3-5 Materialkennwerte der UD-Schicht S-Glas + LY556/HY917/DY070 aus [55]; <sup>1)</sup> berechnete Werte; <sup>2)</sup> Versuchsergebnis von [55]; <sup>3)</sup> Versuchsergebnisse von [63]

## 3.3.4 CfK

Im Bauwesen finden pultrudierte CfK-Lamellen am häufigsten Anwendung. Für deren Befestigung bestehen Systemlösungen mit Zulassung. Neben den Angaben zu Zugfestigkeit, Elastizitätsmoduln und Bruchdehnung werden allerdings keine weiteren Materialeigenschaften aufgeführt. Daher werden auch für die CfK-Bauteile Vergleichswerte aus Veröffentlichungen herangezogen.

In [55] sind die Festigkeiten für eine Carbonfaser-UD-Schicht mit dem gleichen Matrixwerkstoff wie bei der S-Glasfaser-UD-Schicht aufgeführt. Allerdings fällt die experimentell ermittelte Zugfestigkeit quer zur Faser niedriger aus als bei den in [54] aufgeführten Festigkeitswerten. Daher werden auch die Festigkeiten aus [54] herangezogen. In beiden Quellen werden jedoch keine Angaben zu der Lochleibungsfestigkeit des FKV gemacht. In [50] werden Lochleibungsfestigkeiten für einen UD-Verbund aufgeführt. Es handelt sich hierbei wiederum um eine andere Faser-Matrix-Kombination, allerdings sind die Zugfestigkeiten in einer ähnlichen Größenordnung wie in [54] und [55], so dass sie für eine Vergleichsrechnung geeignet sind.

<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Kennwerte<sup>1)</sup></i>	<i>Kennwerte<sup>6)</sup></i>
$f_{t0^\circ}$	MPa	1.955 <sup>2)</sup>	1.900
$f_{t90^\circ}$	MPa	27 <sup>3)</sup>	51
$f_{c0^\circ}$	MPa	1.347 <sup>2)</sup>	1.000
$f_{c90^\circ}$	MPa	164 <sup>4)</sup>	165
$f_{pb0^\circ}$	MPa	366 <sup>5)</sup>	366 <sup>5)</sup>
$f_{pb90^\circ}$	MPa	k.A.	k.A.
$f_\tau$	MPa	85 <sup>4)</sup>	85
$\phi_F$	Vol.- %	60	60

Tabelle 3-6 Materialkennwerte der UD-Schicht C-Faser; <sup>1)</sup> Werte aus [55] T300 + LY556/HY917/DY070; <sup>2)</sup> Versuchsergebnis von [55]; <sup>3)</sup> Versuchsergebnis aus [64]; <sup>4)</sup> Versuchsergebnis aus [63]; <sup>5)</sup> Versuchsergebnis aus [50]; <sup>6)</sup> Werte aus [54] für UD-CfK mit  $\phi_f = 60$  % ohne Materialangaben

Darüber hinaus werden in [65] für dickwandige CfK-Mehrschichtverbunde ( $t = 40$  mm) Lochleibungsfestigkeiten zwischen  $310 \text{ MPa} < f_{pb,0^\circ} < 490 \text{ MPa}$  angegeben, so dass die Werte aus [50] nicht als zu konservativ einzustufen sind.



## 3.3.5 Aluminium

Die Bemessung einer Lochleibungsverbindung von Aluminiumbauteilen erfolgt auf Grundlage des Eurocode 9 [66]. Neben der Schraubentragfähigkeit sind die Lochleibungsfestigkeit und die Tragfähigkeit des Nettoquerschnitts der zu verbindenden Teile nachzuweisen. Alle weiteren Beanspruchungen können über einen Vergleichsspannungsnachweis geführt werden.

Für den hier angestrebten Vergleich mit den Versuchsergebnissen erfolgt die Berechnung unter Vernachlässigung der Teilsicherheitsbeiwerte. Die Schraubentragfähigkeit wird ebenfalls vernachlässigt.

Die Festigkeitswerte können aufgrund der gewählten Aluminiumlegierung nicht der Norm entnommen werden, sondern sind auf Basis von Versuchen zu ermitteln (Anhang C.3 in [66]). Im Rahmen der hier angestellten experimentellen Untersuchungen werden daher auch Aluminiumproben ohne Fasern geprüft. Da der Herstellungsprozess wesentlichen Einfluss auf die Materialeigenschaften hat, ist auch ein Vergleich mit dem von [11] angewandten Verfahren für die gleiche Legierung interessant. Darüber hinaus werden eine Standardlegierung (EN-AW 6060 = AlMgSi Knetlegierung) und eine hochfeste Legierung (EN-AW 7020 = AlZnMg Knetlegierung) herangezogen.

	$e_{1\parallel}$	$e_{2\perp}$	$p_{1\parallel}$	$p_{2\perp}$
<i>Mindestabstände</i>	1,2d <sub>0</sub>	1,2 d <sub>0</sub>	2,2d <sub>0</sub>	2,4d <sub>0</sub>
<i>Regelabstände</i>	2,0d <sub>0</sub>	1,5d <sub>0</sub>	2,5d <sub>0</sub>	3,0d <sub>0</sub>

Tabelle 3-7 Mindest- und Regelabstände für Schraubenverbindungen nach [66], bezogen auf den Lochdurchmesser d<sub>0</sub>

Gemäß Anhang C.3 in [66] sind für die Festigkeitsnachweise unter Berücksichtigung unterschiedlicher Teilsicherheitsbeiwerte sowohl die Zugfestigkeit ( $f_u = R_m$ ) als auch die Festigkeit bei 0,2 % bleibenden Dehnungen ( $f_o = R_{p0,2}$ ) zu verwenden. Hier erfolgt der Nachweis anhand der Zugfestigkeit ( $f_u$ ).

In Tabelle 3-7 sind die geforderten Mindestabstände und Regelabstände gemäß [66] aufgeführt. Sie sind im Vergleich zu den Randabständen der FKV deutlich geringer, d.h. Verbindungen von Aluminiumbauteilen können deutlich kompakter ausgeführt werden als die Verbindungen von FKV.

Im Folgenden sind die für diese Arbeit relevanten Nachweise aufgeführt:

*Lochleibungsfestigkeit*

$$F_{v,Ek} \leq F_{b,Rk} = k_1 \alpha_b f_u dt \quad (3-7)$$

mit:

$F_{v,Ek}$  einwirkende Abscherkraft je Schraube

$k_1$  rechtwinklig zur Krafrichtung

für am Rand liegende Schrauben:  $k_1$  der kleinere Wert von  $2,8 \frac{e_2}{d_0} - 1,7$  oder 2,5

für innenliegende Schrauben:  $k_1$  der kleinere Wert von  $1,4 \frac{p_2}{d_0} - 1,7$  oder 2,5

- $\alpha_b$  in Krafrichtung der kleinste Wert aus  $\alpha_d$ ;  $\frac{f_{ub}}{f_u}$  oder 1  
 für am Rand liegende Schrauben:  $\alpha_d = \frac{e_1}{3d_0}$   
 für innenliegende Schrauben:  $\alpha_d = \frac{p_1}{3d_0} - \frac{1}{4}$   
 $f_u$  charakteristischer Wert der Zugfestigkeit der Werkstoffe der verbundenen Teile  
 $f_{ub}$  charakteristischer Wert der Zugfestigkeit des Schraubenwerkstoffs  
 $d$  Schraubendurchmesser  
 $d_0$  Lochdurchmesser  
 $t$  Bauteildicke

*Nachweis des Nettoquerschnitts*

$$\sum F_{v,Ek} \leq N_{net,Rk} = 0,9A_{net}f_u \quad (3-8)$$

mit:

- $F_{v,Ek}$  einwirkende Abscherkraft je Schraube  
 $N_{net,Rk}$  vom Nettoquerschnitt aufnehmbare charakteristische Kraft  
 $A_{net}$  Nettoquerschnittsfläche  
 $f_u$  charakteristischer Wert der Zugfestigkeit der Werkstoffe der verbundenen Teile

*Vergleichsspannungsnachweis*

$$\sigma_{v,E} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2} \leq \sigma_{v,R} \quad (3-9)$$

mit:

- $\sigma_{v,E}$  einwirkende Vergleichsspannung  
 $\sigma_{v,R}$  Grenzwert der Vergleichsspannung =  $f_u$

In der folgenden Tabelle 3-8 sind Zugfestigkeiten der zum Vergleich herangezogenen Legierungen aufgeführt.

	Einheit	AlSi7Mg0,3 <sup>1)</sup>	AlSi7Mg0,3 <sup>2)</sup>	AlMgSi0,5 <sup>3)</sup>	AlZn4,5Mg1 <sup>3)</sup>
Zugfestigkeit $f_u$	MPa	213	260	170	350
Bruchdehnung $\varepsilon_u$	%	15	13	8	10

Tabelle 3-8 Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen für verschiedene Aluminiumlegierungen;  
<sup>1)</sup> Vorversuche MFF; <sup>2)</sup> aus [11]; <sup>3)</sup> aus [66]

#### 3.3.6 Metallische Verbundwerkstoffe

Für die Bemessung von Faserverbundwerkstoffen mit metallischer Matrix sind keine expliziten Bemessungsregeln vorhanden. Die Anwendung der allgemeinen Bemessungsregeln der FKV ist möglich, da unter Annahme eines hohen Faservolumenanteils ein ähnliches Tragverhalten zu erwarten ist. Allerdings sind aufgrund der deutlich höheren Steifigkeit einer Aluminiummatrix gegenüber einer üblichen Kunststoffmatrix ( $E_{AL} = 70 \text{ GPa} \gg 3 \text{ GPa} = E_{Epx}$ ) und der höheren Festigkeit des Aluminiums ( $f_{u,AL} = 200 \text{ MPa} \gg 70 \text{ MPa} = f_{u,epx}$ ) wesentliche Veränderungen einzelner Faktoren zu erwarten. So sollte der Lastausbreitungswinkel gegenüber FKV deutlich geringer sein und damit die Querkraft (Spaltzug) ebenfalls sinken. Darüber hinaus sollten die matrixdominierten Festigkeiten höher sein und somit der Widerstand gegen Spaltzug und Schubversagen steigen. Infolge der geringeren Anisotropie kann von geringeren Spannungserhöhungen neben dem Schraubenloch ausgegangen werden. Gleichzeitig sollten aufgrund des plastischen Materialverhaltens die Spannungsspitzen einen geringen negativen Einfluss auf das Bruchverhalten haben. Es kann folglich davon ausgegangen werden, dass die Spannungskonzentrationsfaktoren geringer sein müssten.

Die Lochleibungsfestigkeit, die Flankenzugfestigkeit bzw. der Nachweis des Nettoquerschnitts sollten sowohl gegenüber dem FKV als auch dem reinen Aluminium gesteigert werden.

Insgesamt kann davon ausgegangen werden, dass geringere Loch- und Randabstände als bei den FKV zu realisieren seien sollten.

Die für eine Bemessung relevanten Kennwerte können im Rahmen dieser Arbeit nicht vollständig ermittelt werden, da der Entwicklungsstand der neuen Technologie dies noch nicht zulässt. Daher werden ausgewählte Materialparameter experimentell ermittelt und an einer ausgewählten Bauteilkonfiguration die Dehnungs- und Spannungszustände an ausgewählten Stellen erfasst (Kapitel 5).

### 3.4 Referenzwerte

#### 3.4.1 Bauteilgeometrie

Im Rahmen dieser Arbeit werden Bauteile hergestellt, die im Anschlussbereich eine Breite von  $B = 100 \text{ mm}$  und eine Bauteildicke von  $t = 10 \text{ mm}$  aufweisen. Die Länge des metallisch gebundenen Bereichs mit konstanter Dicke beträgt  $L = 100 \text{ mm}$  (Kapitel 4.3).

Aus den Bemessungsregeln und der Bauteilgeometrie ergeben sich verschiedene mögliche Ausführungsvarianten für eine Bauteilfügung. Für die Bewertung der Tragfähigkeit wird eine gelenkige, zweiseitige Lochleibungsverbindung mit einer Schraube ohne Vorspannung ausgeführt. Gemäß [7] sind Schrauben zwischen M12 und M20 zugelassen. Damit die Tragfähigkeit der Schraube vernachlässigt werden kann, wird eine M20-10.9 Schraube mit Lochspiel  $0,5 \text{ mm}$  gewählt ( $d_0 = 20,5 \text{ mm}$ ).

In Abbildung 3-9 sind die Bauteilabmessungen und Randabstände in der Draufsicht dargestellt. Infolge der einzuhaltenden Mindestabstände werden zwei unterschiedliche Randabstände in Kraftrichtung angesetzt. Für die Aluminiumbauteile ist der Randabstand nicht maßgebend für die Bemessung, daher wird hier eine zentrische Anordnung ausgeführt, gleiches gilt für die hier untersuchten Bauteilversuche (Kapitel 5.3.1).

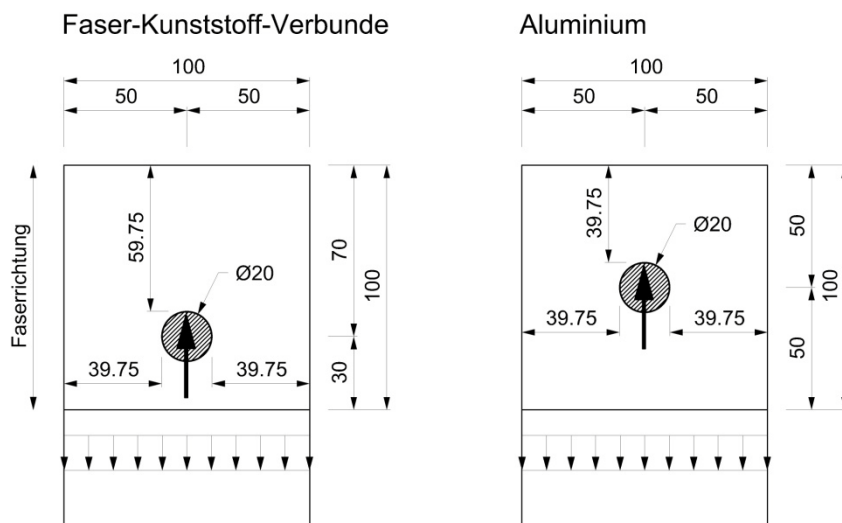


Abbildung 3-9 Abmessungen der Verbindung für die Nachweise der Vergleichsbauteile; Bauteildicke  $t = 10 \text{ mm}$  (Angaben in mm)

## 3.4.2 Traglasten der Vergleichsbauteile

Die Traglasten der Vergleichsbauteile sind nicht eindeutig zu berechnen. Zum einen liegen die Lochleibungsfestigkeiten nicht für alle hier interessierenden FKV vor und zum anderen gibt es für einzelne Faktoren der zu führenden Nachweise in den verschiedenen Bemessungsregeln unterschiedliche Angaben. Des Weiteren werden zum Teil charakteristische Festigkeiten, d.h. Fraktilwerte, mit tatsächlichen Versuchsergebnissen verglichen. Dies führt zu unterschiedlichen rechnerischen Bruchlasten und zur Veränderung der theoretischen Versagensart für die jeweiligen Werkstoffe. Einen Überblick bietet die folgende Tabelle 3-9. Sie führt die rechnerischen Bruchlasten in Abhängigkeit der Nachweisform und der angesetzten Festigkeiten auf.

Für den Nachweis *Zug in Querrichtung* unterscheiden sich die beiden Varianten (A) und (B) in der anzusetzenden Breite  $b$ , auf welcher die Querkraft  $F_1$  wirkt (Formel 3-3).

$$\text{- (A): } \quad b = d \quad ; \text{ gemäß [58]}$$

$$\text{- (B): } \quad b = (e_{1\parallel} - d_0/2) \quad ; \text{ gemäß [57]}$$

Beim Nachweis *Ausreißen Laminat* unterscheiden sich die angesetzten Längen für die Berechnung der Schubflächen (Formel (3-4) und (3-5)).

$$\text{- (A): } \quad f_{\tau} \geq F_d/[2(e_{1\parallel} - d_0/2)t] \quad ; \text{ gemäß [58]}$$

$$\text{- (B): } \quad f_{\tau xy} \geq F_d/(2e_{1\parallel}t) \quad ; \text{ gemäß [57]}$$

Die Traglast im Bereich der *Lochleibung* soll gemäß Formel (3-6) mit der Lochleibungsspannung  $f_{pb,0^\circ}$  berechnet werden. Dieser Kennwert liegt nur für einzelne Werkstoffe vor. Daher wird alternativ mit der Druckfestigkeit in Faserrichtung gerechnet.

$$\text{- (A): } \quad f_{pb,0^\circ} \quad ; \text{ gemäß [58]}$$

$$\text{- (B): } \quad f_{c,0^\circ} \quad ; \text{ gemäß [57]}$$

Sofern unterschiedlich hohe Festigkeiten für einzelne Materialeigenschaften vorliegen, wurden stets die höheren Werte verwendet. Für die pultrudierten Profile werden daher neben den Werten gemäß Zulassung zusätzliche Traglasten aufgeführt.

Als maßgebend werden die Traglasten deklariert, die unter Ansatz der günstigeren Bemessungsvariante den niedrigsten Wert ergeben. Die nach dieser Definition maßgebenden Lasten sind in der Tabelle 3-9 hervorgehoben.

Insgesamt kann festgehalten werden, dass die Traglasten, die zu den unterschiedlichen Brucharten gehören, mit Ausnahme der Zugfestigkeit in Längsrichtung, ein ähnliches Niveau aufweisen, alle Bauteile versagen unter 100 kN. Die Unterschiede infolge der verschiedenen Ansätze aus den Bemessungsregeln sind hingegen auffällig groß, so könnte die S-Glasfaser-UD-Schicht, der eine Traglast von 85 kN unterstellt wird, bereits bei 35 kN versagen.

Aus Tabelle 3-10 wird ersichtlich, dass bei den Aluminiumbauteilen stets die Lochleibungsfestigkeit maßgebend wird.

Ein weiterer für den Vergleich mit den hier angestellten Versuchen interessanter Aspekt ist in Tabelle 3-11 aufgeführt. Hier wird die Faserspannung, die unter Ansatz der Faserquerschnittsfläche aus der Traglast errechnet wurde, ins Verhältnis zur Faserzugfestigkeit nach Herstellerangaben gesetzt, alle Bauteile versagen unterhalb von 5 % der Faserzugfestigkeit.

### 3 Verbindungen

Nachweis	Fiberline <sup>1)</sup>	Fiberline <sup>2)</sup>	S2-Glasfaser <sup>3)</sup>	Carbonfaser <sup>4)</sup>
	kN	kN	kN	kN
Zug in Längsrichtung	119	189	892	973
Zug in Querrichtung (A)	-	35	32	35
Zug in Querrichtung (B)	-	104	95	106
Ausreißen Laminat (A)	-	48	73	102
Ausreißen Laminat (B)	56	56	<b>85</b>	119
Lochleibung (A)	<b>38</b>	<b>50</b>	-	<b>70</b>
Lochleibung (B)	-	63	184	257

Tabelle 3-9 Referenzwerte; <sup>1)</sup> Werte und Nachweise nach AbZ [7]; <sup>2)</sup> Maximalwert aus Tabelle 3-3, Nachweise gemäß [57] und [58]; <sup>3)</sup> Werte aus Tabelle 3-5, Nachweise gemäß [57] und [58]; <sup>4)</sup> Maximalwerte aus Tabelle 3-6, Nachweise gemäß [57] und [58]

Nachweis	AlSi7Mg0,3 <sup>1)</sup>	AlSi7Mg0,3 <sup>2)</sup>	AlMgSi0,5 <sup>3)</sup>	AlZn4,5Mg1 <sup>3)</sup>
	kN	kN	kN	kN
Nettoquerschnitt	152	186	122	250
Lochleibungsfestigkeit	<b>88</b>	<b>108</b>	<b>71</b>	<b>145</b>

Tabelle 3-10 Referenzwerte; <sup>1)</sup> Vorversuche MFF; <sup>2)</sup> aus [11]; <sup>3)</sup> Standard-Knetlegierung; <sup>4)</sup> hochfeste Legierung

	Einheit	Fiberline	Fiberline	S2-Glasfaser	Carbonfaser
Faserzugfestigkeit $R_{f  }^+$	MPa	2.400 <sup>1)</sup>	2.400 <sup>1)</sup>	5.110 <sup>2)</sup>	3.530 <sup>3)</sup>
Faservolumen	%	46,5	46,5	60	60
Traglast	kN	38	50	85	70
Faserspannung bei Bauteilbruch $\sigma_f$	MPa	82	108	142	117
$\sigma_f / R_{f  }^+$	%	3,4	4,5	2,8	3,3

Tabelle 3-11 Vergleich der Faserfestigkeit mit den Faserspannungen bei Bruch des Bauteils; <sup>1)</sup> Angaben aus [11]; <sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]

## 4 Das neu entwickelte Herstellungsverfahren

### 4.1 Randbedingungen

Für die Entwicklung des neuen Herstellungsverfahrens waren folgende Randbedingungen aus den verschiedenen Bereichen maßgebend:

- Faser
  - Aufgrund der Temperaturempfindlichkeit der Fasern sollen die Material- und Formgebungstemperaturen möglichst gering sein.
  - Aufgrund der Empfindlichkeit der Fasern gegenüber Belastungen quer zur Faserichtung sollen die Beanspruchungen während der Formfüllung möglichst gering sein.
- Herstellung FKV
  - Damit das Verfahren in ein Pultrusionsverfahren einzugliedern ist, sollen die Fasern unidirektional angeordnet und endlos lang sein.
  - Es soll ein möglichst hoher Faservolumengehalt in die metallische Matrix überführt werden.
- Herstellung FMV
  - Zur Erzielung einer hohen Qualität des Aluminiumanteils müssen die drei wesentlichen Formgebungsparameter Druck, Geschwindigkeit und Temperatur gemäß dem gewählten Verfahren einstellbar sein.
- Verbundwerkstoff
  - Um eine möglichst gute Verankerung der Faserkräfte zu erreichen muss die Infiltration der Fasern gewährleistet werden.
- Wechselwirkung zwischen Faser und Matrix
  - Die Faser schwächenden chemischen Reaktionen an der Grenzfläche Faser/Matrix im FMV sollen möglichst gering gehalten werden.
- Komplexität
  - Das Verfahren soll möglichst kostengünstig und damit einfach gehalten sein.
  - Auf zusätzliche Vor- und Nachbereitungsschritte soll verzichtet werden.
  - Die Bauteilgeometrie soll in ihren Abmessungen im Bauwesen einsetzbar sein.

## 4.2 Wesentliche Änderung gegenüber dem Thixoschmiedeverfahren

Das im Rahmen dieser Arbeit entwickelte Verfahren zur Herstellung von partiell metallisch gebundenen Endlosfasern basiert im Wesentlichen auf dem Thixoschmiedeverfahren und ähnelt dem Squeeze-Casting-Verfahren. Durch die Nutzung der thixotropen Eigenschaften des Ausgangsstoffs können die Temperaturen bei der Formgebung niedrig gehalten werden.

Die Verwendung von Endlosfasern in einem kontinuierlichen Prozess soll durch die Öffnung des Gesenks an zwei Seiten erreicht werden. Damit das Matrixmaterial nicht an diesen Seiten entweicht, wird durch eine gezielte Werkzeugtemperierung die Erstarrung der Aluminiumlegierung zu den offenen Seiten hin beschleunigt. Ziel ist es, durch die vorzeitige Erstarrung an den Bauteilenden zu einem Selbstverschluss des Formgebungswerkzeugs zu kommen. Dieser Selbstverschluss muss ausreichend früh eintreten und ausreichend stabil sein, so dass der hydrostatische Druck in der Form für eine Infiltration der Fasern einerseits und für eine Vermeidung von Mikroporosität infolge des Erstarrungsschrumpfens andererseits ausreicht.

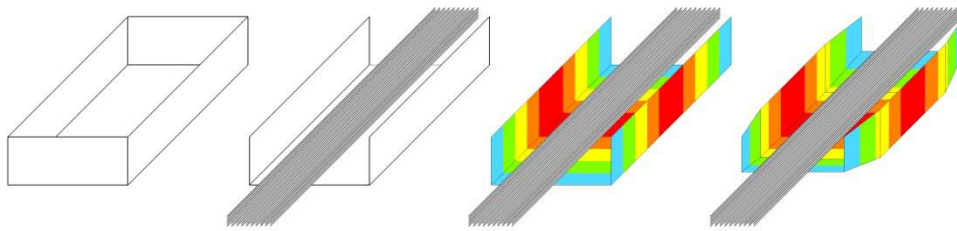


Abbildung 4-1 Vereinfachte Darstellung der wesentlichen Veränderungen des Herstellungsverfahrens; von *links* nach *rechts*: Standardform, Öffnung der Form, gezielte Temperaturregelung, Verjüngung der geöffneten Formöffnungen

Die Erstarrung der Aluminiumlegierung erfolgt durch eine Temperaturabsenkung. Die Abkühlungsgeschwindigkeit der Schmelze ist von der Temperaturdifferenz zwischen der Aluminiumlegierung und der Formoberfläche abhängig. Je größer die Temperaturdifferenz, desto schneller ist die Abkühlungsrate. Die Auswirkungen der Oberflächentemperatur auf die gesamte Aluminiumschmelze ist vom Verhältnis Oberfläche zu Volumen abhängig. Je geringer die Bauteildicke, desto schneller kühlt das Volumen aus. Daher ist neben der gezielten Temperaturregelung auch eine Querschnittsverjüngung zu den offenen Seiten hin günstig.

Die Sicherstellung der Lagetreue der Fasern wird durch die Vorspannung der Fasern erreicht. Hierfür wurde eine Vorspanneinrichtung konstruiert, die es ermöglicht, Rovings in ihrer vertikalen und horizontalen Position innerhalb des Formgebungswerkzeugs zu fixieren.



### 4.3 Konstruktive Auslegung

#### 4.3.1 Festlegung der Bauteilgeometrie

Die ausgeführte Bauteilgeometrie wurde unter Berücksichtigung sowohl konstruktiver Gesichtspunkte als auch verfahrenstechnischer Randbedingungen festgelegt.

Die Hauptabmessungen Länge, Breite und Bauteildicke ergaben sich in Anlehnung an die in [11] bereits realisierte Geometrie und in Abgleich mit den Profilabmessungen für pultrudierte Profile gemäß [7]. In Abbildung 4-2 sind die Abmessungen dargestellt.

Der mittlere Teil ist eine Platte der Breite  $b = 100$  mm und Dicke  $t = 10$  mm. Bei diesen Abmessungen handelt es sich um eine im Bauwesen nutzbare Größenordnung, die auch in [7] in der Rubrik Flachprofile aufgeführt wird. Ein Vergleich der Verbindungseigenschaften ist somit gewährleistet. Die Bauteilgeometrie ist aus verfahrenstechnischen Gründen symmetrisch aufgebaut. Nach Aufbringung der Aluminiummatrix könnten in einem kontinuierlichen Herstellungsprozess durch Zertrennen der Platte die Lasteinleitung für zwei Bauteile in einem Prozessschritt aufgebracht werden.

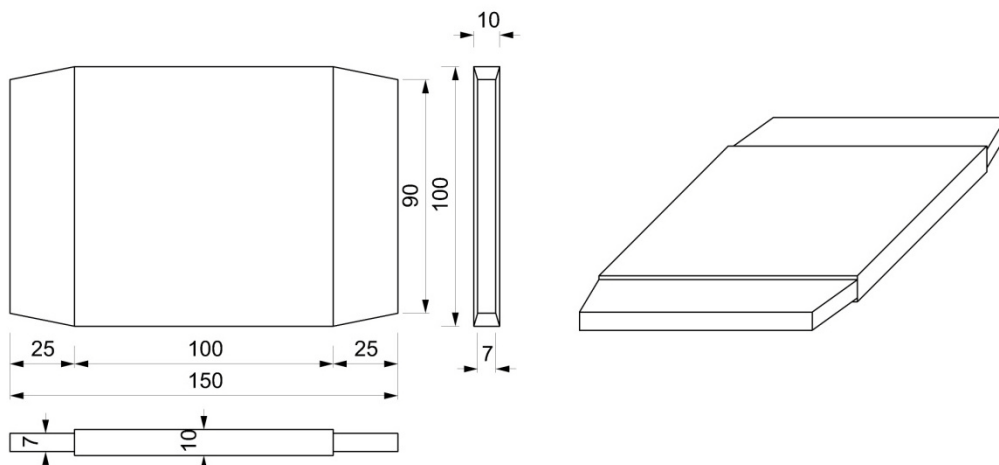


Abbildung 4-2 Geometrie des Aluminiumanteils der Bauteile in Draufsicht, Ansicht und Isometrie mit Abmessungen (Angaben in mm)

Für die erreichbare Tragfähigkeit und die Bauteilherstellung gleichermaßen interessant sind die Plattenenden. Denn hier verlassen die Fasern die metallische Matrix und werden in die polymere Matrix überführt.

Mechanisch kommt es in diesem Bereich, unter Vernachlässigung der Tragwirkung der polymeren Matrix, zu einer Lastübertragung von der Faser zur Aluminiummatrix. Die Kraftübertragung erfolgt über Schubspannungen in der Grenzfläche zwischen Faser und Matrix. Die Höhe der Schubspannung ist abhängig von den Steifigkeitsunterschieden zwischen den Fügepartnern. Treten Querschnittsänderungen bzw. Steifigkeitssprünge auf, so kommt es zu Schubspannungsspitzen in der Grenzschicht.

Sollen diese Spannungsspitzen konstruktiv vermieden werden, so empfiehlt sich ein gleichmäßiger Übergang der Steifigkeiten der Fügepartner. Daher eignen sich geschäftete Verbindungen besonders für Schubverbindungen, denn hier wird durch die Veränderung

der Materialstärke die Steifigkeit der Fügepartner angeglichen. In der Schubfuge kommt es zu einer konstanten Schubspannungsverteilung. Ähnlich günstig sind die Spannungsverteilungen bei abgestuften Schubverbindungen ([48], [69], [16]).

Für den hier zu untersuchenden Übergang muss die Lasteinleitung auf der Meso- und der Mikroebene betrachtet werden. Denn in Abhängigkeit der realisierbaren Fasermenge und deren Anordnung im Aluminiumbauteil bilden sich unterschiedliche Grenzflächen aus.

Auf der Mikroebene sind die Grenzflächen der einzelnen Fasern mit der angrenzenden Aluminiummatrix zu betrachten. Die Steifigkeitsverhältnisse ergeben sich aus der Packungsdichte der Fasern und nicht aus den Abmessungen des Bauteils. Darüber hinaus ist die Ausbildung der Grenzfläche, wie z.B. die Haftung zwischen Matrix und Faser, für die Höhe der Spannungsspitzen entscheidend. Für einen sehr hohen und gleichmäßig in der Matrix verteilten Faseranteil lassen sich hieraus keine geometrischen Randbedingungen ableiten. Auf der Mesoebene entstehen Grenzflächen zwischen Bereichen mit unterschiedlich hohen Faservolumenanteilen, beispielsweise zwischen einem Bereich mit sehr hohem Faseranteil und einem faserfreien Bereich. Die Bauteilabmessungen können die Spannungen auf dieser Ebene beeinflussen, dieser Fall gleicht der Fügung zweier unterschiedlicher Bauteile.

Aus verfahrenstechnischen Gründen ist eine Querschnittsverjüngung zu den Bauteilenden hin sinnvoll, da so die Erstarrungsgeschwindigkeit beeinflusst wird. Aus dieser Verjüngung ergibt sich eine Begrenzung der Faserverteilung in der Aluminiummatrix, wie in Abbildung 4-3 zu erkennen ist. Es entstehen Grenzflächen auf der Mesoebene. Eine gradierte Anpassung der Querschnittshöhe der Aluminiumkontur, wie in Variante (a) gezeigt, wäre günstig. Zum Zeitpunkt der Geometriefestlegung lagen noch keine Erkenntnisse über das Selbstverschlussverfahren vor. Ein frühzeitiges Erstarren im gevouteten Bereich erschien möglich und hätte zu unterschiedlichen Faservolumenanteilen an der Austrittsstelle infolge variierender Matrixanteile geführt. Eine Erfassung und Bewertung der mechanischen Eigenschaften wäre dadurch erschwert worden, daher wurde Variante (b) ausgeführt.

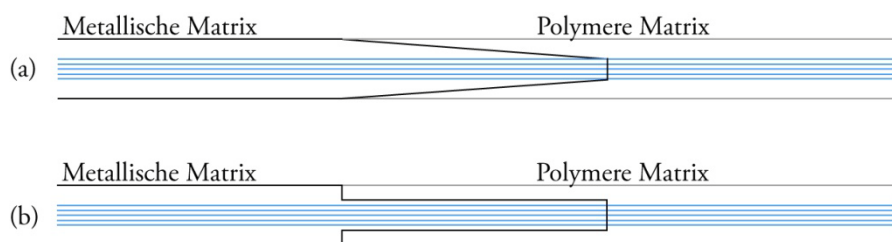


Abbildung 4-3 Schematische Darstellung zweier Ausführungsvarianten für den Matrixübergang

Im Gegensatz zur Verbindung zweier Bauteile, bei der die Gesamtkraft des einen Bauteils auf das verbundene Bauteil zu übertragen ist, ist bei dieser Art der Verbindung nur der Kraftanteil zu übertragen, der im Verbundwerkstoff von der Matrix übernommen wird. Folglich sind auch die Schubspannungen in der Verbundfuge niedriger.

Die Überlappung der beiden Matrices wirkt sich positiv auf die Faseraustrittsstelle aus, da die von der polymeren Matrix übernommenen Kraftanteile so direkt in die Aluminiummatrix eingeleitet werden können.

### 4.3.2 Konstruktion des Formgebungswerkzeugs

Die Konstruktion des Werkzeugs wurde seitens des IFU von Herr Kim Riedmüller durchgeführt. Das Ergebnis ist in Abbildung 4-4 dargestellt.

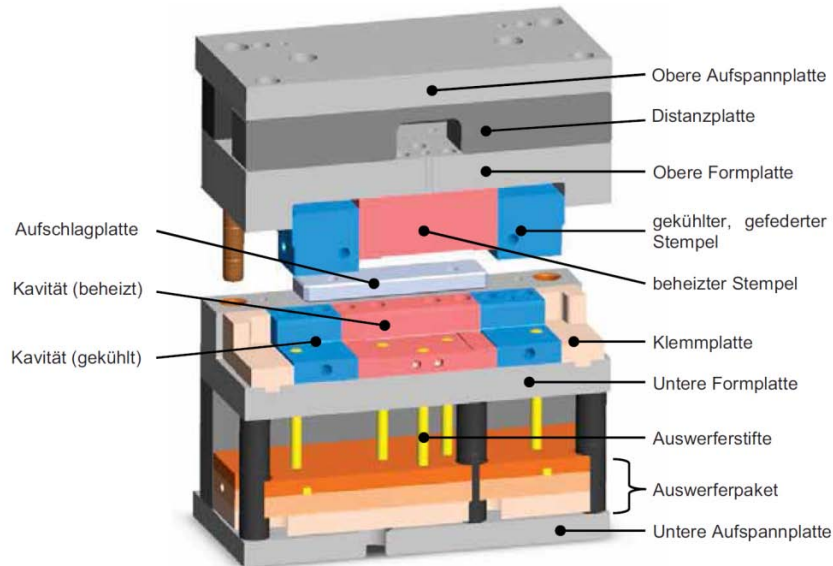


Abbildung 4-4 Grafische Darstellung des Werkzeugs zur Herstellung des metallisch gebundenen Anteils des Faserverbundbauteils (Quelle: IFU)

Besonders hervorzuheben sind die *gedederten Stempel* im oberen Teil des Werkzeugs. Diese Stempel sind Teil des Selbstverschlusskonzepts. Sie sind so konzipiert, dass auf unterschiedliche Fasermengen reagiert werden kann. Das heißt die Form ist in diesem Bereich flexibel. Durch die gefederte Lagerung weichen die Einsätze bei einem auftretenden Widerstand zurück und der Spalt zwischen oberem und unterem Werkzeugteil wird größer. Der Widerstand ist abhängig von der Fasermenge und der Vorspannung.

Die maximale Spaltgröße an dieser Stelle beträgt  $t = 4 \text{ mm}$ . Dieser Spalt limitiert den maximal erreichbaren Faservolumengehalt im Bauteil auf  $\varphi_f = 36 \%$  in der Bauteilmitte, wenn davon ausgegangen werden kann, dass der Spalt zu 100 % mit Fasern gefüllt ist.

In Abbildung 4-5 ist der Mittelteil des geschlossenen Werkzeugs mit seinen Abmessungen dargestellt. Besonders hervorgehoben sind die Sollgeometrie der Aluminiummatrix (grün) und die Faserlage (blau).

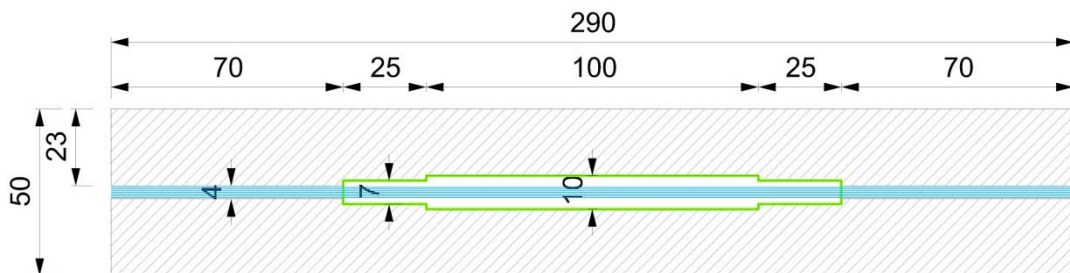


Abbildung 4-5 Schnitt durch die geschlossene Form ergänzt durch die Sollgeometrie der Aluminiummatrix (grün) und der Faserlage (blau) (Angaben in mm)

#### 4.4 Verfahrensablauf

Der Verfahrensablauf zur Herstellung des Faser-Aluminium-Verbunds besteht aus insgesamt sieben Schritten (Abbildung 4-6):

1. Der Faserrohling wird auf die Einspannvorrichtung gewickelt (Bildteil a).
2. Faserrohling wird in den unteren beheizten Teil des Werkzeugs eingebaut und gegen das Werkzeug vorgespannt (Bildteil b).
3. Der Materialrohling wird induktiv auf die Zieltemperatur erhitzt.
4. Das Aluminium wird in die Form eingebracht (Bildteile c und d).
5. Das Gesenk wird geschlossen (Bildteil e).
6. Der Druck wird gehalten.
7. Das Bauteil wird mittels Auswerfern aus der Form gedrückt (Bildteil f).

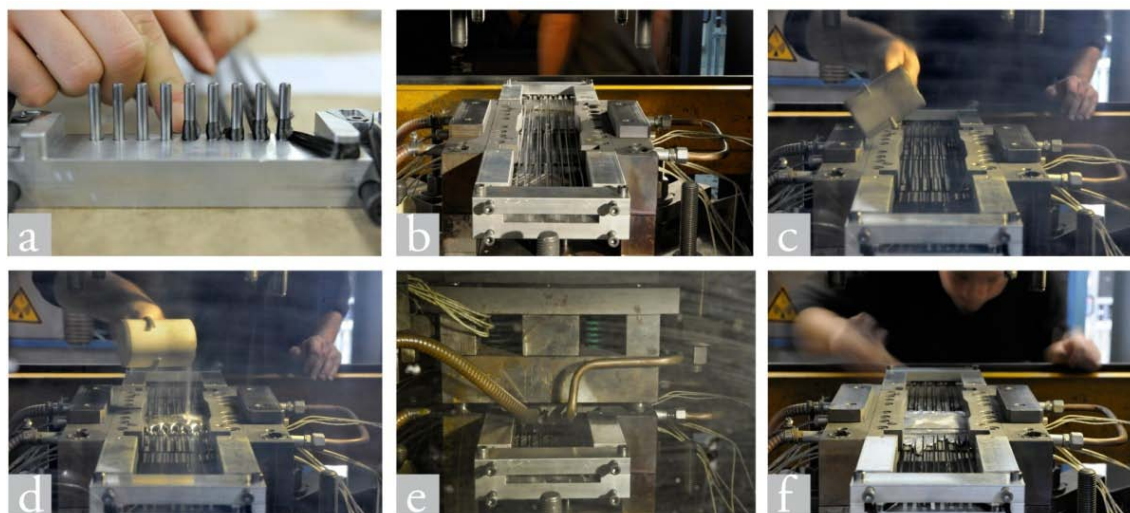


Abbildung 4-6 Verfahrensablauf des Herstellungsverfahrens in Bildern a) bis f)

Im Kapitel 2 wurde auf die Problematik verschiedener temperaturabhängiger Einflüsse auf die Faser und deren Wechselwirkung mit der Aluminiummatrix hingewiesen. Neben der Höhe der Temperatur ist hierbei stets auch die Einwirkungsdauer zu beachten.

Nach Einbau der Faserrohlinge in die Form (Schritt 2; Bildteil b) bis zum Ausbau (Schritt 7; Bildteil f) dauert der Prozess ca. 12 Minuten. Den größten Teil der Prozesszeit nimmt hierbei, mit 11 Minuten, das Aufheizen des Aluminiumbauteils ein. Die Fasern sind in dieser Zeit bereits in die beheizte Form eingebaut, die Temperatur der Form ist jedoch deutlich unterhalb von  $T = 400\text{ °C}$ , so dass eine Oxidation der Carbonfasern ausgeschlossen werden kann. Es werden jedoch Temperaturen bis zu  $T = 200\text{ °C}$  in der Form erreicht. Daher kommt es vereinzelt zum Ablösen der Epoxidbeschichtung der Fasern.

Die Kontaktzeit der Fasern mit der heißen Aluminiumschmelze während der Umformung ist geringer als 50 Sekunden. Nach dem Ausbau kühlt das Bauteil an der Umgebungsluft innerhalb von ca. 50 Minuten auf Raumtemperatur ab.

## 4.5 Parameterstudie zur Maximierung des Faservolumengehalts

### 4.5.1 Parameter

Die Werkzeugkonzeption und -konstruktion basiert auf der numerischen Simulation des Instituts für Umformtechnik (IFU). Ziel der Simulation war es, das Konzept des Selbstverschlusses auf seine Machbarkeit zu überprüfen. Anhand der Ergebnisse konnten die wesentlichen Parameter erfasst und die technischen Voraussetzungen geschaffen werden. Die Faserart, die Fasermenge und deren Anordnung in der Form konnten bei der Simulation nicht berücksichtigt werden. Eine Aussage über die Wechselwirkung der Fasern mit den Prozessbedingungen, dem erreichbaren Faservolumenanteil und die Infiltrationsqualität konnten nicht getroffen werden.

Aufschluss über diese für die Herstellung von Verbundwerkstoffen wesentlichen Kenngrößen sollte eine Testreihe erbringen. Die Vielzahl von Einzelparametern machte eine Parameterstudie erforderlich.

Folgende Parameter wurden hierbei variiert:

- Aluminiumlegierung (AlMgSi1, AlSi7Mg0,3)
- Faserart (Carbonfaser, Glasfaser)
- Art der Faseranordnung (UD-Gelege, Einzelstränge)
- Fasermenge (Anzahl der Einzelstränge)
- Vorspannung (Vorspanneinrichtung, Vorspannkraft)
- Art der Einbringung der Aluminiummatrix (zentrisch, linear, doppel-T-förmig)
- Temperatur des Rohmaterials ( $T_{\text{Gieß}} > T_{\text{Liquidus}}$ ;  $T_{\text{Gieß}} < T_{\text{Liquidus}}$ )
- Temperatur des Gesenks (Temperaturverteilung, Maximaltemperatur)

Soweit möglich wurden die einzelnen Parameter isoliert betrachtet.

### 4.5.2 Einschränkungen

Die aus der Parameteranzahl entstehende hohe Versuchsanzahl wurde reduziert, indem die Parameterstudie nur für eine Faserart durchgeführt wurde. Die Anwendbarkeit der gefundenen Einstellungen auf die zweite Faserart wurde im Nachgang überprüft. Vorrang erhielt hierbei die Carbonfaser, da deren Infiltration schwieriger zu erreichen ist, denn die Infiltration hängt von der Permeabilität des zu infiltrierenden Objekts ab. Die Permeabilität wiederum ist u.a. abhängig von der spezifischen Oberfläche der Fasern. Je geringer der Faserdurchmesser, desto geringer die Permeabilität. Der Faserdurchmesser der Carbonfaser beträgt  $d_F = 7 \mu\text{m}$ , der Glasfaser  $d_F = 17 \mu\text{m}$  (Kapitel 2.5.2).

Weitere Einschränkungen konnten bereits nach wenigen Versuchen vorgenommen werden. So konnte infolge der sehr schlechten Probenqualität die Aluminiumlegierung AlMgSi1 und die Verwendung von UD-Gelegen verworfen werden.

Darüber hinaus konnte bereits zu einem sehr frühen Stadium der Parameterstudie festgestellt werden, dass das Rohmaterial bei der Einbringung zu 100 % Flüssigphasenanteile aufweisen sollte. Bei einer Einbringung des Aluminiums in teilerstarrten Zustand wurden die Fasern während des Einbringens umgelenkt und bei der Umformung nicht infiltriert. Daher wurde die Temperatur über die Liquidustemperatur hinaus auf  $T = 645 \text{ °C}$  erhöht.



### 4.5.3 Bewertungskriterium

Als Bewertungskriterium der Herstellungsversuche diente die Infiltrationsqualität der Fasern. Die Prüfung war nicht mit zerstörungsfreien Prüfmethoden möglich, daher wurden die Testplatten nach der Abkühlung zersägt und nachbearbeitet. In Abbildung 4-7 sind die Trennschnittpositionen aufgeführt. Im Regelfall erfolgte die Kontrolle an Schnittposition A (Bauteilmitte). Falls die Ergebnisse hier vielversprechend waren, wurden die weiteren Trennschnitte B und C an den Stellen mit Querschnittsveränderung durchgeführt.

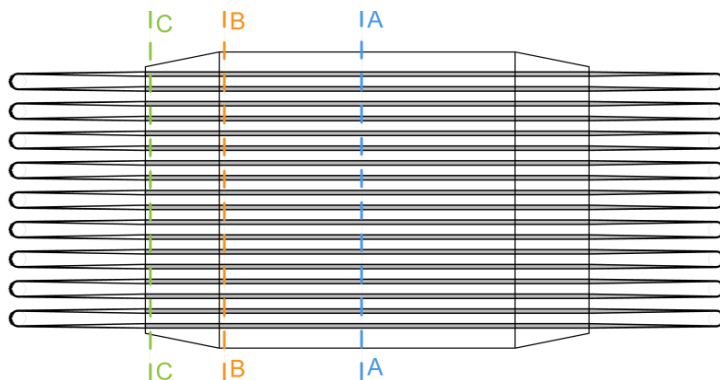


Abbildung 4-7 Darstellung der Trennschnittposition für die Überprüfung der Faserinfiltration

Anhand eines einfachen Schliffbilds konnte die Infiltration visuell überprüft werden. Maßgebend war die Farbe des Faserstrangs: je dunkler, desto schlechter, je heller (aluminiumfarbiger), desto besser die Infiltration. In Abbildung 4-8 ist die Schnittfläche eines Trennschnitts für den Schnitt A-A dargestellt. Die unterschiedlichen Grauschattierungen sind gut zu erkennen.



Abbildung 4-8 Exemplarische Darstellung eines Schnittbilds für den Schnitt A-A

Die Belastbarkeit dieser einfachen visuellen Kontrolle bestätigten Untersuchungen mit dem Mikroskop an verschiedenen Stichproben. In Abbildung 4-9 sind drei mit Hilfe eines Mikroskops aufgenommene Bilder dargestellt. Sie zeigen den in Abbildung 4-8 mit einem weißen Rahmen markierten Faserstrang in drei Vergrößerungsstufen. Die 1000-fache Vergrößerung zeigt, dass die Fasern innerhalb des Bündels in sehr dichter Packung angeordnet sind und dass dennoch das Aluminium in die Zwischenräume vorgedrungen ist.

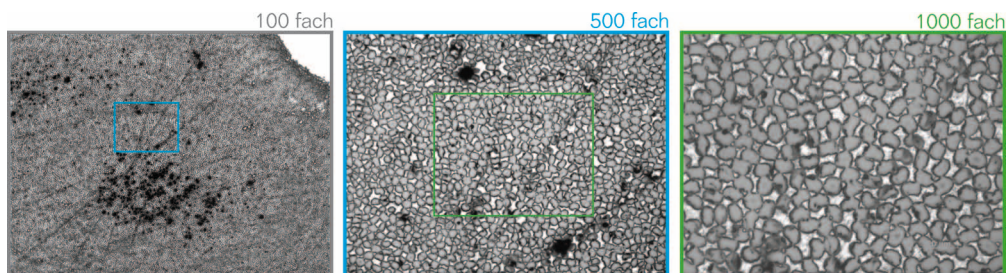


Abbildung 4-9 Mikroskopaufnahmen des in Abbildung 4-8 markierten Faserstrangs in 100-, 500- und 1000-facher Vergrößerung (Faserdurchmesser  $d_F = 7 \mu\text{m}$ )

## 4.5.4 Ergebnisse der Parameterstudie

Die Parameterstudie erfolgte anhand von 93 Versuchsbauteilen. Im Folgenden sind die Ergebnisse für die maßgeblichen Parameter kurz beschrieben.

*Faseranordnung und Fasermenge*

Die Faseranordnung in der Form sollte die Infiltration einer möglichst großen und homogen verteilten Fasermenge im hergestellten Bauteil ermöglichen. Darüber hinaus sollten die Fasern möglichst gerade, also ohne Ablenkung in horizontaler oder vertikaler Richtung eingebracht werden. Zur Vermeidung von Biegespannungen infolge Exzentrizität wurde eine (bezogen auf die Bauteildicke) zentrische Lage angestrebt (Abbildung 4-3).

Nachdem schon zu Beginn der Parameterstudie zu erkennen war, dass die Verwendung von UD-Gelegen keine zufriedenstellenden Ergebnisse liefert, erfolgten die weiteren Untersuchungen an Rovings (Typ C30 - 50 k). Aus dem schlechten Infiltrationsergebnis der UD-Gelege konnte abgeleitet werden, dass bei der Anordnung der Einzelstränge auf einen ausreichend großen Abstand zwischen den Fasersträngen zu achten ist.

Im Wesentlichen erfolgte die Variation der vertikalen und horizontalen Abstände der Faserbündel. Die Fasermenge variierte je nach Abstand und Anzahl der Faserlagen. Eine Anordnung der Fasern in mehr als zwei Lagen ließ sich aufgrund der verwendeten Vorspanneinrichtung nicht erzielen. Eine versetzte Anordnung der Fasern in den beiden Lagen war nicht zielführend. Es konnte festgestellt werden, dass eine in Draufsicht durchlässige Faseranordnung zu besserem Ergebnis führt als eine blickdichte Faseranordnung.

In Abbildung 4-10 ist die finale Faseranordnung dargestellt, für welche die besten Infiltrationsergebnisse erzielt werden konnten. Die Fasern werden äquidistant angeordnet, indem sie in der Vorspanneinrichtung um Metallstifte im Abstand von je 10 mm gewickelt werden. Zur Erzielung höherer Faservolumenanteile werden die einzelnen Stifte mehrfach belegt.

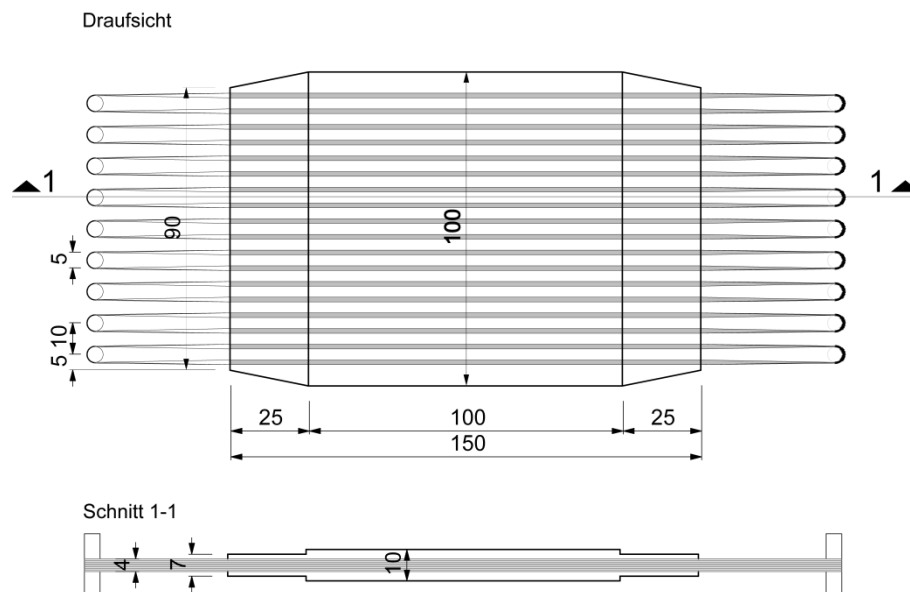


Abbildung 4-10 Finale Faseranordnung bei der Bauteilherstellung (Angaben in mm)

Zusammenfassend konnte eine grundsätzlich positive Wirkung größerer Abstände beobachtet werden, denn die Abstände zwischen den Rovings ermöglichen den Durchfluss der Aluminiummatrix während der Einbringung ohne Druckbelastung. Sie fungieren als Fließkanäle vor und während des Umformprozesses. Besonders hervorzuheben ist jedoch deren Wirkung vor dem eigentlichen Umformen, denn sie ermöglichen eine weitgehende Formfüllung und Umschließung der Faserstränge mit flüssigem oder teilerstarrem Aluminium noch vor dem Formschluss (Abbildung 4-6 d). In Kombination mit der Vorspannung der Fasern kann auf diese Weise die Lagetreue sichergestellt werden. Bei der weiteren Formfüllung während des Umformens werden vorrangig Kräfte in Faserrichtung induziert. Nach vollständiger Formfüllung und dem gelungenen Selbstverschluss der Kavität entsteht in der Form hydrostatischer Druck, der sich günstig auf die Infiltration auswirkt und nur geringe Beanspruchungen für die Fasern bedeutet.

Allerdings beeinflussen die Fließkanäle die Bauteilqualität bei besonders niedrigen Faservolumengehalten, wie z.B. bei der Herstellung der Bauteile zur Bestimmung der Materialeigenschaften, nachteilig. In diesem Fall begünstigen sie den Austritt der Aluminiummatrix während der Umformung. Je höher der Faservolumenanteil an der Austrittsstelle ist, desto günstiger für den Formschluss.

Maximal konnten Faservolumenanteile (bezogen auf die Austrittsstelle der Fasern mit  $t = 7 \text{ mm}$  und  $b = 90 \text{ mm}$ ) von ca.  $\varphi_f = 21 \%$  für die Carbonfaser und ca.  $\varphi_f = 17 \%$  für die Glasfaser erzielt werden.

#### *Vorspannung*

Für die Aufbringung der Vorspannung wurden verschiedene Varianten untersucht, die in [70] ausführlich beschrieben sind.

Der maximal erreichbare Faservolumenanteil ist von der gewählten Vorspannungsart abhängig. Grundsätzlich ist darauf zu achten, dass Fließkanäle nach der Aufbringung der Vorspannung erhalten bleiben. Ob dies gelingt, ist von der Art der Lasteinleitung der Vorspannkraft und vom Abstand des Lasteinleitungselements vom Werkzeug abhängig. Je größer der Abstand des Lasteinleitungselements vom Werkzeug ist, desto geringer ist der Einfluss der Lasteinleitung selbst. Beeinflusst die Lasteinleitung die Querschnittsform des Rovings nicht mehr, so nehmen die Faserstränge unter Zugbelastung eine zylindrische Form an. Im Vergleich zu nicht vorgespannten Rovings verkleinert sich die Querschnittsfläche des Strangs und die Abstände zwischen den Strängen vergrößern sich. Eine hohe Vorspannkraft wirkt sich folglich vorteilhaft aus.

Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur Herstellung der Bauteile verwendete Lösung sieht vor, dass die Fasern um Stahlstifte der Einspannvorrichtung gewickelt werden (Abbildung 4-11). Die Fasern können in einem durchgehenden Ablauf gewickelt und darüber hinaus Ungleichheiten infolge des Wickelns durch die Vorspannung zumindest teilweise ausgeglichen werden. Die Stahlstifte sind so angeordnet, dass eine gleichmäßige Verteilung der Faserstränge im Aluminiumbauteil erzielt werden konnte. Die Abmessungen sind Abbildung 4-10 dargestellt.



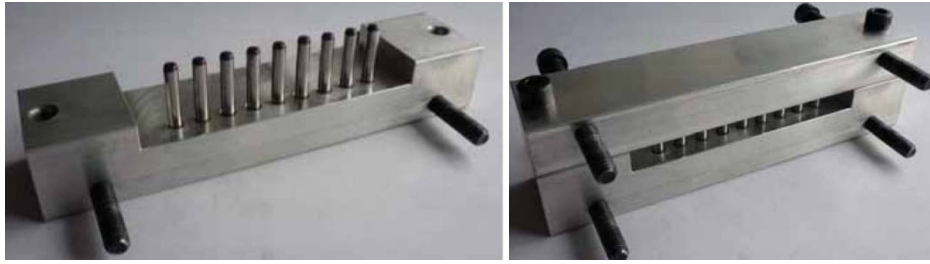


Abbildung 4-11 Einspannvorrichtung; *links*: unterer Teil oben offen; *rechts*: geschlossen

Die Fasern werden mittels der Vorspanneinrichtung gegen das Werkzeug vorgespannt. Hierfür wird der Abstand der Halterungen anhand von vier Abstandsschrauben je Seite erhöht. Abbildung 4-12 zeigt die in das Werkzeug eingebaute Vorspannvorrichtung. Der rot schraffierte Bereich im rechten Bild zeigt den mit Aluminium zu füllenden Teil.

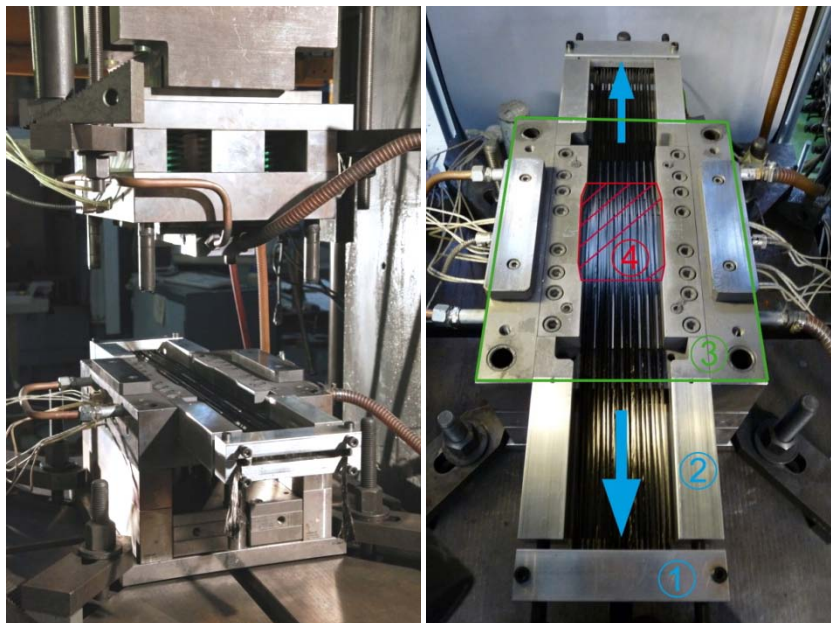


Abbildung 4-12 Vorspannvorrichtung im eingebauten Zustand; *links*: vollständige Darstellung des Werkzeugs; *rechts*: Draufsicht des unteren Teils des Werkzeugs mit Beschriftung ((1) Vorspanneinrichtung, (2) Abstandhalter, (3) Kontur des Werkzeugs, (4) Kontur des Aluminiumanteils nach dem Umformen)

Die Höhe der Vorspannung beeinflusst die Infiltrationsqualität aus zwei Gründen. Zum einen werden die Fließkanäle durch die Vorspannung erzeugt oder vergrößert und zum anderen erhöht die Vorspannung den Widerstand gegen Verformungen. Ein hoher Widerstand gegen Verformung führt dazu, dass die Fasern während der Formfüllung vom Aluminium nicht verdrängt, sondern umspült oder durchdrungen werden. Schwach vorgespannte Fasern sind nicht lagertreu und werden nur gering oder gar nicht infiltriert.

Im Rahmen der Parameterstudie ergaben Vorspannungen von  $\sigma_v = \text{ca. } 150 \text{ MPa}$  bis  $180 \text{ MPa}$  die besten Ergebnisse. Damit entspricht die Höhe der Vorspannung ca. 4 % der theoretischen Faserbruchspannung.

### *Art der Einbringung der Aluminiumschmelze*

Im Wesentlichen wurden drei verschiedene Arten des manuellen Eingießens der Aluminiumschmelze in die Form untersucht. Im Fokus des Interesses stand dabei der Einfluss auf den Selbstverschluss der Form an deren kühleren Enden.

In Abbildung 4-13 sind die drei untersuchten Formen der Aluminiumschmelze nach dem Eingießen und vor dem Schließen des Werkzeugs dargestellt. Die Variante (a) sieht vor, die gesamte Aluminiumschmelze mittig einzugießen, bei Variante (b) wird die Schmelze möglichst gleichmäßig über die Formenbreite verteilt und bei Variante (c) sollten Teile der Aluminiumschmelze in den kühleren Enden der Form über die gesamte Breite verteilt und mit einem Steg verbunden werden.

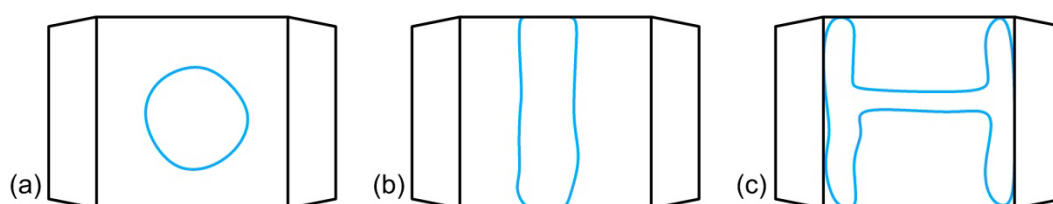


Abbildung 4-13 Schematische Darstellung der Verteilung der Aluminiumschmelze (blau) in der Form (schwarz) nach dem Eingießen direkt vor dem Formschluss

Die besten Ergebnisse lieferte die Variante (b). Bei Variante (a) müsste die Matrix in der Breite und Länge der Form verteilt werden. Aufgrund der längsgerichteten Faseranordnung wird die Verteilung in der Länge begünstigt. Variante (c) lieferte nicht die erhoffte Verbesserung des Selbstverschlussprinzips und ist darüber hinaus im Rahmen einer manuellen Einbringung schwer reproduzierbar.

### *Temperatur der Form (Kavität)*

Die Temperatur der Form beeinflusst die Abkühlung und damit die Erstarrungsgeschwindigkeit der Aluminiumschmelze. Damit ist sie vor allem für den Selbstverschluss der Form von entscheidender Bedeutung.

Zur Erfassung der tatsächlich in der Form vor dem Einbringen der Aluminiumschmelze auftretenden Oberflächentemperaturen und zur Justierung der Einstellungsparameter für die Heizelemente wurden Temperaturmessungen durchgeführt. Um ein möglichst genaues Bild von der Temperaturverteilung in Längs- und Querrichtung zu erhalten, erfassten die Messungen die Temperaturen an 25 Messstellen.

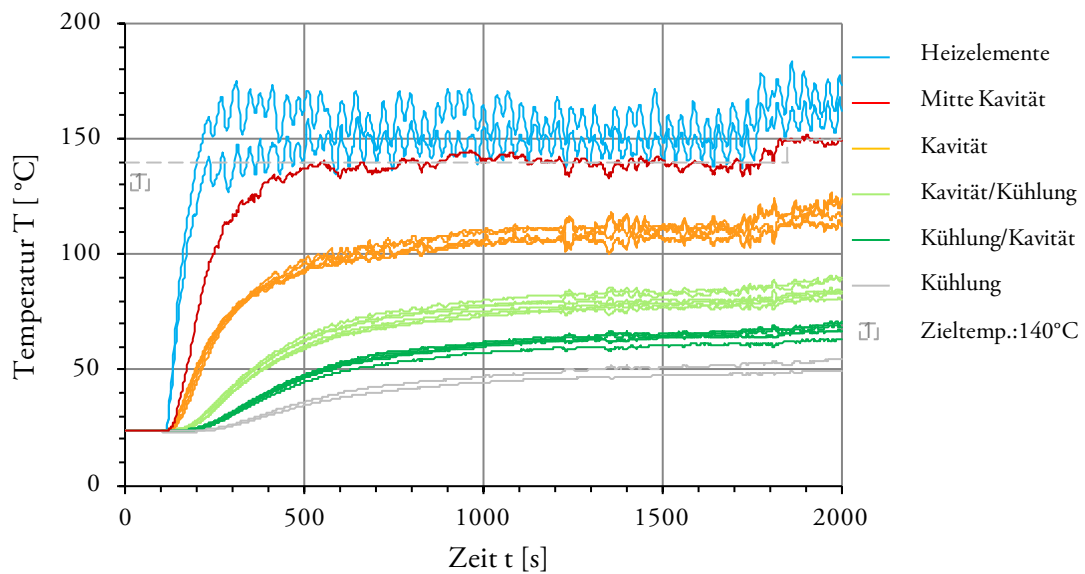


Abbildung 4-14 Exemplarische Darstellung der Ergebnisse einer Temperaturmessung für die Zieltemperatur  $T = 140\text{ °C}$

Abbildung 4-14 zeigt die Ergebnisse einer Temperaturmessung. Die unterschiedlichen Farben geben den Abstand der Messstelle von den Heizelementen wieder. Je größer der Abstand, desto geringer die gemessene Temperatur. Die Heizelemente selbst sind relativ mittig angeordnet.

Als Zieltemperatur wurde die Temperatur in der Mitte der Form (Kavität) deklariert, die in Abbildung 4-14 rot markiert ist. Anhand der Messungen konnten die Einstellungen für Zieltemperaturen im Bereich von  $140\text{ °C} \leq T \leq 190\text{ °C}$  in Schritten von  $\Delta T = 10\text{ °K}$  festgelegt werden.

Die besten Infiltrationsergebnisse konnten mit den Einstellungen für eine Zieltemperatur von  $T = 140\text{ °C}$  erreicht werden. In Abbildung 4-15 ist der Temperaturverlauf bezogen auf einen Längsschnitt durch das Formgebungswerkzeug dargestellt. Die Kontur der gewünschten Abmessungen der Aluminiummatrix ist grün gekennzeichnet.

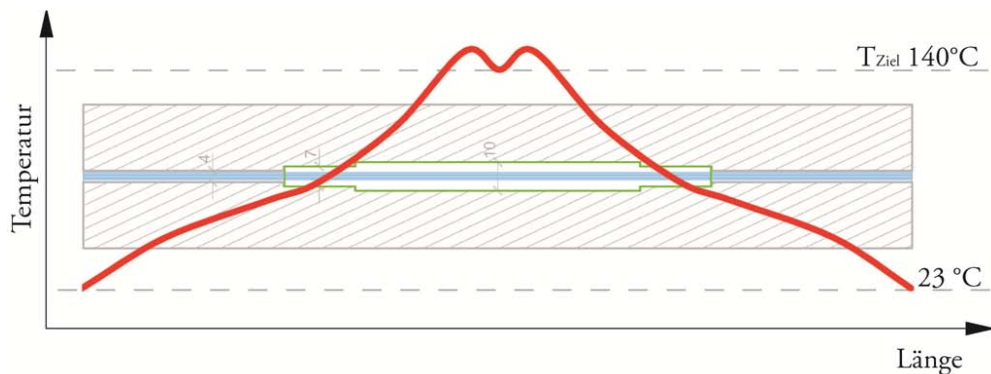


Abbildung 4-15 Ergebnis der Temperaturmessung für eine Zieltemperatur von  $T = 140\text{ °C}$ , bezogen auf die Formenabmessungen anhand eines Schnitts durch die geschlossene Form

## 4.6 Beschreibung der erreichten Bauteilqualität

### 4.6.1 Äußeres Erscheinungsbild

#### *Aluminiummatrix*

Die Formfüllung und Abbildung der Kontur ist bei allen Bauteilen sehr gut. Schwankungen der Bauteilabmessungen treten vorrangig im Bereich der Bauteildicken auf, welche von 9,5 mm bis 10 mm schwanken (Zielwert  $t = 10$  mm).

Bei allen Bauteilen tritt an den offenen Seiten, also an der Austrittsstelle der Fasern, Aluminium aus. Im Weiteren wird dieser Matrixüberschuss als *Ausguss* bezeichnet. Abbildung 4-16 zeigt drei Platten mit unterschiedlichen Faseranteilen. Gut zu erkennen ist, dass der Ausguss unterschiedlich stark ausfallen kann, er weist eine Länge von 5 bis 50 mm auf. Für höhere Faseranteile fällt er geringer aus, verhindert werden konnte er trotz der umfangreichen Parameterstudie nicht. Die Form des Ausgusses ist nicht steuerbar. Vergleicht man beide Seiten eines Bauteils, so fällt der Ausguss stets auf einer Seite stärker aus als auf der anderen. Die Ursache hierfür ist in der manuellen Einbringung der Schmelze zu sehen. Die Fasern sind zum Teil mit der Matrix infiltriert, in den meisten Fällen sind sie lediglich umspült. Die den Fasern zugewandten Oberflächen sind abgerundet, wirken bei Belastung in Längsrichtung also nicht abscherend. Der Ausguss ist Teil des Selbstverschlusses. Er entsteht während der Verteilung der Aluminiumschmelze in der Form, also unter geringem Druck. Relativ häufig kommt es während der Druckerhöhung noch einmal zu einem Austritt der Schmelze, welche den Selbstverschluss infolge des Drucks an einer Schwachstelle durchdringt und deutlich weiter geschleudert wird.



Abbildung 4-16 Drei mit Carbonfasern und Aluminiummatrix hergestellte Bauteile

Die Materialeigenschaften des Ausgusses unterscheiden sich von denen des Bauteils, da während der Erstarrung kein Druck in diesem Bereich aufgebracht wird.

Der Ausguss stellt vorrangig eine optische Beeinträchtigung dar, beeinflusst allerdings auch das Tragverhalten. Von Nachteil ist eine Ausbreitung der Aluminiummatrix unterhalb der Fasern, da die Fasern dadurch nach oben abgelenkt werden. Wird die Faser in diesem Zustand mit der polymeren Matrix beaufschlagt, so kommt es unter Normalbeanspruchungen auf das Bauteil zu Biege- und Schubspannungen in diesem Bereich, die ein vorzeitiges Versagen begünstigen. Ist der Ausguss bezogen auf die Bauteildicke mittig angeordnet und über die Bauteilbreite gleichmäßig ausgeprägt, so kann sich die Verzahnung der Matrices positiv auf das Tragverhalten auswirken.

Die in Abbildung 4-16 erkennbaren farblichen Unterschiede sind Rückstände von Schmierstoffen, die das Auswerfen des Gussstücks aus der Form erleichtern. Sie sind mittels einfacher Bearbeitung leicht zu entfernen.

Bei manchen Proben zeichnen sich an der Oberfläche der Bauteile die Fließfronten bzw. Erstarrungslinien ab. An diesen Linien kam es bereits zum Erstarren der Aluminiumschmelze. Im Laufe der Umformung werden diese Bereiche mit flüssigem Aluminium umspült. Sie treten vorrangig auf der Unterseite der Proben in den Randbereichen auf. In Abbildung 4-17 sind zwei Proben dargestellt, deren Oberflächen glasperlgestrahlt wurden und an denen die Fließfronten gut zu erkennen sind. Zum besseren Verständnis sind die Fließfronten im rechten Teil der Abbildung farblich hervorgehoben. Diese Linien stellen Störstellen bzw. Trennebenen im Aluminiumgefüge dar, denn es kommt nicht mehr zur Durchmischung der umspülenden Schmelze mit dem bereits erstarrten Material. Im Regelfall sind Störstellen jedoch in Dickenrichtung nicht durchgehend, an der Oberseite sind sie nicht mehr sichtbar. Besonders ungünstig ist es, wenn Fließfronten zusammenlaufen, denn hier können große Fehlstellen entstehen. An der Oberfläche sind sie sehr selten zu sehen, im Inneren entstehen dadurch teilweise Makroporen im Übergangsbereich.

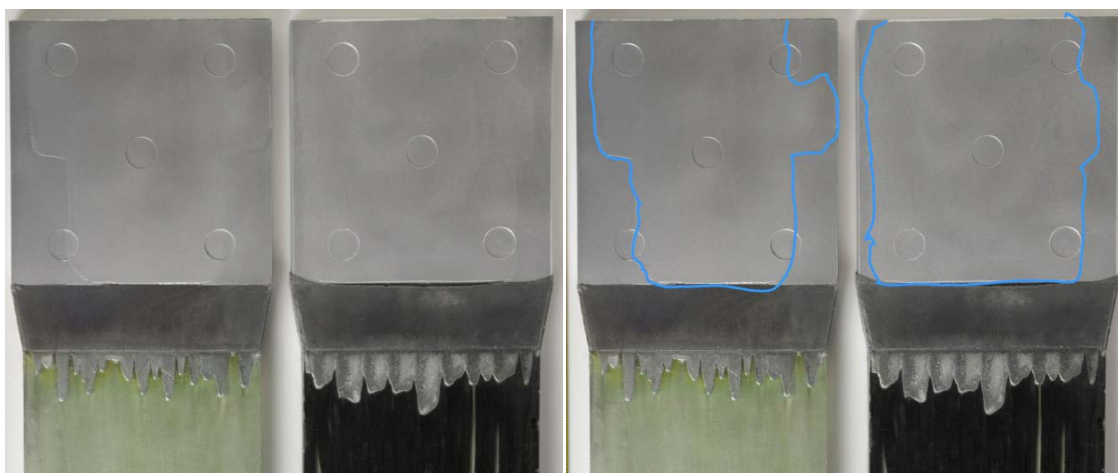


Abbildung 4-17 Unterseite zweier glasperlgestrahlter Bauteile; *links*: einfache Ansicht; *rechts*: Ansicht mit markierten Fließfronten

Kommt es zu einem relativ späten Zeitpunkt noch zu einem Matrixaustritt, hinterlässt das ausgetretene Material ebenfalls einen Hohlraum, der manchmal auch äußerlich durch eine Einwölbung des Aluminiums zu erkennen ist.

Die Proben unterscheiden sich darüber hinaus in der Oberflächenbeschaffenheit, es kommt manchmal zu sichtbaren Poren an der Oberfläche.

#### *Fasern*

Die Fasern werden durch den Herstellungsprozess der Aluminiummatrix bei planmäßigem Einbau sehr selten sichtbar geschädigt. Teilweise entstehen Faserschädigungen durch den Ausbau der Teile aus der Form und Vorspanneinrichtung. Im Regelfall betrifft dies die äußeren Faserstränge, die dann abscheren. Kommt es zu einem fehlerhaften Einbau des Faserhalbzeugs, führt dies ebenfalls zum Abscheren der Fasern.



Optische Beeinträchtigungen treten speziell bei den Glasfasern in Form von sichtbaren Verfärbungen der Fasern an der Austrittsstelle auf. Die Verfärbungen sind, wie in Abbildung 4-17 und später in Abbildung 5-29 zu erkennen ist, gelblich bis braun. Sie stellen vermutlich keine Beeinträchtigung der Fasern, sondern vielmehr deren Beschichtung dar. Abbildung 4-18 zeigt die farbliche Veränderung einer beschichteten AR-Glasfaser infolge Temperaturerhöhung. Zu sehen ist, dass sich die polymere Beschichtung im Temperaturbereich zwischen 200 °C und 300 °C zersetzt [71].

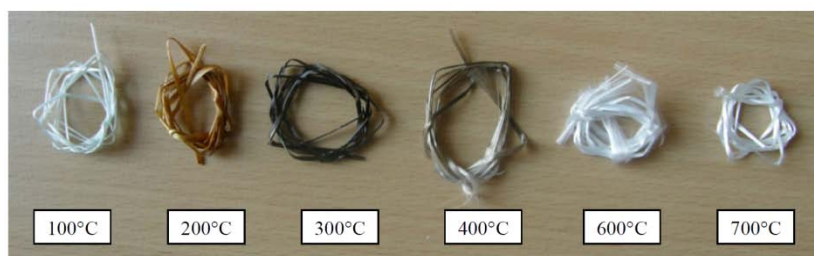


Abbildung 4-18 Verfärbung an AR-Glasfasern unter steigender Temperatur, aus [71]

#### *Zusammenfassung*

Zusammengefasst kann festgestellt werden, dass das optische Erscheinungsbild der hergestellten Bauteile relativ großen Schwankungen unterliegt. Die Abweichungen vom angestrebten Erscheinungsbild der Endbauteile sind zum derzeitigen Entwicklungsstand nicht kontrollierbar. Sie treten jedoch nicht beliebig auf, denn sie sind vom verwendeten Faservolumengehalt abhängig. Je höher der Faseranteil ist, desto besser ist auch das Erscheinungsbild.

#### 4.6.2 Infiltrationsgüte und Matrixqualität

##### *Fasern*

Die Fasern werden als einzelne Faserstränge in das Werkzeug eingebracht. Die Querschnittsform der Faserbündel und deren Position bleiben nach dem Umformen in der Matrix erhalten. Die Fasern liegen also nicht kontinuierlich verteilt wie bei Faserverbundwerkstoffen üblich, sondern als diskrete Stränge in der Matrix vor.

Die Infiltration der Faserbündel erfolgt meist von außen nach innen. Schlecht infiltrierte Bereiche sind meist im Inneren der Bündel angeordnet. Bei hohen Fasermengen kommt es aufgrund der verwendeten Vorspanneinrichtung zu einer Bündelung mehrerer Faserstränge. Der Durchmesser gebündelten Faserstränge nimmt zu und die Infiltration wird dadurch erschwert (Abbildung 4-19).

Die Infiltrationsgüte der Faserstränge ist positionsabhängig. Sie ist veränderlich in der Breite und in der Länge. Bezogen auf die Bauteilbreite sind die Fasern an den Rändern typischerweise schlecht infiltrierte. Hierfür sind zwei mögliche Ursachen denkbar. Zum einen kühlt die Aluminiumschmelze aufgrund des dreiseitigen Kontakts mit der temperierten Form schneller aus, zum anderen ist die Vorspannung bedingt durch die Vorspanneinrichtung in den Randfasern etwas geringer als in der Mitte. Bezüglich der Faser- bzw. Bauteillänge sind ebenfalls die Randbereiche, also die Bereiche des Selbstverschlusses, typischer-

weise wenig bis gar nicht infiltriert. Es kann davon ausgegangen werden, dass die Kombination aus mangelndem Druck und geringer Temperatur die Infiltration in diesen Bereichen beeinflussen. In Abbildung 4-19 sind unterschiedliche Faservolumenanteile und Infiltrationsgüten dargestellt.

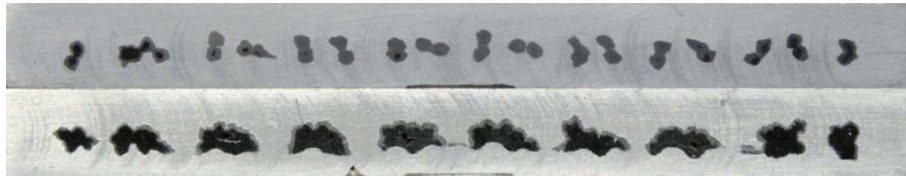


Abbildung 4-19 Querschnittsbilder unterschiedlicher Faservolumenanteile der Carbonfaser; *oben*: 6,6 % sehr gute Infiltration (= 4 Stränge je Stift); *unten*: 13,2 % schlechte Infiltration (= 8 Stränge je Stift)

Maximal konnten Faservolumenanteile bezogen auf die Austrittsstelle der Fasern ( $t = 7 \text{ mm}$ ;  $b = 90 \text{ mm}$ ) von ca.  $\varphi_f = 21 \%$  für die Carbonfaser und ca.  $\varphi_f = 17 \%$  für die Glasfaser erzielt werden.

Die Packungsdichte der Fasern innerhalb der Bündel ist deutlich höher. Abbildung 4-20 zeigt einen sehr gut infiltrierten Bereich eines Carbonfaserbündels in 1000-facher Vergrößerung und eines Glasfaserbündels in 200-facher Vergrößerung. Der Faservolumenanteil wird grafisch ermittelt. Die Fasern werden zum einfacheren Zählen mit Kreisen ( $D = 7 \mu\text{m}$  bzw.  $17 \mu\text{m}$ ) idealisiert, dadurch kommt es zu Überschneidungen, die technisch nicht relevant sind. Im betrachteten quadratischen Bereich mit einer Kantenlänge von  $50 \mu\text{m}$  bzw.  $200 \mu\text{m}$  konnten 45 bzw. 53 Einzelfasern gezählt werden. Dies entspricht einem Faservolumenanteil von ca.  $\varphi_{f,\text{Carbon}} = 69 \%$  bzw.  $\varphi_{f,\text{Glas}} = 30 \%$ .

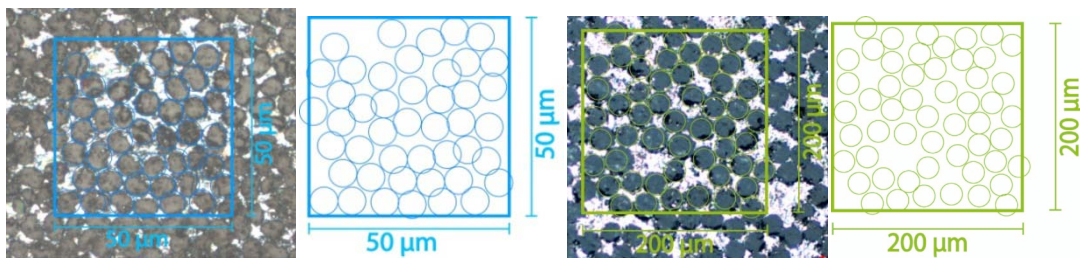


Abbildung 4-20 Bestimmung des Faservolumenanteils eines sehr gut infiltrierten Faserbündels; *links*: Carbonfaser; *rechts*: Glasfaser

Die Glasfasern weisen gegenüber den Carbonfasern ein deutlich besseres Infiltrationsverhalten auf. Schlecht infiltrierte Glasfaserbündel sind aufgrund ihrer Farbe zwar deutlich schwieriger von gut infiltrierten zu unterscheiden, die visuelle Einschätzung ist jedoch ausreichend. Insgesamt wurden nur sehr selten schlecht infiltrierte Glasfasern identifiziert.

Die Grenzschichten der Fasern wurden nicht explizit auf chemische Wechselwirkungen mit der Matrix untersucht. Allerdings gaben die Mikroskopaufnahmen keinerlei Hinweise auf Volumenveränderungen. Die von der Kreisform abweichende Form der Carbonfasern ist typisch für Carbonfasern auf PAN-Basis ([16]).

### *Aluminiummatrix*

Die Aluminiummatrix weist zum Teil Lunker und Hohlstellen im Bereich des Materialübergangs auf. Darüber hinaus kommt es vor, dass Fließfronten in die Matrix eingeschlossen sind und dadurch eine Trennschicht entsteht. Die Einmischung eines Teils der Oxidhaut, die beim Erhitzen des Aluminiums in Normalumgebung entsteht, führt ebenfalls zu Trennschichten. Beim Eingießen der Schmelze wird zwar darauf geachtet, dass die Oxidhaut im Tiegel verbleibt, eine Einbringung kann jedoch nicht ausgeschlossen werden.

### 4.7 Zusammenfassung

Es ist gelungen, ein neues Verfahren zu entwickeln, das es ermöglicht, eine Aluminiummatrix partiell auf Endlosfasern aus Carbon und Glas aufzubringen. Aufgrund der Randbedingungen des Verfahrens können negative chemische Wechselwirkungen zwischen den Fasern und der Aluminiumschmelze weitest gehend ausgeschlossen werden.

Die Bauteilqualität schwankt in einem für den Entwicklungsstand angemessenen Umfang. Es konnten zum Teil sehr gute Infiltrationseigenschaften in Kombination mit sehr guten Oberflächeneigenschaften erzielt werden.

Durch eine Parameterstudie gelang es, die wesentlichen Einflussgrößen auf das Verfahren und die Bauteilqualität zu identifizieren. Die gewonnenen Erkenntnisse bieten eine sehr gute Grundlage für eine weiterführende Optimierung des Verfahrens.



## 5 Experimentelle Untersuchungen

Die Bewertung der Güte des neuen Herstellungsverfahrens, die Erfassung der mechanischen Kennwerte und des grundlegenden Tragverhaltens erfolgen experimentell anhand von drei verschiedenen Versuchstypen:

- Zugversuche
- Auszugsversuche
- Bauteilversuche

*Zugversuche* an Schulterproben aus dem Bereich der metallisch eingebundenen Fasern (FMV bzw. MMC) sollen einerseits Aufschluss über die Güte des Verbunds geben und andererseits die Kenngrößen Elastizitätsmodul, Bruchspannung und Bruchdehnung für die numerische Berechnung liefern. Die Probekörper sind dem in Abbildung 5-1 mit "A" gekennzeichneten Bereich entnommen.

Mittels *Auszugsversuchen* wird der Faserwirkungsgrad, also das Verhältnis der tatsächlichen zur theoretischen Bruchspannung der Faser erfasst. Hierbei steht der Übergangsbereich der beiden unterschiedlichen Matrices im Fokus des Interesses (Bereich "B" in Abbildung 5-1). Darüber hinaus soll die lokale Zuordnung der Bruchstelle und die Art des Bruchs Aufschluss über die Infiltrationseigenschaften in diesem Bereich geben.

Die *Bauteilversuche* sollen die Vorteile der Materialsubstitution gegenüber Faser-Kunststoff-Verbunden anhand einer Lochleibungsverbindung aufzeigen. Darüber hinaus soll das Gesamttragverhalten erfasst und ein Abgleich mit der numerischen Simulation ermöglicht werden.

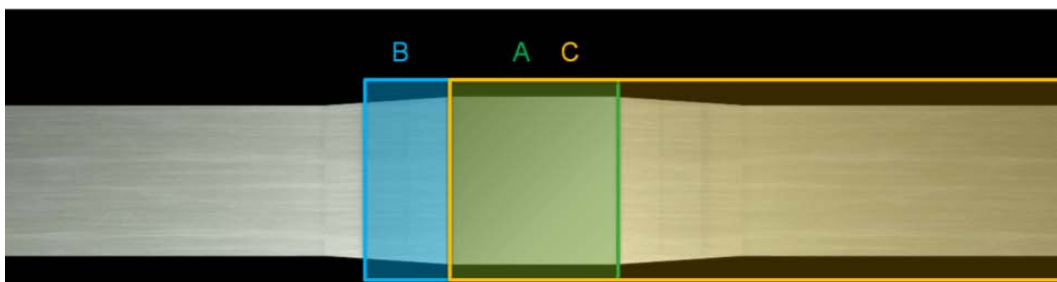


Abbildung 5-1 Experimentell untersuchte Bereiche des neuen Verfahrens; A = FMV;  
B = Übergang von FMV zu FKV; C = Bauteil

## 5.1 Zugversuche

### 5.1.1 Untersuchte Parameter

Die mechanischen Kennwerte der Verbundwerkstoffe sind im Wesentlichen von den mechanischen Eigenschaften der Verbundpartner, deren Zusammenstellung und Zusammenwirken abhängig. Folglich beeinflussen die Art der Faser, deren Volumengehalt und deren Verbundverhalten die Festigkeit und die Materialeigenschaften des Verbundmaterials ebenso wie die Materialeigenschaften des Matrixwerkstoffes. Für das Verbundverhalten sind zum einen die Faser-Matrix-Grenzschicht und zum anderen die Infiltrationsgüte von wesentlicher Bedeutung. Die Infiltrationsgüte ist für das hier untersuchte Herstellungsverfahren von verschiedenen Faktoren abhängig, die zu einer Positionsabhängigkeit führen (Kapitel 4).

Zur Quantifizierung der Einflüsse der genannten Parameter werden Zugversuche an Aluminiumproben mit zwei unterschiedlichen Faserarten mit jeweils drei verschiedenen Faservolumenanteilen durchgeführt. Die Entnahme der Proben erfolgt an drei unterschiedlichen Positionen (Tabelle 5-1).

Die Materialeigenschaften der Aluminiummatrix werden an Zugversuchen ermittelt, da die Kennwerte bei Gusslegierungen stets verfahrensabhängig sind. Die Kennwerte der Fasern hingegen werden der Literatur entnommen (Kapitel 2.2.3 und 2.2.5).

Material	Bezeichnung	Fasermenge	Position (Anz.)
Aluminium	AlSi7Mg0,3	keine	Mitte (3), Rand (4)
Carbonfaser	Sigrafil C30	2,4,8 Rovings	Mitte (5), Rand (3)
S2-Glasfaser	XStrandS	2,4,8 Rovings	Mitte (5), Rand (3)

Tabelle 5-1 Untersuchte Parameter der Zugversuche

Für die beiden Parameter *Faserart* und *Fasermenge* werden jeweils fünf Versuche durchgeführt, deren Probekörper der Mitte der FMV-Platten entnommen werden. Die Positionsabhängigkeit wird mittels dreier zusätzlicher Versuche je Faserart und -menge erfasst. Hierbei wird von einem achssymmetrischen Infiltrationsverhalten ausgegangen, so dass die Proben alternierend dem linken oder rechten Randbereich entnommen werden. Eine farbliche Kennzeichnung auf der Grundplatte ermöglicht die Zuordnung der Position nach der Probenherstellung. Mittig entnommene Proben sind mit roten Linien (R), am oberen Rand entnommene Proben mit blau durchgezogenen Linien (BD) und am unteren Rand entnommene Proben mit blau gestrichelten Linien (BG) gekennzeichnet.

### 5.1.2 Systematik der Probekörperbezeichnung

Damit eine eindeutige Zuordnung der Probekörper über die Probekörperbezeichnung möglich ist, setzt sich diese wie folgt zusammen:

Faserart\_Fasermenge\_Name der Grundplatte\_Position\_Lfd.Nr.

Beispiel: C2\_Z02\_R\_17

5.1.3 Probekörpergeometrie und Herstellung

Bei den verwendeten Proben handelt es sich um faserverstärktes Aluminium. Die Festlegung der Probekörpergeometrie erfolgt gemäß den Normen für die Prüfung metallischer Werkstoffe.

Die Geometrie der Schulterproben entspricht der Form E nach DIN 50125 [72]. Die Abmessungen ergeben sich aus den Abmessungen des Nennquerschnitts. Je geringer der Nennquerschnitt, desto geringer die Gesamtlänge der Probe. Aufgrund der für die Herstellung gewählten Abmessungen der Grundplatten ist eine Bearbeitung in Dickenrichtung erforderlich, so dass eine Normprobe mit ausreichender Länge innerhalb der Bauteilabmessungen liegt.

Die Bearbeitung in Dickenrichtung erfolgt spannabhebend. Hierbei ist ein Anschnitt der Faserstränge zu vermeiden und der Wärmeeintrag durch die Bearbeitung zu minimieren. Die Bauteildicke  $a_0 = 7$  mm des Übergangsbereichs führt zu einer Probenlänge von  $L_t = 150$  mm und erfüllt damit die Anforderungen.

Die in Abhängigkeit der Materialstärke ( $a_0$ ) und Probekörperlänge ( $L_t$ ) ermittelten Abmessungen sind Tabelle 5-2 zu entnehmen.

$a_0$	$b_0$	B	h	$L_0$	$L_c$	$L_t$	r
mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm
7	12	17,5	33,75	50	66	150	13,75

Tabelle 5-2 Sollmaße der Probekörper für die Zugversuche; Bezeichnungen gemäß DIN 50125 [72]

Infolge des unterschiedlich stark ausgeprägten Aluminiumausgusses am Ende des Übergangs (Abbildung 4-16) schwankt die Dicke des Übergangs, denn das Ausgussmaterial fehlt zur Füllung der Form. Zur Herstellung ebener Proben muss der Punkt kleinster Dicke als Referenz genutzt werden. Folglich schwanken die Probendicken, bei den hier untersuchten Proben von 6,22 mm bis 7,04 mm.

Abbildung 5-2 zeigt die Faserlage innerhalb der Zugprobekörper. Es ist deutlich zu erkennen, dass bei steigendem Fasergehalt die Präzision des Zuschnittes besonders wichtig ist, da sich ansonsten ein Faseranschnitt nicht vermeiden lässt. Darüber hinaus soll der Wärmeeintrag auch für diesen Bearbeitungsschritt gering bleiben. Der Zuschnitt der Kontur erfolgte mittels Wasserstrahlschneiden.



Abbildung 5-2 Faserlage innerhalb der Probekörper für die untersuchten Fasermengen

Das Korrosionsrisiko bei den mit Carbonfaser verstärkten Proben ist gering, da kein direkter Kontakt zwischen den eingebetteten Fasern und dem Elektrolyt entsteht. Die Schnittflächen der abgeschnittenen Fasern werden mit Epoxidharz verschlossen, so dass über die Fasern kein Wasser ins Innere dringen kann. Zusätzlich wird die Faseranordnung so gewählt, dass auch im Kräfteinleitungsbereich keine benachbarten Fasern angeschnitten werden.

Für die Proben mit Carbonfasern wurden der Zuschnitt und die Prüfung so terminiert, dass die Proben innerhalb der ersten 48 Stunden nach dem Zuschnitt geprüft wurden.

In Abbildung 5-3 sind die Sollmaße und die endgültigen Probekörper aus einer Grundplatte dargestellt.

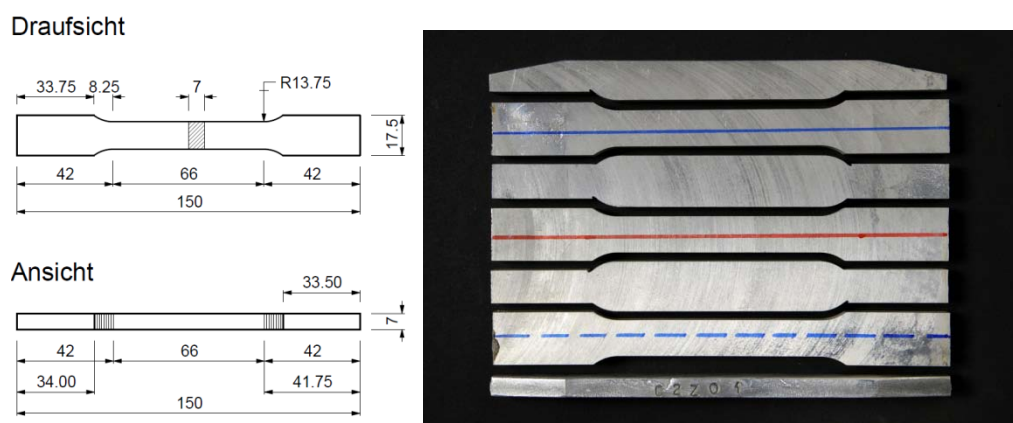


Abbildung 5-3 *links*: Grafische Darstellung der Sollmaße der Probekörper für Zugversuche (Angaben in mm); *rechts*: zugechnittene Zugproben mit Farbkodierung

### 5.1.4 Versuchsdurchführung

Die Zugversuche werden weggesteuert durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit ergibt sich nach Verfahren A der DIN 6892 [73] für weggesteuerte Versuche. Gemäß der 2. Regelung ergibt sich die Traversengeschwindigkeit aus der angestrebten Dehnungsgeschwindigkeit wie folgt:

$$\dot{\epsilon}_{L_e} = 0,00025 \text{ s}^{-1}; L_c = 66 \text{ mm}$$

$$v_c = L_c \dot{\epsilon}_{L_e} = 66 * 0,00025 \text{ s}^{-1} = 0,0165 \text{ mm/s} = 0,99 \text{ mm/min}$$

Die Zugversuche werden mit einer konstanten Prüfgeschwindigkeit von  $v_c = 1 \text{ mm/min}$  durchgeführt.

### 5.1.5 Messtechnik zur Dehnungsmessung

Die Dehnungsmessung erfolgt über einen anklammerbaren Dehnungsaufnehmer der Firma HBM, Typbezeichnung DD1. Dieses Messgerät ist für eine Nennlängenänderung von  $\pm 2,5 \text{ mm}$  ausgelegt. Dies entspricht bei einer Ausgangslänge von  $L_0 = 50 \text{ mm}$  einer Dehnung von  $\pm 5 \%$ . Bei den reinen Aluminiumproben sind höhere, bei den faserverstärkten Proben hingegen sind geringere Bruchdehnungen zu erwarten. Denn die Faserbruchdehnungen der verwendeten Carbon- und Glasfasern sind jeweils kleiner als  $5 \%$ . Bei den Aluminiumproben werden die Bruchdehnungen über die an den ausgebauten Proben gemessenen plastischen Verformungen berechnet.

Bei den faserverstärkten Proben zeigten Vorversuche ein sprödes Bruchverhalten. Um eine Schädigung des Dehnungsaufnehmers durch die freigesetzte Bruchenergie zu vermeiden, ist eine Abnahme kurz vor dem Bruch erforderlich. Nach Abnahme des Dehnungsaufnehmers wird der Traversenweg als Grundlage der Dehnungsermittlung herangezogen. Die tatsächliche Bruchdehnung wird dann wie bei den Aluminiumproben nach dem Ausbau durch Nachmessen ermittelt. Damit die Abnahme in den Diagrammen der Auswertung deutlich zu erkennen ist, wird der letzte Messpunkt des Dehnungsaufnehmers mit dem Wertepaar (gemessene Bruchdehnung/Bruchspannung) linear verbunden.

### 5.1.6 Vorversuche

Im Rahmen der Diplomarbeit von Alexander Müller [70] wurden ebenfalls Zugversuche an Aluminium und an mit Carbon- und Glasfasern verstärktem Aluminium durchgeführt. Diese Versuche unterscheiden sich gegenüber den zuvor beschriebenen in der Prüfkörpergeometrie, -herstellung und -qualität, sowie der Fasermenge und der Probenanzahl. Eine Reduktion des zuvor beschriebenen Versuchsprogramms konnte aufgrund der teils sehr schlechten fertigungsbedingten Qualität der Probekörper nicht vorgenommen werden (Abbildung 5-4). Die Ergebnisse dieser Versuche werden jedoch trotz der vorhandenen Mängel als Vorversuche in dieser Arbeit aufgeführt, da einzelne Kennwerte, die vergleichbar sein müssten, von den Ergebnissen der hier durchgeführten Versuche abweichen. Dadurch können fertigungsbedingte Einflüsse auf die Aluminiummatrix auf Grundlage einer größeren Bandbreite berücksichtigt werden.

Die detaillierte Beschreibung der Versuche ist in [70] nachzulesen. Die relevanten Parameter sind nachfolgend aufgeführt. In Tabelle 5-3 sind die Sollmaße der Probekörper enthalten. Besonders hervorzuheben ist neben den geringeren Abmessungen des Nennquerschnitts ( $a_0$ ,  $b_0$ ) die geringere Prüflänge ( $L_0$ ).

$a_0$	$b_0$	B	h	$L_0$	$L_c$	$L_t$	r
mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm
4	10	15	30	35	45	150	12

Tabelle 5-3 Sollmaße der Probekörper der Vorversuche aus [70]

Die verwendeten Fasern entsprechen den in Tabelle 5-1 aufgeführten Faserarten. Die Proben mit Carbonfasern enthalten vier Rovings, die mit Glasfasern acht Rovings.

Die einzelnen Versuchsergebnisse der Vorversuche werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit nicht diskutiert. Die Übersichtsdiagramme werden dem Anhang beigelegt. Einzelne Spannung-Dehnungs-Verläufe werden bei der Versuchsauswertung der hier durchgeführten Versuche zum Vergleich herangezogen.



Abbildung 5-4 Draufsicht einer geprüften Probe mit angeschnittenen Fasern

## 5.1.7 Diskussion der Ergebnisse der Aluminiumproben

Die Materialkennwerte von Aluminiumgusserzeugnissen sind stets vom Herstellungsverfahren abhängig. Der bei dem hier vorgestellten Verfahren hervorzuhebende Verfahrensparameter ist die Druckverteilung auf die teilflüssige Gussmasse in der Form. Die Druckverteilung ist direkt abhängig von der Wirksamkeit des hier angewandten Selbstverschlussverfahrens. Die gezielt eingesetzte variable Temperatur des Werkzeugs führt zu einem Verschließen der Form durch die erkaltende Aluminiumgussmasse selbst. Der zu verschließende Querschnitt ist abhängig von der eingebrachten Fasermenge bzw. deren Querschnittsfläche. Je mehr Fasern eingebracht werden, desto geringer ist der durch die Aluminiummatrix zu verschließende Querschnittsteil. Je schneller die Form ausreichend verschlossen ist, desto höher steigt der Druck in der Form während des Umformens im teilflüssigen Zustand. Die Höhe des Drucks wirkt sich auf die Festigkeit und Steifigkeit günstig aus.

Damit die Materialkennwerte der Aluminiumproben denen des Matrixanteils des Verbundwerkstoffs entsprechen, sollte bei der Herstellung der Grundplatten für die Aluminiumproben ohne Fasern der Querschnitt in ähnlicher Weise reduziert werden wie bei den Aluminiumproben mit Fasern. Hierfür wurden Aluminiumbleche anstelle der Fasern an den offenen Seiten in die Form eingelegt. Eine exakte Übereinstimmung der Herstellungsbedingungen konnte durch dieses Vorgehen zwar nicht erzielt werden, allerdings konnten aufgrund der über alle Versuche gleichen Art der Querschnittsreduktion Materialeigenschaften für ein bestimmtes Druckverhältnis erfasst werden.

Die Ergebnisse der Zugversuche an den Aluminiumproben weisen eine relativ geringe Streuung auf (siehe Anhang A 1.2). In Abbildung 5-5 können die Ergebnisse der Testreihe daher mittels einer repräsentativen Probe, der Probe *Alu\_06\_R\_23*, dargestellt werden.

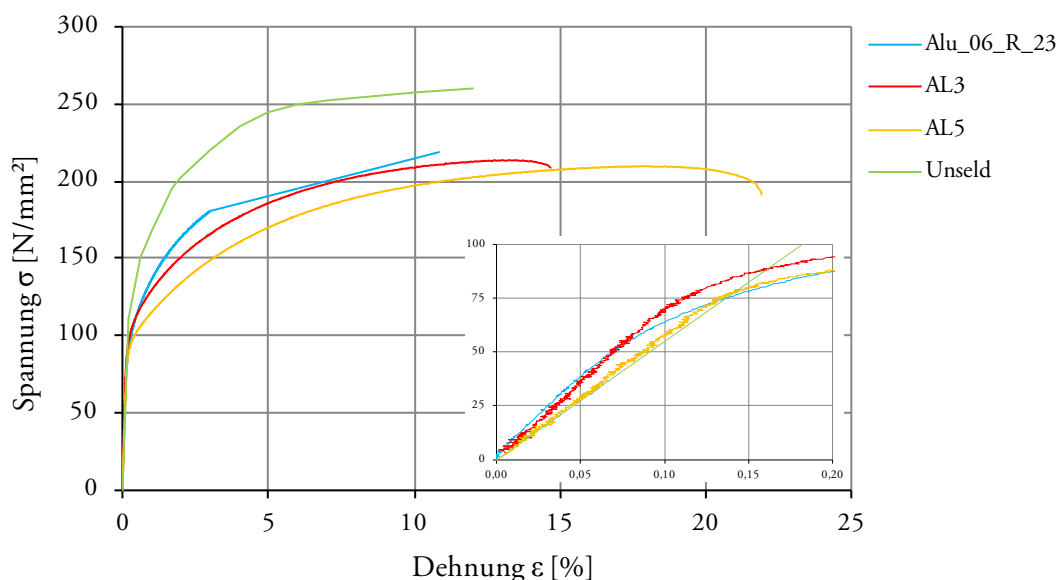


Abbildung 5-5 Vergleich ausgewählter Spannungs-Dehnungs-Verläufe von AlSi7Mg0,3-Zugproben

Zum Vergleich sind sowohl Ergebnisse aus der Literatur [11] als auch Ergebnisse der Vorversuche von [70] aufgeführt. In [11] erfolgte die Herstellung der Grundplatten mit ähnlichen Herstellungsparametern wie hier und mit dem gleichen Grundmaterial, allerdings in einer zu allen Seiten geschlossenen Form mit konstanter Formtemperatur. Der dargestellte Verlauf ist eine Mittelwertkurve einer zwanzigteiligen Versuchsreihe. Die Ergebnisse der Vorversuche, Probe *AL3* und *AL5* (Anhang) hingegen streuen deutlich. Bei den Vorversuchen ist zu beachten, dass die Querschnittsreduktion bei der Bauteilherstellung variierte.

Abbildung 5-5 zeigt deutlich den Einfluss der Herstellungsparameter auf die Materialkennwerte der Aluminiummatrix. Der Vergleich mit [11] zeigt, dass die Umstellung auf das hier verwendete Verfahren zu einer Reduktion der Festigkeit und der Steifigkeit im nichtlinearen Bereich ( $\sigma > 100$  MPa) führt. Es erscheint möglich, dass bei niedrigen Faservolumina bzw. einer ungünstigen Faseranordnung die Kennwerte der Aluminiummatrix weiter sinken. Diese Annahme wird durch die Ergebnisse der Vorversuche [70] gestützt.

Es kann festgehalten werden, dass, unter konstanten Randbedingungen, Versuchsergebnisse mit geringer Streuung erzielbar sind. Da die Randbedingungen durch das Einbringen der Fasern jedoch stark variieren, kann angenommen werden, dass die Materialeigenschaften der Aluminiummatrix bei den Verbundbauteilen über alle Faservolumenanteile stark streuen. Zusätzliche Effekte wie die Veränderung des Formfüllungsverhaltens durch das Einbringen der Fasern oder chemische Wechselwirkungen der Fasermaterialien mit der Aluminiummatrix sind bei den Versuchen an den Aluminiumproben nicht erfasst.

Die Versuchsergebnisse sind für die Abschätzung eines möglichen Tragverhaltens der Verbundwerkstoffe geeignet, da eine Vielzahl weiterer Verfahrensparameter wie z.B. Form der Kavität, Temperaturverlauf, Geschwindigkeitsprofil der Presse und prinzipieller Formfüllungsablauf erfasst sind. Die Bewertung der Ergebnisse der Versuche am Verbundwerkstoff erfolgt unter Verwendung der Ergebnisse der Proben *Alu\_06\_R\_23* und *AL5*.

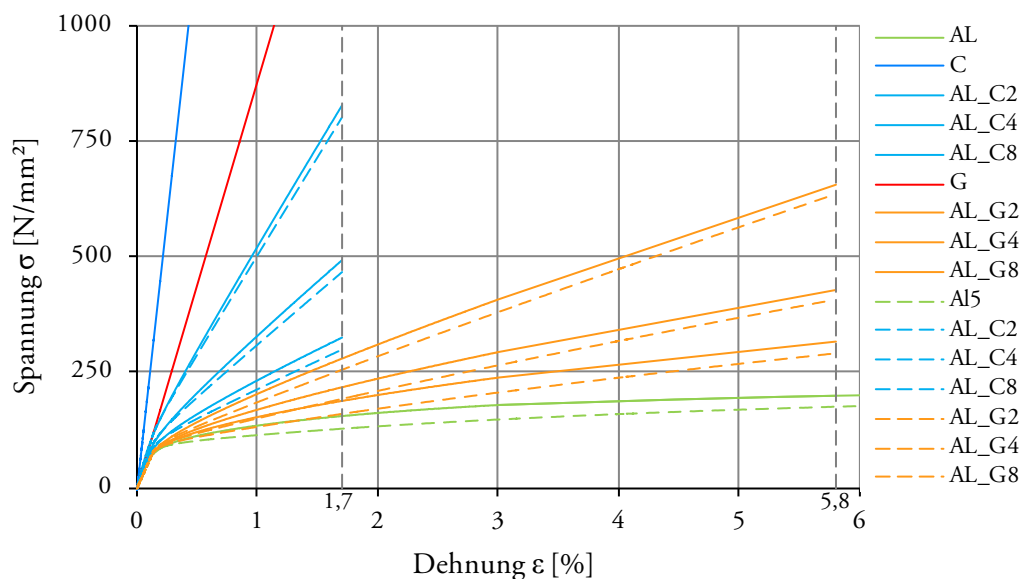


Abbildung 5-6 Theoretische Spannungs-Dehnungs-Verläufe gemäß RoM für *AL\_C2,4,8*; *AL\_G2,4,8* unter Verwendung der Proben *Alu\_06\_R\_23* (*AL*) und *AL5*

Die Berechnung der ideellen Materialkennwerte erfolgt gemäß *Rule of Mixture* (RoM). Tabelle 5-4 listet die Festigkeiten, Bruchdehnungen und Elastizitätsmoduln der einzelnen Verbundpartner und die daraus ermittelten Kennwerte der Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der theoretischen Faservolumenanteile gemäß RoM auf. Die grafische Darstellung zeigt Abbildung 5-6.

Material	Bezeichnung	$\varphi_f$	$R_m$	$\varepsilon_u$	E
<i>Verbundpartner</i>		%	MPa	%	GPa
AlSi7Mg0,3	Alu_06_R_23	0	218	10,8	72,9
	AL5	0	209	21,5	57,1
Carbonfaser	Sigrafil C30	100	4.000	1,7	235,3
Glasfaser	XstrandS	100	5.110	5,8	88,0
<i>Verbundwerkstoff</i>		%	MPa	%	GPa
AL_C2	Alu_06_R_23	4,4	324	1,7	80,0
	AL5	4,4	298	1,7	64,9
AL_C4	Alu_06_R_23	8,7	492	1,7	87,1
	AL5	8,7	466	1,7	72,6
AL_C8	Alu_06_R_23	17,5	828	1,7	101,2
	AL5	17,5	804	1,7	88,2
AL_G2	Alu_06_R_23	2,3	315	5,8	73,2
	AL5	2,3	291	5,8	61,2
AL_G4	Alu_06_R_23	4,7	429	5,8	73,6
	AL5	4,7	405	5,8	65,4
AL_G8	Alu_06_R_23	9,3	658	5,8	74,3
	AL5	9,3	635	5,8	73,7

Tabelle 5-4 Festigkeit, Bruchdehnung, Elastizitätsmodul der Verbundpartner und daraus ermittelte Kennwerte der Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der theoretischen Faservolumenanteile gemäß RoM

Abbildung 5-6 zeigt darüber hinaus, dass es aufgrund der Streuungen der Materialkennwerte der Aluminiummatrix zu Überlagerungen einzelner Faservolumenanteile kommen kann, die eine Interpretation der Ergebnisse der Zugversuche erschweren.

Die theoretisch erreichbare Bruchdehnung des Verbundwerkstoffes entspricht der Bruchdehnung der Faser, denn nach einem Faserbruch ist eine Umlagerung der Faserkräfte auf die Matrix bei den gewählten Abmessungen nicht möglich.



Die RoM basiert auf der Dehnungsgleichheit der Verbundpartner. Dies entspricht einer Parallelschaltung zweier Federn mit gleicher Länge. Je nach Verteilung der Federsteifigkeiten wird das Systemverhalten von einer der Federn bestimmt. Dies bedeutet, dass mit zunehmender Steifigkeit der Fasern und mit zunehmenden Faservolumenanteilen die Systemsteifigkeit zunimmt.

Der Spannungs-Dehnungs-Verlauf des Verbundmaterials gleicht sich dem der Faser an. Daraus ergeben sich folgende in Abbildung 5-6 sehr gut ablesbare Effekte:

- Die verwendeten Faserarten und deren Faservolumenanteile unterscheiden sich deutlich in ihrem Steifigkeitsverhalten.
- Die Streuungen der Materialkennwerte des Matrixwerkstoffes wirken sich bei den Proben mit niedrigem Faservolumengehalt der Glasfasern am stärksten aus.
- Für Dehnungen jenseits des linear-elastischen Bereichs der Matrix wird das Verbundverhalten zunehmend vom Faserverhalten bestimmt. Daraus ergibt sich ein näherungsweise bilinearer Verlauf.

## 5.1.8 Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben

Die Ergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Verbundversuche streuen sehr, daher wird von einer Mittelwertbildung abgesehen (siehe Anhang). Die Diskussion und Bewertung der Ergebnisse erfolgt anhand von ausgewählten Proben.

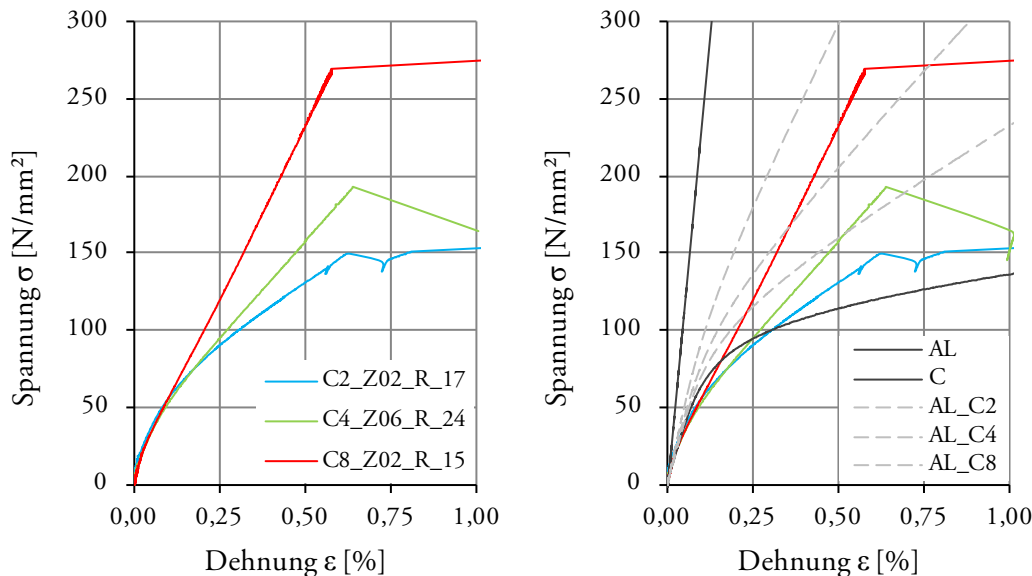


Abbildung 5-7 Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL\_C; *links*: Versuchsergebnisse; *rechts*: Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der beiden Verbundpartner selbst

Abbildung 5-7 zeigt drei ausgewählte Proben aus den Testreihen an AL\_C2, AL\_C4 und AL\_C8. Die dargestellten Proben besitzen innerhalb der jeweiligen Testreihe die größte Gesamtsteifigkeit unter Berücksichtigung des nicht linearen Bereichs. Bei allen Proben sind die Infiltrationsergebnisse sehr gut ( $I \gg 90\%$ ). Im rechten Teil der Abbildung sind die Versuchsergebnisse um die theoretischen Kennlinien gemäß RoM (Abbildung 5-6) ergänzt.

Deutlich zu erkennen sind die sich abzeichnenden unterschiedlichen Faservolumenanteile. Bei allen Fasergehalten findet der Proben- bzw. Faserbruch bei Dehnungen zwischen 0,5 % und 0,75 %, also deutlich unter der theoretisch möglichen Bruchdehnung  $\epsilon_u = 1,7\%$ , statt. Damit einhergehend sind die Bruchspannungen geringer als die in Tabelle 5-4 aufgeführten berechneten Werte, sie sind aber auch geringer als die nach RoM errechneten Spannungen für die gemessenen Bruchdehnungen, da die Spannungs-Dehnungsverläufe erheblich von den theoretischen Verläufen abweichen. Dies gilt vorrangig für die Anfangssteifigkeit (E-Modul), die Gesamtsteifigkeit und die Krümmung. Die Werte liegen bis zu einer Dehnung von  $\epsilon = 0,25\%$  unterhalb der Werte der Aluminiumproben. In diesem Bereich liegen Werte der Proben darüber hinaus näher zusammen als erwartet.

Als mögliche Ursachen für diese Abweichung kommen in Betracht:

1. Das tatsächliche Verbundverhalten entspricht nicht dem angenommenen, d.h. es besteht keine Dehnungsgleichheit zwischen den Verbundpartnern.
  - (a) Die Aluminiummatrix wirkt alleine (dies entspricht einer 0 % Infiltration).
  - (b) Die Fasern wirken alleine (nach der Lasteinleitung kein Verbund).
  - (c) Teilweise Infiltration und voller Verbund der infiltrierten Anteile, konstant über die Messlänge  $L_0$  (z.B. keine Infiltration des Faserkerns).
  - (d) Teilweise Infiltration und voller Verbund der infiltrierten Anteile, veränderlich über die Messlänge  $L_0$  (z.B. durch Hohlstellen oder bedingt durch das Herstellungsverfahren zu den Probenenden hin weniger als in Probenmitte).
2. Die verwendeten Materialkennwerte eines Verbundpartners oder beider Verbundpartner stimmen nicht mit den Tatsächlichen überein.

Die unter 1 aufgeführten Fehlerquellen haben gemeinsam, dass die tatsächlichen Spannungen höher liegen als die gemessenen, weil der Bezugsquerschnitt (Abmessungen der Gesamtprobe) falsch gewählt ist. Der falsche Bezugsquerschnitt hätte zur Folge, dass die Steifigkeit im Diagramm falsch, nämlich zu flach dargestellt wird. Am einfachsten zu verdeutlichen ist dies anhand von Fall 1 (b). In diesem Fall wirkt die Versuchskraft ausschließlich auf den Faserquerschnitt, bei der Auswertung wird die Kraft auf die Bruttofläche angesetzt. Das Ergebnis ist ein linearer Kurvenverlauf mit deutlich geringerer, unterschätzter Steifigkeit.

Bei Fall 1 (a) muss zusätzlich berücksichtigt werden, dass die Reduktion des Querschnitts größer ist als die reine Faserquerschnittsfläche. Denn je nach Packungsdichte sind im Bereich der Fasern maximal Faservolumenanteile von  $\varphi_{f,max} = 0,91$  (hexagonal) bzw.  $\varphi_{f,max} = 0,79$  (quadratische Packung) erreichbar [2], d.h. der Querschnitt muss um  $A_f / \varphi_{f,max} > A_f$  reduziert werden.

In einer umfassenden Analyse der Fälle 1 (a) bis (d) am Beispiel der Probe *C8\_Z02\_R15* konnte festgestellt werden, dass eine rechnerische Abbildung der gemessenen Versuchsergebnisse mit den zugrundeliegenden Materialkennwerten aus den Aluminiumversuchen durch kein realistisches Szenario möglich ist. Darüber hinaus sind an den ausgewählten Proben keine Anzeichen festzustellen, die auf Schlupf oder sogar Gleiten innerhalb der Messlänge  $L_0$  hindeuten.

Daraus folgt, dass die angenommenen Materialkennwerte nicht mit den gemessenen Werten übereinstimmen.

Die Fasersteifigkeit und deren wirksamer Flächenanteil können anhand des letzten Drittels der Spannungs-Dehnungslinien überprüft werden. In diesem Bereich leistet das Aluminium aufgrund des Steifigkeitsabfalls für Dehnungen  $\varepsilon > 0,15\%$  einen geringen Beitrag zur Gesamtsteifigkeit des Verbundwerkstoffs. Das Materialverhalten des Verbundwerkstoffs wird vom Verhalten des Fasermaterials und des Faservolumenanteils bestimmt. In Abbildung 5-7 ist zu erkennen, dass dieser Bereich gut mit der theoretischen Kurve übereinstimmt. In Tabelle 5-5 sind die gemessenen Steigungen  $S_{ist}$  und die errechneten Sollsteigungen  $S_{soll}$  aufgeführt. Die Abweichungen betragen je nach Fasergehalt zwischen 7 % und 9 %. Diese Abweichungen liegen in Anbetracht der großen Anzahl an Einflussparametern, u.a. aus der Herstellung, innerhalb der Toleranz. Folglich kann eine Fehleinschätzung der Fasereigenschaften ausgeschlossen werden.

	$A_{f,ideel}$ mm <sup>2</sup>	$A_v$ mm <sup>2</sup>	$\varphi_f$ %	$S_{soll,R_23}$ MPa	$S_{soll,AL5}$ MPa	$S_{ist}$ MPa	$S_{ist} / S_{soll}$ %
C2_Z02_R_17	3,67	85,54	4,3	15.735	15.153	16.460	105-109
C4_Z06_R_24	7,33	79,53	9,2	27.054	26.502	25.301	93-95
C8_Z02_R_15	14,67	76,72	19,1	49.755	49.263	45.456	91-92

Tabelle 5-5 Vergleich der Steigungen des faserdominierten Bereichs ( $0,15\% < \varepsilon < 0,6\%$ ) der ausgewählten Aluminium-Carbonfaser-Proben

Nach Ausschluss der zuvor diskutierten Einflussgrößen verbleibt als mögliche Ursache die Fehleinschätzung des Materialverhaltens des Aluminiums.

$$\sigma_M = \frac{(\sigma_v - \sigma_f * \varphi_f)}{\varphi_m} = \frac{(\sigma_v - \sigma_f * \varphi_f)}{A_v} \cdot A_m \quad (5-1)$$

Zur Überprüfung dieser These werden unter folgenden Annahmen mittels Formel (5-1) die Spannungsdehnungsverläufe der möglichen Aluminium-Matrices rückgerechnet:

- Gültigkeit der RoM (Dehnungsgleichheit)
- 100 % Infiltration des theoretischen Faservolumens
- Verwendung der tatsächlichen Bruttoquerschnittsfläche  $A_v$
- Bezugsgröße ist die tatsächliche Matrixfläche  $A_M$

Abbildung 5-8 zeigt links die berechneten Werte. Zum Vergleich sind zwei Spannungs-Dehnungsverläufe der Vorversuche *AL5* und *AL4* [70] mit aufgenommen. Der rechte Teil der Abbildung zeigt die  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Diagramme der reinen Fasern bezogen auf den Bruttoquerschnitt im Vergleich zu den Ergebnissen der Verbundprobe.

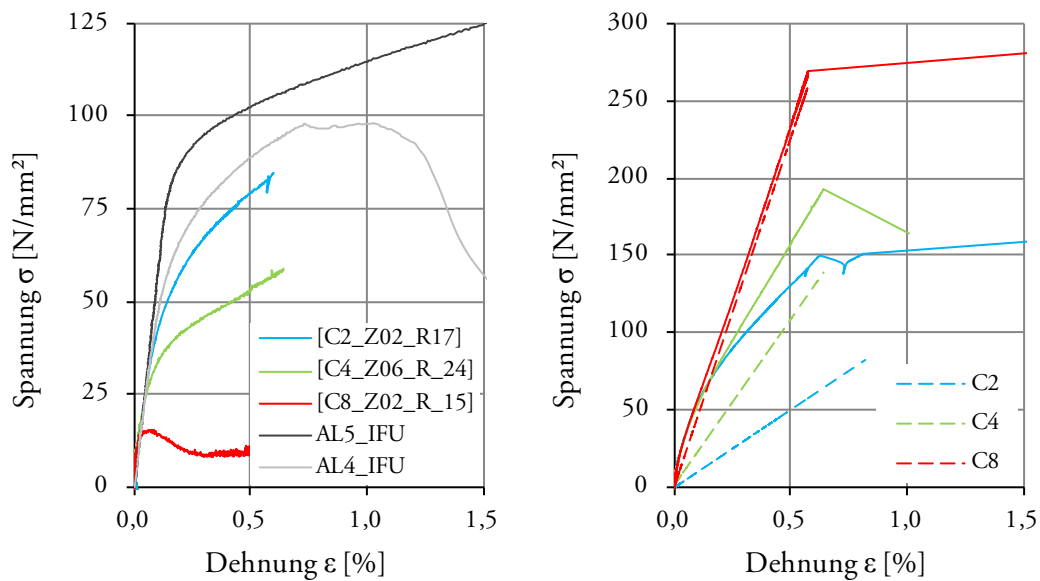


Abbildung 5-8 *links*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben *AL4* und *AL5*; *rechts*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben

Die berechneten Werte ergeben für die mit zwei und vier Rovings verstärkten Verbundproben Spannungs-Dehnungs-Verläufe, welche dem prinzipiellen Verlauf einer Aluminiummatrix gleichen. Im Vergleich mit der Probe *AL5* stellen diese eine Fortführung der bereits bei der Diskussion der Aluminiumproben festgestellten Abnahme der Festigkeitswerte in Abhängigkeit des Drucks in der Kavität dar. Gemäß Kapitel 5.1.7 sind die veränderlichen Druckverhältnisse auf unterschiedliche Formverschlussszenarien zurückzuführen. Eine Einbringung der Fasern, deren Volumenanteil und deren Anordnung innerhalb der Kavität sind nicht berücksichtigt. Eine Veränderung der Druckverhältnisse und der Strömung der Matrix bei der Herstellung infolge der Fasereinbringung sind jedoch anzunehmen. Beide Effekte beeinflussen das Gefüge der Matrix. Möglich sind u.a. die Bildung von Fehlstellen und eine Zunahme der Porosität. Diese Gefügefehler wiederum würden zu einem frühen Einsetzen des Fließens, bei annähernd gleichem Verhalten im linearen Bereich führen. Dieses Materialverhalten ist erkennbar, denn die dargestellten Verläufe weisen eine ähnliche Anfangssteifigkeit auf, und der nichtlineare Bereich beginnt bei den Proben mit zunehmendem Faservolumenanteil früher als bei jenen mit niedrigerem Faservolumen. Das frühe Einsetzen des Fließens wäre infolge einer Fehleinschätzung der wirksamen Fläche ebenfalls denkbar, jedoch nicht in Kombination mit dem Aufrechterhalten des E-Moduls. Die Steigung des linearen Anteils würde sich, wie in Abbildung 5-8 für die Fasern dargestellt, verändern.

Als weiteren Beleg für die These kann die Probe *AL4* angeführt werden. Die Probe *AL4*, zuerst als Ausreißer innerhalb der ersten Testreihe (mit veränderlichen Verschlussszenarien) deklariert, stellt unter Berücksichtigung der gewonnenen Erkenntnisse eine gute Vergleichsgröße dar. Denn einerseits ist sie ein weiterer Zwischenschritt in der Veränderung der Materialkennwerte, andererseits zeigt sie einen neuen Aspekt für das veränderte Materi-

alverhalten der Matrix bei den Verbundwerkstoffen auf. Sie besitzt eine deutlich geringere Bruchdehnung als die übrigen Aluminiumproben: der Bruch findet bei  $\varepsilon > 1 \%$  statt, er kündigt sich bei  $\varepsilon = 0,7 \%$  im gleichen Bereich wie die Probenbrüche der Verbundproben an. Darüber hinaus sind es gemessene Werte an einer reinen Aluminiumprobe.

Zusammenfassend lässt sich festhalten, dass die Fehleinschätzung des Aluminiumtragverhaltens als Ursache für die großen Abweichungen der Versuchsergebnisse für die Fasergehalte C2 und C4 plausibel ist. Die vorgestellte Argumentationskette wurde an ausgewählten Proben, deren Faserinfiltration als sehr gut eingestuft werden kann, aufgebaut. Die in den Probenreihen von den ausgewählten Proben abweichenden Kurvenverläufe sind auf geringere wirksame Faservolumenanteile und diskontinuierliche Infiltrationsgüten zurückzuführen. Zusätzlich treten bei Proben, deren Bruchstellen nahe der Schulter oder im Schulterbereich liegen, Lasteinleitungsprobleme auf. Dies zeigt sich im  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Diagramm durch erneute Zunahme der Steifigkeit nach vorherigem Abfall der Steigung und geht meist mit einer mangelhaften bis nicht vorhandenen Infiltration der Fasern im Schulterbereich einher. Die fehlende Infiltration führt zu einer Entkopplung der Dehnungen der Verbundpartner. Reicht diese Entkopplung in die Messlänge  $L_0$  hinein, zeigt sich dies im Diagramm als eine Parallelverschiebung des Faseranteils auf der Dehnungsachse.

Bei Probe C8\_Z02\_R15 ist eine der beiden Schultern ebenfalls nicht infiltriert. Der Probenbruch tritt am Ende des Übergangsbereichs auf. Der Aluminiumanteil der Schulter wird nach dem Bruch der Matrix über die Fasern gezogen. Die Fasern sind nicht gebrochen. Somit gibt es auch bei dieser Probe eine Überlagerung verschiedener Effekte, die zu der erheblichen Reduktion der Matrixmitwirkung führen, wie Sie in Abbildung 5-8 dargestellt ist. Daher wurde die Probe C8\_Z02\_R15 in der Argumentationskette ausgespart.

Von einer weiteren Fehleranalyse wird abgesehen. Zum einen ist die Ursache für die geringe Übereinstimmung mit den erwarteten Ergebnissen hinreichend geklärt und zum anderen kann anhand der Vorversuche [70] angenommen werden, dass bei gleichmäßiger Verteilung der Fasern über die Bauteilbreite eine bessere Druckverteilung in der Kavität und damit bessere Aluminiumeigenschaften erzielbar sind. Aufgrund der hier gewonnenen Erkenntnisse sind die Abweichungen der Vorversuchsproben von den berechneten Werten gemäß RoM im Gegensatz zu [70] nicht auf die Infiltrationsgüte, sondern auf die Matrixeigenschaften zurückzuführen.

Abbildung 5-9 zeigt die Ergebnisse der mittig entnommenen Proben mit einem Faservolumenanteil  $\varphi_f = 18,9 \%$ , welcher dem Faservolumenanteil der Zugproben C8 ( $\varphi_f = 19,1 \%$ ) entspricht.

Neben der relativ guten Übereinstimmung mit der RoM zeigen die Proben eine deutlich geringere Bruchdehnung als die zuvor diskutierten Versuche. Liegen die Bruchdehnungen bei den Versuchsreihen C2, C4 und C8 bei  $\varepsilon_{f,u} \geq 0,58 \%$ , treten hier Bruchdehnungen im Bereich von  $0,3 \% < \varepsilon_{f,u} < 0,45 \%$  auf. Die Bruchspannungen (erster Spannungsabfall) sind um etwa 50 MPa geringer als bei der Versuchsreihe C8.

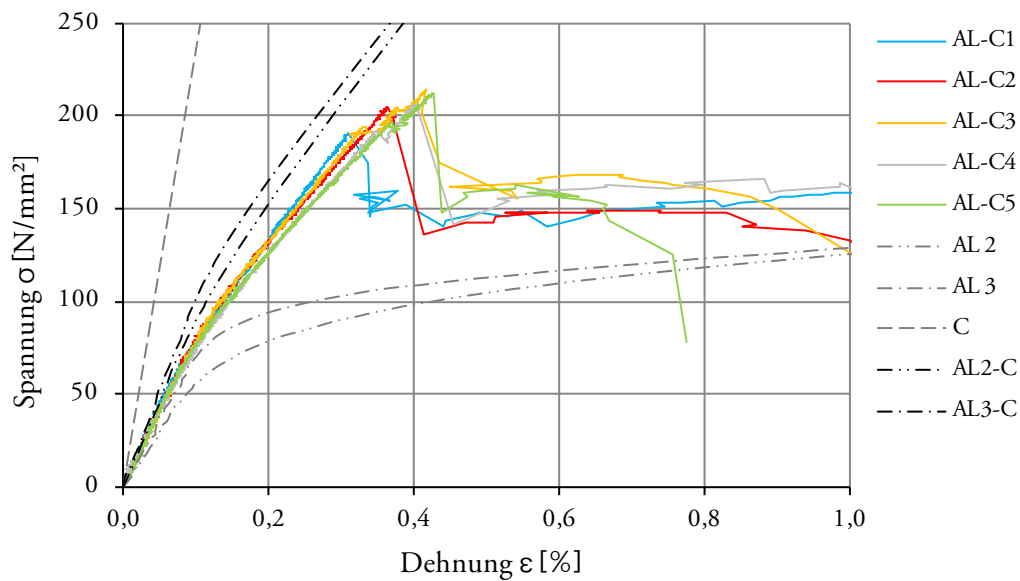


Abbildung 5-9 Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Vorversuche zu Carbonfaserverstärkten Proben mit einem Faservolumen von  $\varphi = 18,9\%$ , mittig entnommen, ergänzt durch die Werte der Verbundpartner; Werte entnommen aus [70]

Die Betrachtung des Bruchverhaltens über alle mit Carbonfasern verstärkten Proben ergibt, dass der Bruch stets im faserdominierten Bereich auftritt. Generell kann das Bruchverhalten über alle Faservolumenanteile als spröde bezeichnet werden, denn ein reproduzierbares Nachbruchverhalten ist nicht festzustellen.

An der Bruchfläche sind infiltrierte und nicht infiltrierte Fasern klar voneinander zu unterscheiden. Sind alle Fasern infiltrierte, ist der Faserstrang von monolithischem Erscheinungsbild. Die Bruchfläche der Fasern ist glatt und orthogonal zur Faserrichtung. Tritt nach Faserbruch ein Fließen der Matrix auf, so hebt sich der Faserstrang von der Bruchfläche der Matrix sichtbar ab. Bei nicht vollständig infiltrierte Fasersträngen stehen einzelne Fasern aus der Bruchfläche hervor. Die Faserbündel sind meist pinselförmig gespreizt. Der Bruch der Probe kündigt sich durch Knacken und Knistern, das auf das Brechen einzelner Fasern schließen lässt, an.

Der Bruch der Probe geht mit dem Faserbruch einher. Der Faserbruch ist durch eine signifikante Veränderung im  $\sigma$ - $\epsilon$ -Verlauf gut zu erkennen und einer Bruchdehnung eindeutig zuordenbar. Dies ermöglicht die Rückrechnung der Faserbruchspannung, welche sowohl für die Auswertung der Auszugsversuche als auch für die numerische Simulation von besonderem Interesse ist. Diese Berechnung ist jedoch nur gültig für die Versuche, die keine zusätzlichen Dehnungen infolge Lasteinleitung aufzeigen. Für die ausgewählten Proben der Reihen C2, C4 und C8 gilt diese Anforderung als erfüllt. Die (Faser-)Bruchdehnungen betragen  $\epsilon_{f,u} = \text{ca. } 0,58\%$ , damit weisen die Fasern eine Bruchspannung  $\sigma_{f,u} = \text{ca. } 1.365$  MPa auf. Bei den Vorversuchen sind die Bruchdehnungen mit  $\epsilon_{f,u} = \text{ca. } 0,35\%$  und Bruchspannungen mit  $\sigma_{f,u} \text{ ca. } 825$  MPa deutlich geringer. Eine mögliche Ursache für diese geringere Bruchdehnung könnten auch die in Kapitel 2 beschriebenen Aluminiumcarbide sein. Unter Verweis auf die ebenfalls geringen Bruchdehnungen der Glasfaserproben kann dies ausgeschlossen werden.

### *Zwischenfazit der C-Faser-Zugversuche*

Ein gutes Verbundverhalten bei guter Infiltration konnte nachgewiesen werden. Der Zusammenhang zwischen visueller Kontrolle der Infiltration und tatsächlicher Infiltration wurde bestätigt.

Das generelle Tragverhalten konnte mittels der Versuche gut erfasst werden. Die Steigerung der Bruchspannungen infolge Zunahme des Faservolumenanteils ist erkennbar, wenn auch in ihrer Höhe deutlich geringer als erwartet.

Die große Streuung der Versuchsergebnisse zeigt die Abhängigkeiten der Matrix- und damit auch der Verbundeigenschaften von den Herstellungsbedingungen. Der Vergleich der jeweils besten Proben aus den drei Testreihen (C2, C4 und C8) führte nach ausführlicher Diskussion zu dem Ergebnis, dass die Streuungen der Versuchsergebnisse vorrangig auf die Aluminiummatrix zurückzuführen sind. Die Qualität der Aluminiummatrix wiederum wird durch die Einbringung der Fasern beeinflusst. Die durchgeführten Versuche machen deutlich, dass jede Änderung der Fasermenge, der Faseranordnung in der Form, der Geometrie der Kavität und des Ausgusses einzelne Testreihen erfordern.

Der Probenbruch findet im faserdominierten Bereich der Spannungs-Dehnungs-Linie statt, wird jedoch durch den Matrixbruch ausgelöst.

Aufgrund der unterschiedlichen Testreihen, der Vorversuche sowie der Versuchsreihen C2, C4 und C8, kann bei homogener Verteilung der Fasern in der Form von höheren Festigkeitswerten der Matrix ausgegangen werden.

Die Ergebnisse liefern nicht die erhofften verlässlichen Materialparameter für eine numerische Simulation.

Trotz der hohen Streuung und der geringen Werte der Materialeigenschaften erscheint aufgrund der Fehleridentifikation eine Steigerung der Materialwerte infolge optimierter Herstellungsbedingungen möglich.



## 5.1.9 Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben

Die Ergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Verbundproben streuen ähnlich stark wie die Ergebnisse der mit Carbonfaser versehenen Verbundproben (siehe Anhang). Die Analyse des prinzipiellen Verbundverhaltens erfolgt anhand der jeweils besten Probe der Versuchsreihen G2, G4 und G8.

Abbildung 5-10 ermöglicht den Vergleich der drei unterschiedlichen Faservolumenanteile untereinander (links) und den Abgleich mit den gemäß RoM berechneten Werten (rechts).

Infolge der Ähnlichkeit der Elastizitätsmoduln der Glasfaser und der Aluminiummatrix zeigen sich erwartungsgemäß die Unterschiede der Faservolumina nach dem linearen Anfangsbereich. Deutlich erkennbar sind die Unterschiede ab einer Dehnung von  $\varepsilon > 0,25$  %. Entgegen den Erwartungen unterläuft die Probe *G8\_Z06\_R\_03* in einem Teilbereich (zwischen  $50 \text{ MPa} < \sigma < 100 \text{ MPa}$ ) die Kurven der Proben der Testreihen G2 und G4.

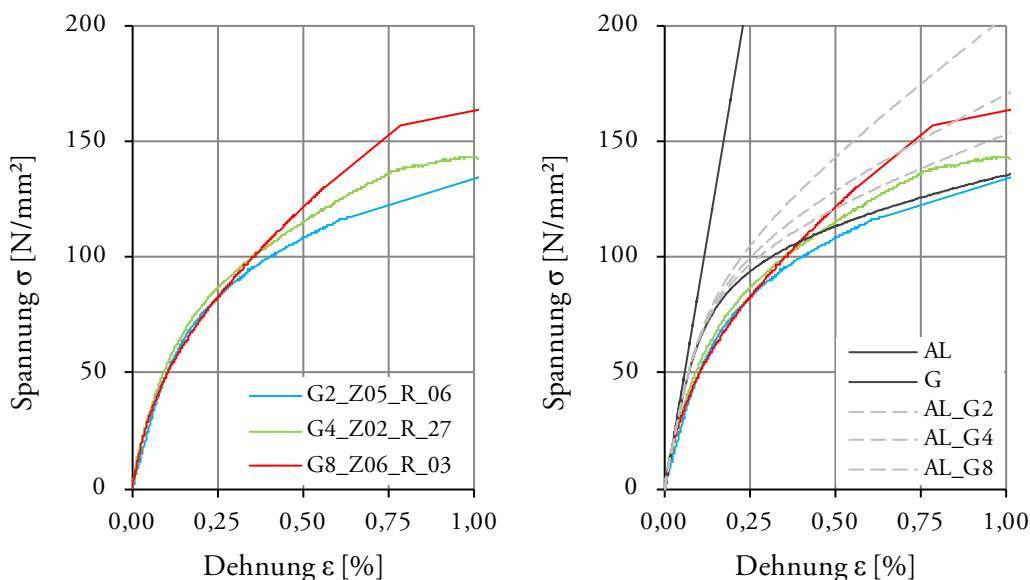


Abbildung 5-10 Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL\_G; *links*: Versuchsergebnisse solo; *rechts*: Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der Verbundpartner

Im Vergleich mit den errechneten Werten fällt auf, dass die Versuchsergebnisse unterhalb des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs der zugrundegelegten Aluminiumprobe *Alu\_06\_R\_23* liegen. Für die Werte auf Basis der Probe *AL5* der Vorversuche sind die Unterschiede geringer, auf eine Darstellung wird aus Gründen der Übersichtlichkeit an dieser Stelle verzichtet. Unabhängig davon ist jedoch die Art der Abweichung, denn gegenüber beiden Bezugsprobekörpern ist eine Reduktion des linearen Bereichs festzustellen.

Dies führt zu der Annahme, dass wie bereits bei den carbonfaserverstärkten Proben eine Veränderung der Gefügeeigenschaften der Aluminiummatrix die Abweichungen verursacht.

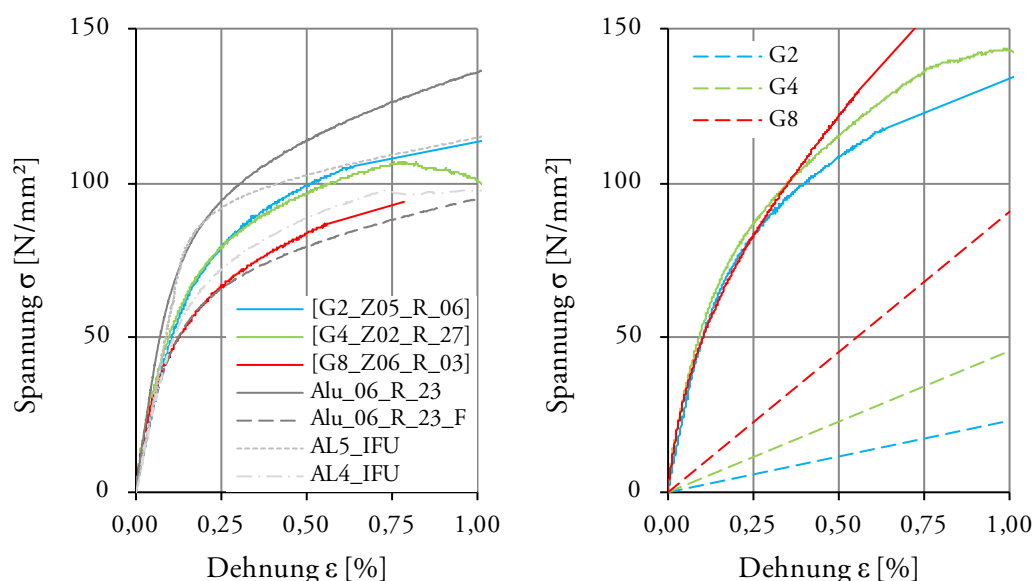


Abbildung 5-11 *links*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche G2, G4 und G8, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben *Alu\_06\_R\_23*, *AL4* und *AL5*; *rechts*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben

Abbildung 5-11 zeigt links die nach Gleichung (5-1) aus den Verbundversuchen berechneten Werte. Gut zu erkennen ist, dass der Einfluss bei den mit zwei und vier Rovings verstärkten Aluminiumproben in etwa gleich groß ist, denn die berechneten Spannungs-Dehnungs-Verläufe sind nahezu deckungsgleich. Sie liegen deutlich unterhalb der Ergebnisse aus den Aluminiumversuchen (*Alu\_06\_R\_23*), jedoch zwischen den Ergebnissen der Vorversuche (*AL4* und *AL5*). Die Werte der Probe mit acht eingebetteten Rovings liegen unterhalb der Werte aller Aluminiumproben.

Da die Spannungs-Dehnungs-Verläufe eine hohe Affinität zu Probe *Alu\_06\_R\_23* aufweisen, kommt als weitere Ursache eine mangelnde Infiltration in Betracht, die einer Überschätzung der tatsächlich wirksamen Fläche entspräche. Die mit *\_F* gekennzeichnete Probe zeigt die Ergebnisse einer mit Faktor 0,7 skalierten Probe *Alu\_06\_R\_23*. Dies führt zu einer partiellen Übereinstimmung der Ergebnisse der Probe mit acht eingebetteten Rovings. Der vollständige Verlauf ist jedoch nicht abbildbar. Dieser Ansatz wird daher verworfen und im Weiteren von einer Gefügeveränderung des Aluminiumgusswerkstoffs infolge der Fasereinbringung ausgegangen.

Weiterhin fällt auf, dass der Abfall der Festigkeiten durch die Einbringung der Glasfaser deutlich geringer ist als bei den Carbonfasern, d.h. die Veränderungen des Zustands in der Kavität sind geringer als bei den Carbonfasern. Vermutlich ist dies durch die gegenüber den Carbonfasern etwa halb so großen Faservolumenanteilen der Glasfasern einerseits und die deutlich niedrigere spezifische Oberfläche der dickeren Glasfasern andererseits zu begründen. Ein Vergleich der Proben G8 und C2 mit ähnlichen spezifischen Oberflächen ergibt sehr ähnliche Kurvenverläufe. Ein eindeutiger Beleg ist dies aufgrund der insgesamt starken Streuung jedoch nicht.

Die Veränderung der Matrixeigenschaften führt dazu, dass im matrixdominierten Anfangsbereich eine Bewertung des Verbundverhaltens nicht möglich ist. Im Gegensatz zu den mit Carbonfasern verstärkten Proben ist jedoch auch die Interpretation des faserdominierten Bereichs des Spannungs-Dehnungs-Verlaufs nicht direkt möglich. Denn aufgrund des geringeren Elastizitätsmoduls der Glasfasern und der geringen Faservolumenanteile ist die Mitwirkung der Matrix selbst im deutlich verflachten Teil der  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Linie nicht zu vernachlässigen. Es ist jedoch über alle Versuche erkennbar, dass ein Verbund der beiden Werkstoffe vorhanden ist. Innerhalb der einzelnen Testreihen weisen die Versuchsergebnisse im Bereich  $\sigma > 75$  MPa weitestgehend parallele Kurvenverläufe auf, so dass davon auszugehen ist, dass die Streuungen vorrangig auf die Matrix und nicht die Infiltration zurückzuführen sind. Die visuelle Einschätzung des Verbunds bestätigt dies.

Der Probenbruch findet im Bereich von  $0,5 \% < \varepsilon_u < 3,0 \%$  Dehnung statt. Mit Zunahme des Volumengehalts sinkt die Bruchdehnung. Bei einem Faservolumengehalt von  $\varphi_f = 2 \%$  erreichen die Mehrzahl der Proben Dehnungen  $\varepsilon_u > 2 \%$ , sind es bei  $\varphi_f = 9 \%$  nur noch wenige, die eine Bruchdehnung über  $\varepsilon_u > 1 \%$  erreichen.

Bei nahezu allen Proben findet der Bruch nicht plötzlich statt, sondern kündigt sich durch einen Steifigkeitsabfall, häufig über die Maximalspannung hinaus, an. Zusätzlich kündigt sich der Bruch auch über Knistern und Knacken der Proben akustisch an. Bei nahezu allen Proben sind die ersten Anzeichen eines Bruchs unterhalb von  $\sigma < 150$  MPa und zwischen  $0,5 \% < \varepsilon_u < 1,0 \%$ , etwa im gleichen Bereich wie bei den mit Carbonfasern versehenen Proben, zu erkennen.

Die geringe Bruchdehnung und geringe Bruchspannung decken sich auch mit den Ergebnissen der Vorversuche [70]. Die verwendeten Probekörper besitzen einen Faservolumenanteil von ca.  $\varphi_f = 19 \%$  und erreichen eine (Faser-)Bruchdehnung von  $\varepsilon_u < 0,5 \%$  und eine Bruchspannung von  $\sigma_u < 150$  MPa. Die Zunahme der Steifigkeit ist jedoch überproportional gegenüber den hier diskutierten Versuchen, was auf eine höhere Matrixfestigkeit hindeutet, die infolge der gleichmäßigeren Faserverteilung möglich erscheint.

Unklar ist, ob die Einflüsse der Fasermenge auf die Aluminiummatrix oder die Zunahme der Steifigkeit des Verbundwerkstoffs und damit eine reduzierte Faserbruchdehnung zu den relativ niedrigen Bruchspannungen bzw. Bruchdehnungen führen. Die Ankündigung des Bruchs könnte sowohl auf eine Spannungumlagerung der Matrix auf die Faser als auch von der Faser zur Matrix hin gedeutet werden. Der Vergleich mit den carbonfaserverstärkten Proben legt eine von der Faserart unabhängige Beeinflussung der Matrix durch die Fasereinbringung nahe.

Infolge der geringen Bruchdehnungen der Verbundproben ergeben sich, in Kombination mit dem E-Modul der Glasfaser und der nominell sehr viel höheren Bruchdehnung bezogen auf die theoretische Faserspannung, Ausnutzungsgrade von ca. 9 % bis 17 %.

### *Zwischenfazit Glasfaser-Zugversuche*

Für die Glasfaserversuche ist hervorzuheben, dass die generelle Machbarkeit dieser Verbundkombination anhand der durchgeführten Versuche bewiesen werden konnte. Beide Verbundpartner wirken als Verbundwerkstoff, denn im faserdominierten Bereich zeichnen sich infolge der unterschiedlichen Faservolumina unterschiedliche Steifigkeiten ab.

Die Infiltration der Glasfasern ist entsprechend der visuellen Kontrolle bei fast allen Proben sehr gut. Ein Zusammenhang zwischen der optischen Bewertung der Infiltration und dem tatsächlich erreichten Verbundverhalten konnte aufgrund der konstanten Güte nicht belegt werden, der Rückschluss ist jedoch naheliegend. Darüber hinaus konnte, wie bereits bei den Carbonfaserproben, die Aluminiummatrix als Bruchursache identifiziert werden. Der Einfluss der Aluminiummatrix auf das Gesamtverhalten des Verbundwerkstoffs ist infolge der ähnlichen E-Moduln sehr hoch.

Die in den Versuchen ermittelten Ergebnisse liefern nicht die erhofften verlässlichen Materialparameter für eine numerische Simulation.

#### 5.1.10 Zusammenfassung aller Zugversuche

Die Ergebnisse der Zugversuche liefern nicht die erhofften Kennwerte für die numerische Simulation, ihre Analyse erbrachte jedoch wesentliche Erkenntnisse über das Herstellungsverfahren und die Auswirkungen einzelner Parameter. Die beiden besonders hervorzuhebenden Erkenntnisse sind einerseits die Unterbeweisstellung der generellen Machbarkeit des entwickelten Verfahrens und andererseits die ausgeprägte Variation der Materialeigenschaften der Aluminiummatrix.

Es zeigt sich, dass jede neue Konfiguration aus Fasermenge, Faserdurchmesser und Faserverteilung in Wechselwirkung mit der Form zu veränderten Materialkennwerten führt, da die Strömung der Matrix bei der Formfüllung und die Druckverhältnisse bei der Erstarrung durch diese Parameter verändert werden.

Ein Indiz für die Werkstoffqualität ist der Aluminiumausguss, denn dessen Menge lässt Rückschlüsse auf die Qualität des Selbstverschlusses und damit auf Druckverhältnisse in der Form zu. Ziel einer Optimierung muss eine Reduktion dieses Ausgusses sein.

Die Einflüsse des Verfahrens auf die Fasereigenschaften sind nicht eindeutig zu beurteilen. Die Versuchsergebnisse zeigen jedoch, dass sie vermutlich von untergeordneter Bedeutung für das Verbundverhalten sind.

Die erzielten Bruchspannungen und Bruchdehnungen sind niedriger als erwartet. Die Ergebnisse lassen jedoch den Schluss zu, dass für diese beiden Materialparameter noch ein erhebliches Steigerungspotential vorhanden ist. Die dargestellten Ergebnisse dokumentieren einen Entwicklungsstand. Hierfür sind die Ergebnisse zufriedenstellend, denn sie liefern Richtwerte für die Interpretation der nachfolgenden Versuche. Sie ermöglichen die Definition des Potentials dieser Technik, das auf dem derzeitigen Entwicklungsstand mindestens erreichbar ist.

## 5.2 Auszugsversuche

### 5.2.1 Randbedingungen und Annahmen

Ziel der Auszugsversuche ist die Ermittlung der maximal in die Aluminiummatrix übertragbaren Faserkraft  $F_{f,max}$ . Dieser Wert variiert theoretisch in Abhängigkeit der Faserart, der Fasermenge und der Infiltrationsgüte. Die Versuche werden unter Variation der in Tabelle 5-6 aufgeführten Bereiche durchgeführt.

Material	Bezeichnung	Fasermenge	Position
Carbonfaser	Sigrafil C30	2,4,8 Rovings	Mitte, Rand
S2-Glasfaser	XStrandS	2,4,8 Rovings	Mitte, Rand

Tabelle 5-6      Untersuchte Parameter der Auszugsversuche

Aus Gründen der Vergleichbarkeit erfolgt die Herstellung der Grundplatten für die Auszugsversuche unter den gleichen Randbedingungen wie die der Grundplatten für die Zugversuche. Neben den gleichen Prozessparametern wird auch die gleiche Faseranordnung vorgesehen.

Bei der Herstellung der Probekörper durchlaufen die Fasern verschiedene manuelle Bearbeitungsschritte, welche trotz äußerster Sorgfalt zu Faserverlusten führen. Um die Aussagekraft der Versuchsergebnisse zu erhöhen, ist es erforderlich, die tatsächliche Fasermenge oder die maximal erreichbare Faserbruchkraft außerhalb der Aluminiummatrix zu bestimmen. Auf jeden Auszugsversuch folgt daher ein Zugversuch an einem Bruchstück. Die Probekörper werden entsprechend ausgelegt. Hierbei wird angenommen, dass es zu einem spröden Bruch der Fasern im Übergangsbereich der beiden Matrices infolge von Spannungskonzentrationen kommt. In diesem Fall liegt das Spannungsniveau auf der freien Länge der Fasern unterhalb des Bruchniveaus, so dass die Fasern im Bruchstück unbeschädigt bleiben.

Der Fokus der nachgelagerten Versuche liegt auf der Tragfähigkeit der Faser und nicht auf Tragfähigkeit des Verbundmaterials. Der Einfluss der polymeren Matrix ist gering, daher kommt für beide Fasertypen ein gängiges, einfach zu verarbeitendes Material zur Anwendung. Es wird ein Zwei-Komponenten-Epoxidharzsystem bestehend aus dem Harz *Epikote Resin LR235* und *Epikure Curing Agent LH235* der Firma Momentive verwendet. Die relevanten Kennwerte des ausgehärteten Materials sind dem Datenblatt des Herstellers [23] entnommen (Kapitel 2.3.1).

## 5.2.2 Probekörpergeometrie

Die Probekörper der Auszugsversuche bestehen aus teilweise in einer polymeren Matrix und teilweise in der Aluminiummatrix eingebetteten, durchgehenden Fasersträngen. Damit sind die Probekörper in ihrem Aufbau dem der endgültigen Bauteilausführung sehr ähnlich. Der wesentliche Unterschied ist die Dicke der Kunststoffmatrix und die Ausführung des Übergangs beider Matrices. Für die Auszugsversuche entspricht die Dicke des polymeren Teils der Probe mit  $t = 7$  mm der Stufendicke des Aluminiumteils (Schnitt in Abbildung 5-12). Eine Überlappung der Matrices in diesem Bereich, welche sich positiv auf die Gesamtkraft auswirken würde, wird bewusst vermieden. Die Auszugsversuche sollen die rein von den Fasern in das Aluminiumbauteil übertragbare Kraft erfassen.

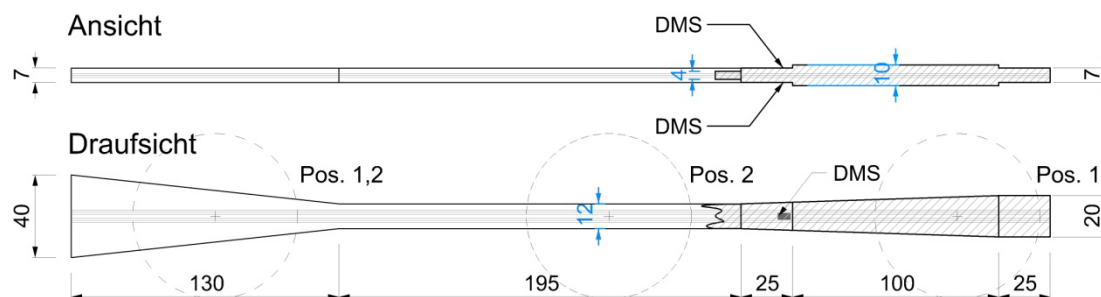


Abbildung 5-12 Probekörpergeometrie für die Auszugsversuche in Ansicht und Draufsicht (Angaben in mm)

Allerdings lässt sich aus Fertigungsgründen die Überlappung der beiden Matrices im Bereich des Ausgusses nicht verhindern. Diese Zone ist maximal 4 mm dick, ihre Form und Länge sind jedoch zufällig und können daher im Formenbau nicht berücksichtigt werden. Eine lediglich partielle Aufbringung der polymeren Matrix im Bereich der Pressbacken der Prüfmaschine würde mehr Nachteile für die Fertigung, die Versuchsausführung und die Versuchsergebnisse mit sich bringen als die Einflüsse der Überlappung.

Aufgrund der Dickensprünge des Aluminiumanteils ist davon auszugehen, dass es zu Schubspannungskonzentrationen in der Grenzschicht und damit zum Bruch der Probe auf Höhe eines Dickensprungs kommt. Ein Bruch im Bereich der freien Faserlänge entspräche einer hundertprozentigen Einleitung der Faserkraft. Dadurch wird eine zweistufige Prüfung jedes Probekörpers möglich.

Die Probekörperlänge ergibt sich einerseits aus Gründen der Lasteinleitung und Homogenisierung der Faserspannungen und andererseits aus der Forderung nach einer zweistufigen Prüfung. Nach dem ersten Bruch muss für die Prüfung des Reststücks eine ausreichend lange, freie Probekörperlänge vorhanden sein. In Abbildung 5-12 sind in der Draufsicht die beiden unterschiedlichen Positionen (Pos.1; Pos.2) der Pressbacken für den Erst- und Zweitversuch eingetragen.

Die Probekörperbreite variiert über die Bauteillänge. In den Lasteinleitungsbereichen des Erstversuchs erfolgt eine Aufweitung der Probenbreite. Die unterschiedlichen Neigungswinkel resultieren einerseits aus unterschiedlichen Materialsteifigkeiten und andererseits aus der Tatsache, dass aus einer Grundplatte bis zu drei Probekörper herausgeschnitten werden. Die freie Länge wird mit einer konstanten Breite von  $b = 12$  mm ausgeführt.

### 5.2.3 Probekörperherstellung

Die Probekörperherstellung erfolgt in folgenden teils manuellen Bearbeitungsschritten. Die meisten dieser Bearbeitungsstufen könnten im Rahmen einer kontinuierlichen, endlosen Bauteilherstellung entfallen:

- (1) Wickeln der Fasern in die Vorspaneinrichtung gemäß Lageplan
- (2) Aufbringen der Aluminiummatrix durch Umformung im teilflüssigen Zustand
- (3) Ausbau der Grundplatten aus der Einspannvorrichtung
- (4) Transport ans ILEK
- (5) Abtrennen der Faserenden auf einer Seite
- (6) Zuschnitt mit der Bandsäge
- (7) Nachbearbeitung der Schnittflächen
- (8) Einbau in die Form für Kunststoffmatrix und Lagefixierung der Fasern
- (9) Guss der Kunststoffmatrix
- (10) Tempern
- (11) Ausschalung und Nachbearbeitung der Probenkanten

Für die in der Aluminiummatrix eingebundenen Fasern sind die Einflüsse aus Punkt 1 und 2 relevant und bereits bei den Zugversuchen erfasst.

Bei den Auszugsversuchen werden die außerhalb der Aluminiummatrix liegenden Faseranteile geprüft und somit sind Einflüsse aus allen Bearbeitungsschritten möglich. Die Herstellung der Grundplatte und Auswirkungen auf die Fasern sind in Kapitel 4 beschrieben.

Vor allem die mechanische Bearbeitung der Aluminiummatrix führt durch direkten Kontakt mit dem Werkzeug oder durch den Spanabfall zu Schädigungen der Faser, d.h. es ist davon auszugehen, dass die Fasermenge während der Bearbeitung reduziert wird. In welchem Umfang und welche Auswirkungen dadurch auf die Faserbruchkraft entstehen, soll über die zweistufige Prüfung der Probe erfasst werden. Partiiell geschädigte Faserstränge werden vollständig entfernt.

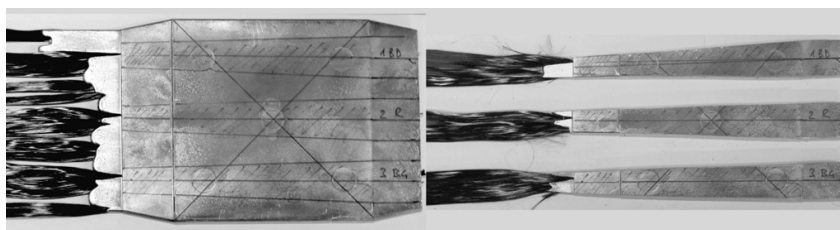


Abbildung 5-13 Probe *C4\_AZ04* als Beispiel für Faseranschnitt; *links*: vor der Bearbeitung *rechts*: nach der Bearbeitung

Für die Herstellung der Kunststoffmatrix werden die zugeschnittenen Proben so in eine Aluminiumform eingebracht, dass der FMV-Anteil als Abschluss der Form fungiert. Mittels Ballastieren erfolgt eine leichte Vorspannung der Fasern, welche die Lagetreue sicherstellt. Anschließend werden die Proben stehend gegossen und für mehr als 12 h im Ofen bei  $T = 55 \text{ °C}$  getempert.

Es ist darauf hinzuweisen, dass es nicht möglich ist, alle Fasern je Bündel gleichmäßig vorzuspannen.

### 5.2.4 Systematik der Probekörperbezeichnung

Damit eine eindeutige Zuordnung der Probekörper über die Probekörperbezeichnung möglich ist, setzt sich die Probenbezeichnung nach dem gleichen Muster wie bei den Zugversuchen zusammen:

Faserart\_Fasermenge\_Name der Grundplatte\_Position\_ Nr.

Beispiel: C2\_AZ02\_R\_1

### 5.2.5 Messtechnik zur Dehnungsmessung

Neben der Faserbruchkraft sind die Dehnungen in der Aluminiummatrix, vornehmlich in der Nähe des Faseraustritts, von Interesse. Verfahrensbedingt kommt es gerade in diesem Bereich zu Störungen in Form von z.B. optisch erkennbaren Fließfronten oder zu Veränderungen des Gefüges infolge veränderter Druckverhältnisse. Die Infiltration der Fasern und damit die Mitwirkung der Aluminiummatrix innerhalb dieses Bereichs können folglich sehr stark schwanken.

Die Kombination aus mangelnder Infiltration der Fasern, veränderlicher Gefügestruktur und veränderlichem Spannungsverlauf über den interessanten Bereich führt dazu, dass die Zuverlässigkeit bzw. Aussagekraft einer Dehnungsmessung in Frage gestellt werden muss.

Aus diesem Grund erfolgt nur an ausgewählten Proben, deren optischer Zustand keine Fließfronten und Lunker aufweist, eine Dehnungsmessung. Mittels Dehnmessstreifen (DMS) mit einer Messlänge von  $L_0 = 6$  mm werden auf der Ober- und Unterseite, wie in Abbildung 5-12 dargestellt, die Dehnungen erfasst.

Die verwendeten DMS haben einen Widerstand von  $120,4 \pm 0,5$  Ohm und werden als Halbbrücke geschaltet.

### 5.2.6 Versuchsdurchführung

Die Auszugsversuche werden weggesteuert durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit wird in Anlehnung an die Zugversuche festgelegt und beträgt  $v_c = 1$  mm/min.

Die Probekörper werden direkt in die Pressbacken eingespannt, da ein negativer Einfluss auf die Prüfergebnisse ausgeschlossen werden kann. Dies bietet die Möglichkeit, mittels des Traversenwegs die Probekörperverformung abzuschätzen. Die hierfür benötigte Kraft-Verformungs-Beziehung der Prüfmaschine liegt vor.



## 5.2.7 Ergebnisse der Auszugsversuche an Carbonfaserproben

Insgesamt liegen von 19 Auszugsversuchen Ergebnisse in Form von Kraft-Weg-Beziehungen vor. Für 17 dieser Probekörper konnten Zweitversuche wie geplant durchgeführt werden. Die Ergebnisse liegen ebenfalls als Kraft-Weg-Diagramme vor. Zusätzlich erfolgte an acht Proben die Messung der Aluminiumdehnungen im Übergangsbereich, so dass hier die Spannungs-Dehnungs-Beziehungen aufgezeigt werden können.

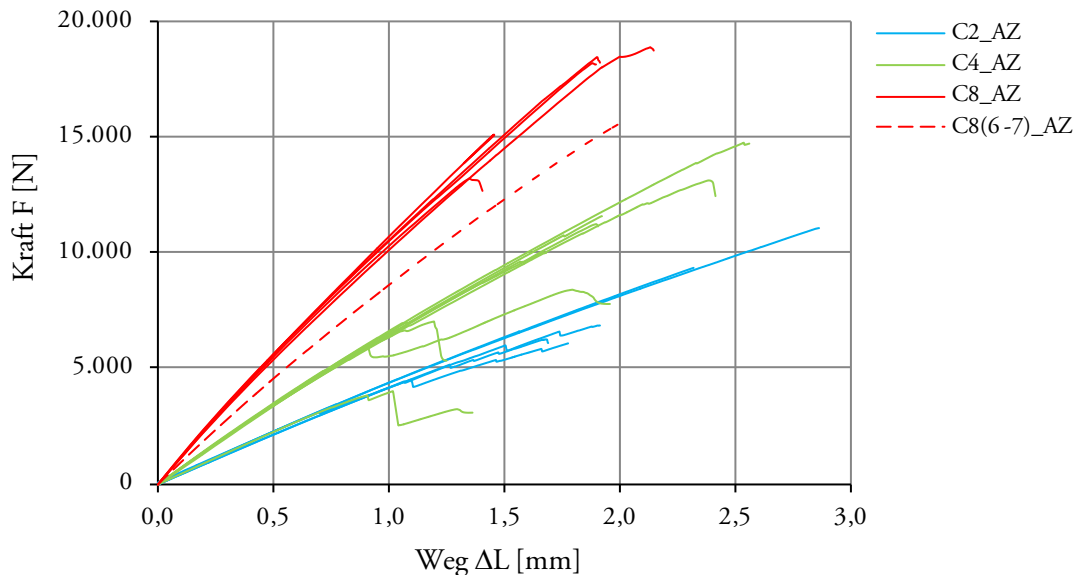


Abbildung 5-14 Kraft-Weg-Diagramm der Auszugsversuche mit Carbonfaser (Erstversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8; Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 5-12

In Abbildung 5-14 sind die Kraft-Weg-Beziehungen aller Auszugsversuche dargestellt. Deutlich zu erkennen sind die unterschiedlichen Federsteifigkeiten der Probekörper, die maßgeblich auf die unterschiedlichen Faservolumenanteile zurückzuführen sind. Dies belegen auch die zwei Proben, *C8\_AZ04\_1BD* und *C4\_AZ05\_1BG*, die durch die Probenherstellung erhebliche Faserverluste von ein bis zwei bzw. genau zwei Strängen aufweisen.

Darüber hinaus kann festgestellt werden, dass die Proben spröde brechen und die Bruchkräfte innerhalb der Versuchsreihen stark schwanken. Ein Zusammenhang zwischen der Steifigkeit der Probe und der Bruchkraft kann innerhalb der jeweiligen Versuchsreihe nicht festgestellt werden. Die jeweiligen maximalen Bruchkräfte der Versuchsreihen zeigen eine Steigerung der Bruchlast bei Zunahme des Faservolumengehalts. Die maximalen Bruchkräfte der einzelnen Reihen könnten jeweils auch Bruchkräfte der nächsthöheren Gruppe sein.

Die aufgrund ihrer niedrigen Bruchkräfte auffallenden drei Proben der Reihe C4 sind alle aus der Grundplatte *C4\_AZ05* entnommen. Hier kann anhand des Bruchbilds bei allen Proben die sehr schlechte Infiltration des im Aluminium eingebetteten Faseranteils als Grund identifiziert werden. Für die weitere Auswertung werden diese Proben nicht mehr berücksichtigt.

In Tabelle 5-8 sind die einzelnen Bruchkräfte  $F_{\max,AZ}$  und die Beschreibung des Bruchbilds aufgelistet. Darüber hinaus sind die an den Bruchstücken ermittelten Bruchkräfte  $F_{\max,Z}$  ebenso erfasst wie die theoretische Bruchkraft der Kombination Epoxidharz und Faser.

Die blau markierten sind diejenigen Proben, die zusätzlich mit DMS versehen wurden.

Die grün markierten Bruchkräfte kennzeichnen diejenigen Zugproben, deren Probenbruch innerhalb der freien Länge auftrat. Für diese Proben lässt sich der Einfluss der Einspannung auf die Bruchkraft vernachlässigen.

Zum Vergleich der gemessenen Versuchsergebnisse werden die theoretischen Bruchkräfte (Tabelle 5-7) als Referenz herangezogen. Für die Auszugsversuche sind dies die reinen Faserkräfte, da im Bereich der Übergangzone die Faser das maßgebliche Element zur Kraftübertragung darstellt. Die Mitwirkung der beiden Matrices durch deren teilweise Überlappung wird vernachlässigt, da diese sehr stark in Art und Umfang variieren. Für die nachgelagerten Zugproben der Bruchstücke dienen als Referenz die gemäß RoM errechneten Werte für die Kombination Epoxidharzmatrix mit Carbonfasern.

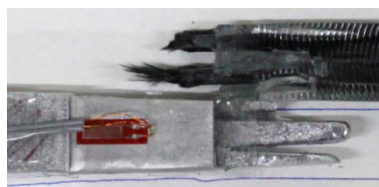
		C2	C4	C8
$F_{\max,f,th}$	[N]	14.640	29.280	58.560
$F_{\max,AZ}$	[N]	18.764	33.243	62.203

Tabelle 5-7 Referenzwerte für Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit C-Fasern verstärkten Proben

C2\_AZ05\_1BD\_a



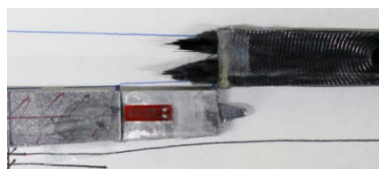
C4\_AZ03\_1R



C2\_AZ05\_1BD\_b



C8\_AZ05\_1R



C2\_AZ06\_1R



C8\_AZ02\_2BG

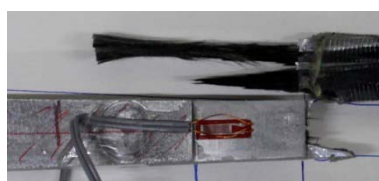


Abbildung 5-15 Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit C-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle

In Abbildung 5-15 sind Bruchbilder ausgewählter Probekörper aufgeführt, die jeweils die höchste relative Bruchkraft je Fasermenge erbrachten oder ein besonderes Bruchverhalten aufzeigen (Tabelle 5-8). Die Tatsache, dass alle ausgewählten Probekörper mit DMS versehen sind, ist auf den guten optischen Zustand der Proben vor dem Versuch zurückzuführen.

Es zeigt sich, dass bei den Auszugsversuchen 23 % bis 75 % der Faserbruchkraft übertragen werden können. Mit zunehmendem Faservolumengehalt sinkt der übertragbare Kraftanteil. Sind es bei den Versuchen mit zwei Rovings noch bis zu 75 % der Faserbruchkraft, sinkt der Anteil auf 50 % bei vier Rovings und beträgt bei acht Rovings noch bis zu 32 %.

Proben	$F_{\max,AZ}$ N	Bruch AZ -	$F_{\max,AZ}$ / $F_{\max,th}$	$F_{\max,Z}$ N	Bruch Z -	$F_{\max,Z}$ / $F_{\max,th}$
C2_AZ04_2R	6.110	F/T7	42 %	-	-	-
C2_AZ05_1BD	11.025	F_AL/T7	75 %	16.295	M	87 %
C2_AZ05_2R	6.819	F/T7	47 %	9.272	M	49 %
C2_AZ05_3BG	6.267	F/T7	43 %	11.977	M	64 %
C2_AZ06_1R	9.366	F/Epx	64 %	9.551	E	51 %
C4_AZ01_1R	13.108	F_AL/T10	45 %	20.687	E	62 %
C4_AZ02_1BD	10.001	F_AL/T7	34 %	16.964	M	51 %
C4_AZ02_2R	11.596	F/T7	40 %	25.938	E	78 %
C4_AZ02_3BG	11.257	F/T7	38 %	15.688	M	47 %
C4_AZ03_1R	14.722	F/T7	50 %	20.849	M	63 %
C8_AZ02_1R	15.131	F/T7	26 %	34.573	M	56 %
C8_AZ02_2BG	13.178	F_AL/ T10	23 %	29.548	E	48 %
C8_AZ04_2R	18.466	F/T7	32 %	30.376	E	49 %
C8_AZ04_3BG	18.168	F/T10/E	31 %	30.865	E	50 %
C8_AZ04_1BD	15.701	F_AL/T7	27 %	22.845	E	37 %
C8_AZ05_1R	18.855	F/T7	32 %	23.461	E	38 %

Tabelle 5-8 Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ\_C2, C4 und C8 erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander

Alle Auszugsproben versagen infolge Faserbruchs. Der Abstand von der Eintrittsstelle ins Aluminium variiert dabei. Je schlechter die Fasern infiltriert sind, desto größer ist der Abstand. Bis auf vier Proben tritt der Bruch innerhalb der ersten 25 mm des Aluminiumanteils mit einer Dicke von  $t = 7$  mm auf. Bei drei der Proben ist die Infiltration bis weit in den 10 mm dicken Teil des Aluminiums schlecht. Ein Zusammenhang zwischen der Infiltrationsgüte und der Bruchkraft kann jedoch nicht festgestellt werden.

Die Probe *C2\_AZ06\_1R* zeigt das angestrebte Bruchverhalten auf, denn der Faserbruch tritt außerhalb der Aluminiummatrix auf. Dieses Bruchverhalten entspricht einer vollständigen Kraftübertragung. Darüber hinaus ergibt der nachgelagerte Zugversuch für diese Probe die nahezu gleiche Bruchkraft. Die Bruchkraft liegt jedoch nur bei ca. 50 % der Faserbruchkraft.

Dieser niedrige Ausnutzungsgrad der Faserbruchkraft führt zur genauen Betrachtung der Versuchsergebnisse der nachgelagerten Zugversuche an den Bruchstücken. Bedingt durch die Versuchsabfolge besitzen die Probekörper im Bereich der Lasteinleitung auf einer Seite keine Aufweitung des Probekörperquerschnitts. Die fehlende Aufweitung führt zu Spannungsspitzen im Klemmbereich, die sich jedoch vorrangig auf die Kunststoffmatrix auswirken. Die mittig konzentrierte Anordnung der Faser wirkt sich hier vorteilhaft aus. Mit steigendem Faservolumengehalt steigt der Einfluss der Lasteinleitung auf die Faser. Hier kommt es daher häufiger zum Bruch knapp unterhalb der Einspannung. Es liegt allerdings für jeden Faservolumengehalt mindestens eine Probe vor, die innerhalb der freien Länge bricht, so dass die vorliegenden Ergebnisse entsprechend einzuordnen sind.

Insgesamt sind die Streuungen der Bruchkräfte ähnlich hoch wie bei den Auszugsversuchen, jedoch auf einem höheren Lastniveau. Bezogen auf die theoretische Bruchkraft des Verbundquerschnitts schwanken die Bruchkräfte zwischen 37 % und 87 %. Mit zunehmendem Faserquerschnitt sinkt der Ausnutzungsgrad.

Als mögliche Ursachen für die Streuungen können die ungünstige Lasteinleitung und die Faserschädigung weitestgehend ausgeschlossen werden. Denn die Streuungen zeigen sich nicht nur über die Gesamtheit der Versuche, sondern auch bei den mittig gebrochenen Proben. In Abbildung 5-16 wird deutlich, dass die Bruchkrafthöhe unabhängig von der Steifigkeit schwankt. Die Steifigkeit ist jedoch direkt vom Faservolumengehalt abhängig, denn die unterschiedlichen Faseranteile sind klar voneinander zu unterscheiden.

Zur Beurteilung der Gesamtsteifigkeit wurde eine einfache numerische Simulation durchgeführt, welche die wesentlichen Einflüsse der Einspannung in den Pressbacken auf die Steifigkeit zeigen soll. Hierfür wurden die Proben mit konstantem Querschnitt und mittig zentrierter Faserlage unter Verwendung der Materialkennwerte aus Kapitel 2 abgebildet. Die Einspannung wurde mittels unverschieblicher Auflager im Pressbackenbereich erfasst. Die Modellierung des Verbundverhaltens und die hierbei getroffenen Annahmen sind in Kapitel 6 beschrieben.

Die Ergebnisse der Simulation sind als Geraden vereinfacht in der Abbildung 5-16 dargestellt. Sie zeigen, dass unter Berücksichtigung der zentrischen Faserlage und der Kraftaufbringung an der Matrixoberfläche die Steifigkeiten eine recht gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen aufweisen, d.h. die Größenordnung der Steifigkeiten stimmen überein. Der nichtlineare Verlauf der Versuche ist vornehmlich von der Höhe der Spannungskonzentrationen und dem Fließbeginn der Matrix abhängig. Die Simulation zeigt ebenfalls einen nichtlinearen Verlauf, der jedoch nicht abgebildet wurde, da dadurch ein falscher Eindruck bezüglich der Genauigkeit der Simulation entstehen könnte.

Generell ist dem zufolge davon auszugehen, dass alle Proben die gleiche theoretische Bruchkraft erreichen könnten und somit die maximal erreichte Bruchkraft für alle Proben anzusetzen wäre.

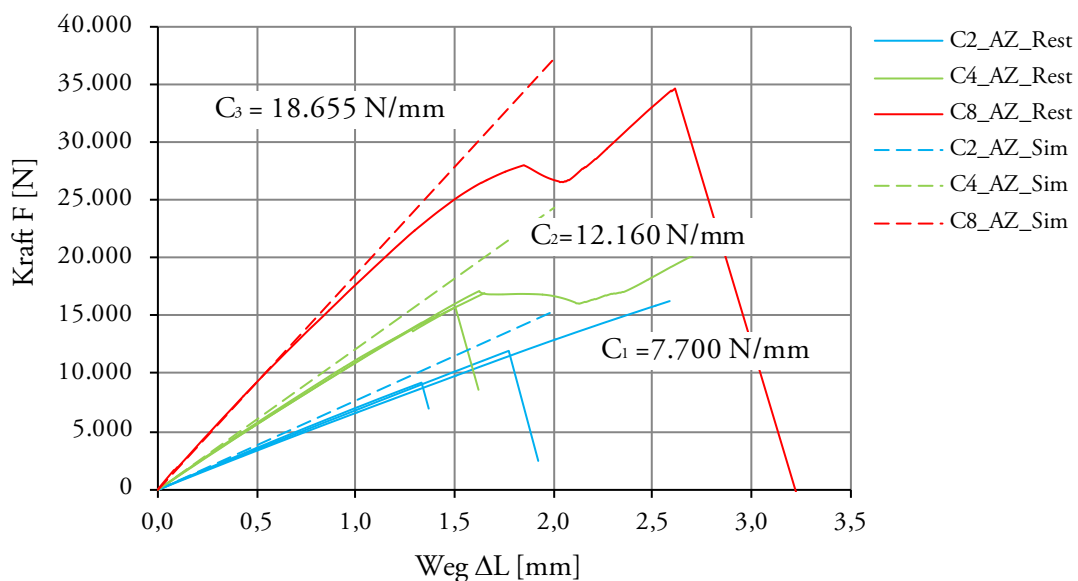


Abbildung 5-16 Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)

Nach Ausschluss der Fasermengen und der Randbedingungen der Versuche auf die Probenbruchkräfte ist zu vermuten, dass die Anordnung der Fasern innerhalb der Matrix einen großen Einfluss hat. Trotz einer leichten Vorspannung bei Herstellung der Probekörper war es nicht möglich, die Ondulation und teilweise Torsion der Fasern bzw. der Rovings zu verhindern. Beide Effekte führen zu einer ungleichen Spannungsverteilung innerhalb eines Rovings, denn die einzelnen Fasern weisen unterschiedliche Längen auf, bei gleicher Längenänderung führt dies zu unterschiedlichen Dehnungen und somit zu einem vorzeitigen Bruch [2].

*Ergebnisse der DMS-Messungen*

Die mit den DMS gemessenen Dehnungen an der Aluminiumoberfläche sind in Abbildung 5-17 dargestellt. Als Vergleichsbasis dienen die ausgewählten Zugversuchsergebnisse, die in Kapitel 5.1.8 bereits diskutiert wurden.

Insgesamt sind die Streuungen sehr hoch und die Übereinstimmungen mit den Referenzproben gering. Besonders auffällig sind die geringen Dehnungen und großen Streuungen bei den Auszugsproben mit acht Fasersträngen.

In Kombination mit einer Bruchbildanalyse können allerdings Abhängigkeiten der Dehnungen und der Infiltrationsgüte abgeleitet werden. So kann folgender Zusammenhang über alle Versuche bestätigt werden: je schlechter die Infiltration im Übergangsbereich, desto größer ist die Lasteinleitungslänge bzw. desto weiter im Bauteil beginnt die Lasteinleitung. Daraus resultieren eine geringe Mitwirkung und geringe Dehnungen der Aluminiummatrix. Besteht hingegen eine vollständige Infiltration, sind die Spannungs-Dehnungsverläufe denen der Zugversuche sehr ähnlich.

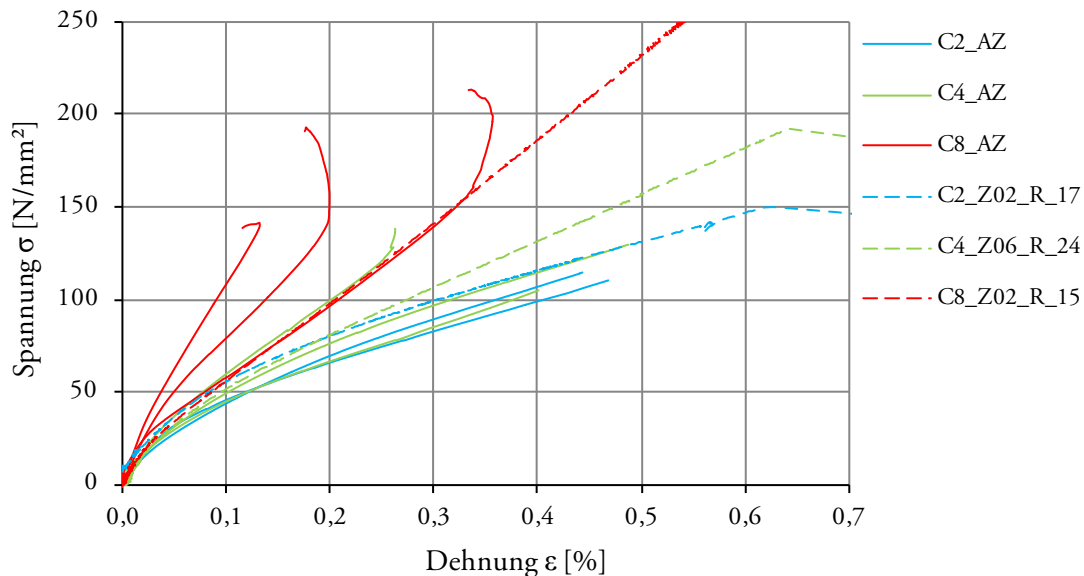


Abbildung 5-17 Auszugsversuche der C-Faser mit DMS im Vergleich mit Ergebnissen der ausgewählten Zugproben

## 5.2.8 Ergebnisse der Auszugsversuche an Glasfaserproben

In Tabelle 5-10 sind die Bruchkräfte der Erstversuche und der nachgelagerten Versuche aufgeführt. Zur Bewertung dieser Ergebnisse werden als Referenzgrößen die Faserbruchkräfte  $F_{\max,f,th}$  und die theoretischen Bruchkräfte des Faser-Kunststoff-Anteils  $F_{\max,th,Z}$  herangezogen (Tabelle 5-9).

		G2	G4	G8
$F_{\max,f,th}$	[N]	10.176	20.352	40.705
$F_{\max,th,Z}$	[N]	14.363	22.847	39.813

Tabelle 5-9 Referenzwerte für den Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit G-Fasern verstärkten Proben

Zusätzlich sind die Brucharten bzw. die Bruchstellen der Versuche aufgeführt. Farblich hervorgehoben sind die Proben, die mit DMS versehen waren (blau), und die Proben, die beim nachgelagerten Zugversuch innerhalb der freien Länge versagten (grün).

Proben	$F_{\max,AZ}$ N	Bruch AZ -	$F_{\max,AZ}$ / $F_{\max,f,th}$	$F_{\max,Z}$ N	Bruch Z -	$F_{\max,Z}$ / $F_{\max,th,Z}$
G2_AZ02_1R	2.901	F/T5	29 %	7.566	M	53 %
G2_AZ04_1R	5.753	F_AI/T7	57 %	7.588	M	53 %
G2_AZ05_1R	2.522	F_AI/T10	25 %	8.311	M	58 %
G4_AZ01_1R	5.284	F_AI/T7	26 %	9.195	M	40 %
G4_AZ03_1R	5.705	F/T7	28 %	7.025	M	31 %
G4_AZ04_1R	5.977	F_AI/T7	29 %	8.980	M	39 %
G4_AZ05_1R	6.756	F_Epx	33 %	12.069	M	53 %
G4_AZ06_1BD	4.884	F/T7	24 %	10.969	M	48 %
G8_AZ02_1R	6.959	F/T7	17 %	18.505	M	46 %
G8_AZ03_1R	8.313	F_AI/T7	20 %	16.564	M	42 %
G8_AZ04_1R	8.322	F_AI/T7	20 %	15.420	E	39 %
G8_AZ05_1R	9.308	F_AI/T7	23 %	-	-	-

Tabelle 5-10 Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ\_G2, G4 und G8 erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander

Der Faserausnutzungsgrad schwankt bei den Auszugsversuchen von 17 % bis 33 %. Die Probe *G2\_AZ04\_1R* stellt mit 57 % innerhalb der Probenreihe G2 eindeutig eine Ausnahme dar. Bei den nachgelagerten Zugversuchen schwankt der Ausnutzungsgrad zwischen 31 % und 58 %. Beide Bandbreiten sind ähnlich groß, liegen jedoch auf unterschiedlichem Lastniveau. Bei den Auszugsversuchen fallen die Proben der Reihe G8 durch einen niedrigeren Ausnutzungsgrad auf. Bei den Zugversuchen sind es die Proben der Reihe G2, die einen höheren mittleren Ausnutzungsgrad aufweisen.

Die Schwankungen sind nicht auf eventuelle Faserverluste zurückzuführen. Die in Abbildung 5-18 dargestellten Kraft-Weg-Beziehungen sind infolge der Probekörpergeometrie maßgeblich durch den Faser-Kunststoff-Anteil beeinflusst. Dadurch sind die unterschiedlichen Faservolumenanteile deutlich voneinander zu unterscheiden. Mögliche Faserverluste müssten sich ebenfalls anhand der Steifigkeit identifizieren lassen. Es ist jedoch festzustellen, dass die höchsten Bruchkräfte einer Reihe nicht mit den höchsten Steifigkeiten innerhalb der Reihe zusammenfallen. Vielmehr sind die Steifigkeitsunterschiede deutlich geringer als die Bruchkraftschwankungen.

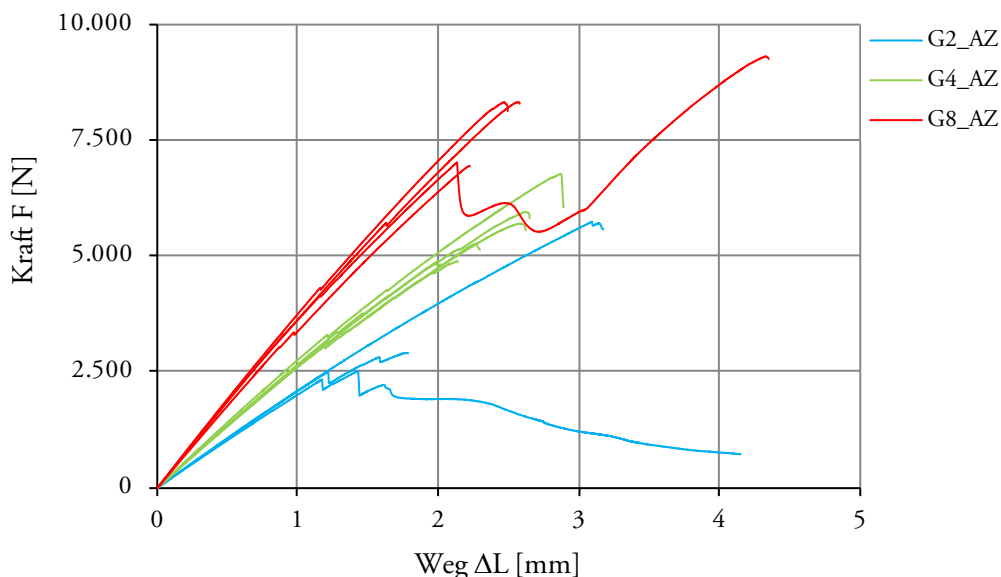


Abbildung 5-18 Kraft-Weg-Diagramm der Auszugsversuche mit Glasfaser (Erstversuch) der Fasermengen G2, G4 und G8; Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 5-12

Das Gesamtniveau der Steifigkeiten stimmt mit den theoretischen Steifigkeiten gut überein. Diese Übereinstimmung belegen auch die Ergebnisse der nachgelagerten Zugversuche, die in Abbildung 5-19 dargestellt sind. Hier dienen als Vergleich die mittels numerischer Simulation berechneten Federsteifigkeiten  $C_x$  für eine Verformung von  $\Delta L = 1$  mm.



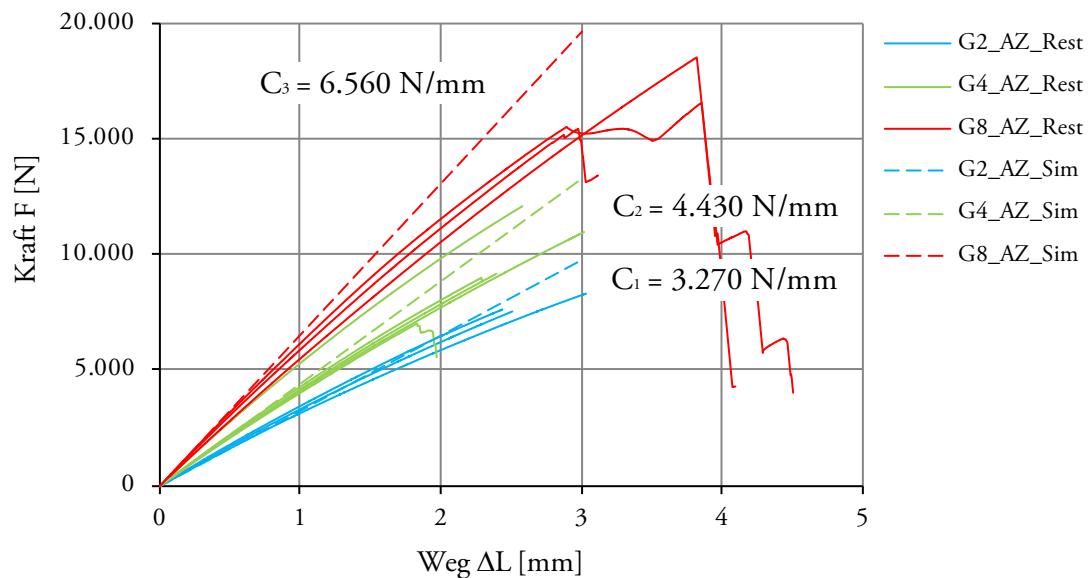


Abbildung 5-19 Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen G2, G4 und G8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)

Maßgeblichen Einfluss auf die Bruchkraft der Auszugsversuche haben die Form des Aluminiumausgusses, die Infiltration der Fasern in diesem Bereich und die Mitwirkung des Epoxidharzanteils an der Kraftübertragung zum Aluminium hin. Die Form des Ausgusses hat Einfluss auf die Spannungsverhältnisse innerhalb der Kunststoffmatrix und damit auf die Erstrissbildung, welche stets am Ende des Aluminiumausgusses auftritt. In Abbildung 5-18 zeichnet sich der Erstriss durch einen Kraftabfall bei  $\Delta L = \text{ca. } 1,2 \text{ mm}$  ab. Mit zunehmendem Faservolumenanteil verringert sich die Höhe des Kraftabfalls, denn infolge der zunehmenden Steifigkeit des Faseranteils sinkt die Mitwirkung der Kunststoffmatrix.

Bei idealer Ausformung des Aluminiumausgusses bleibt der Erstriss der Epoxidmatrix aus. Bei gleichzeitig guter Adhäsion auf der Aluminiumoberfläche und vollständiger Infiltration der Fasern kommt es bereits im Bereich des Aluminiumausgusses zu einer Lasteinleitung, die zum Versagen des Verbundquerschnitts am Übergang von  $t = 4 \text{ mm}$  zu  $t = 7 \text{ mm}$  führt. Dieses Verhalten ist bei Probe  $G2\_AZ04\_1R$  zu beobachten (Abbildung 5-20). Diese Probe weist innerhalb der G2-Reihe die höchste Bruchkraft auf. Die deutliche Steigerung der Bruchkraft gegenüber den anderen Proben ist auf die Mitwirkung der Kunststoffmatrix am Gesamttragverhalten zurückzuführen. Durch den geringen Faservolumenanteil ist die Mitwirkung der Kunststoffmatrix bei den Proben mit zwei Rovings besonders hoch. Die weiteren Proben der Reihe zeigen eine geringe Adhäsion und Infiltration. Der Probenbruch tritt infolge Faserbruchs innerhalb des Übergangs ( $t = 7 \text{ mm}$ ) auf.

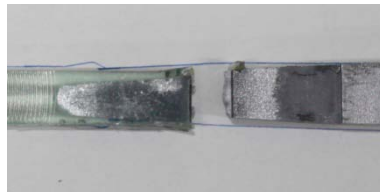
Bei den Reihen G4 und G8 ist die Mitwirkung der Epoxidmatrix am Tragverhalten geringer. Die an der G2-Reihe beobachteten Zusammenhänge zeigen jedoch auch hier ihre Wirkung. Bei der Probe  $G4\_AZ05\_1R$ , welche die höchste Bruchkraft der G4-Reihe erzielt, bricht die Probe im Bereich der Kunststoffmatrix am Ende des Aluminiumausgusses (Abbildung 5-20). Die Adhäsion ist vorhanden und die Form des eingebetteten Aluminiumanteils ist günstig, weil der Aluminiumquerschnitt kontinuierlich zunimmt.

Bei der Probe *G8\_AZ05\_1R* ist die Überdeckung der verschiedenen Matrices relativ kurz, dafür jedoch gleichmäßig. In Abbildung 5-18 ist die Probe neben der höchsten Bruchkraft auch am Versatz der Kraft-Weg-Linie zwischen  $\Delta L = 2$  bis 3 mm zu erkennen. Dieser Versatz resultiert aus einem Bruch der Kunststoffmatrix innerhalb der Pressbacken. Nach einer Erhöhung der Klemmkraft konnte die Last weiter gesteigert werden.

G2\_AZ04\_1R\_a



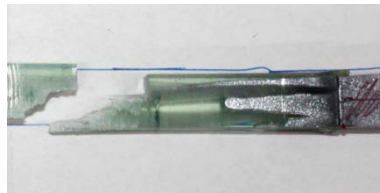
G2\_AZ04\_1R\_b



G4\_AZ05\_1R\_a



G4\_AZ05\_1R\_b



G8\_AZ05\_1R\_a



G8\_AZ05\_1R\_b

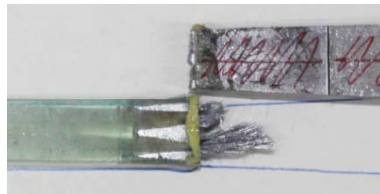


Abbildung 5-20 Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit G-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle

*Ergebnisse der DMS-Messungen*

Nachdem die Ergebnisse der DMS-Messungen bei den mit Carbonfasern verstärkten Proben nur eingeschränkt interpretiert werden konnten, erfolgt bei den Glasfaserproben die Messung nur an zwei Stichproben. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5-21 aufgeführt. Als Referenzproben sind die bei den Zugversuchen bereits diskutierten Ergebnisse aufgeführt.

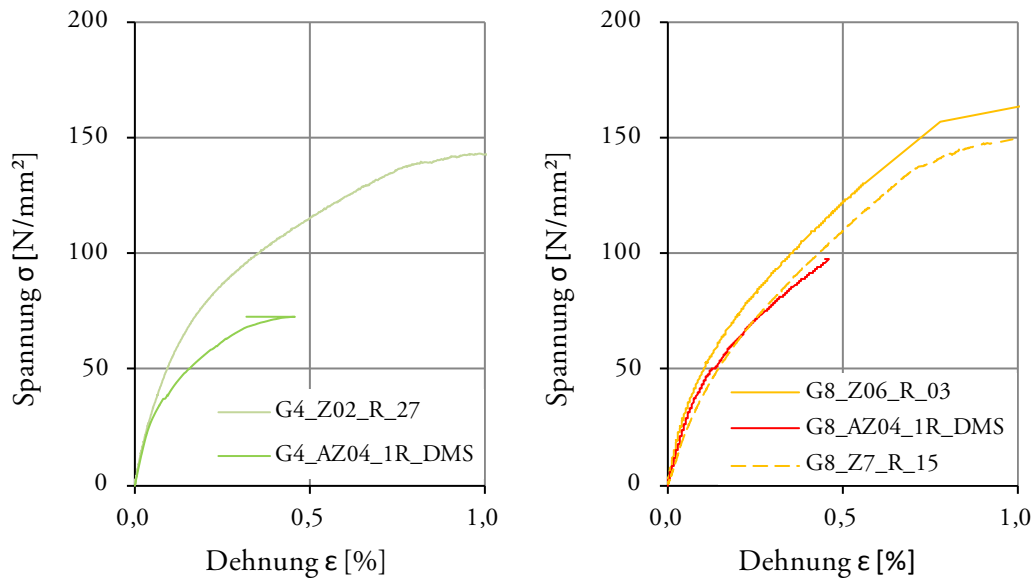


Abbildung 5-21 Spannungs-Dehnungs-Verläufe der mit DMS versehenen Proben der Reihen G4 und G8 im Vergleich mit Referenzproben der Zugversuche

Im Anfangsbereich ( $\sigma < 30$  MPa) ist die Übereinstimmung zwischen den Zugversuchen und den Auszugsversuchen bei beiden Faservolumengehalten sehr gut. Bei der Probe der Reihe G4 nehmen die Abweichungen bei zunehmender Spannung immer mehr zu. Der nichtlineare Bereich beginnt deutlich früher.

Für die Proben mit acht Rovings sind die Abweichungen geringer. Sie liegen innerhalb der Größenordnung, die auch bei den Zugversuchen festzustellen war. Zur Veranschaulichung wurden die Ober- und Untergrenze der Zugversuche als Referenz gewählt.

### 5.2.9 Diskussion und Bewertung der Auszugsversuche

Die Ergebnisse der Auszugsversuche sind für die variierende Probekörperqualität für beide Faserarten als gut zu bewerten. Trotz der variierenden Geometrie infolge unterschiedlich großer Ausgussmengen und schwankenden Infiltrationsgütern können Bruchkräfte im Bereich von 20 % bis zu 75 % der theoretischen Faserbruchkraft erzielt werden. Setzt man die erreichten Bruchkräfte der Auszugsversuche ins Verhältnis zu den Bruchkräften des nachgelagerten Zugversuchs, so fällt der Ausnutzungsgrad noch günstiger aus. Die nachgelagerten Zugversuche erreichen 30 % bis 80 % der theoretischen Bruchkraft. Können diese Werte über die Lochleibungsverbindung hinweg erhalten bleiben, ist der Faserausnutzungsgrad dieser Verbindung deutlich höher als der bei den in Kapitel 3 aufgeführten Referenzwerten.

Bezieht man die Bruchkräfte auf den reinen Faserquerschnitt, so können Zugspannungen zwischen 800 MPa und 3.000 MPa erreicht werden. Auffällig ist, dass für diese Kennwerte kein Unterschied zwischen den Faserarten besteht. Die höheren Ausnutzungsgrade bei den Carbonfasern sind auf die bei den Glasfasern um 27 % höheren Faserbruchspannungen zurückzuführen. Folglich sind die Steifigkeitsunterschiede, die Anisotropie bzw. Isotropie der Faserwerkstoffe und damit auch die Grenzflächenspannungen von untergeordneter Bedeutung für die Tragfähigkeit des Übergangs.

Es konnte festgestellt werden, dass im schlecht infiltrierte Faserstränge nicht zwingend zu geringen Auszugskräften führen. Vielmehr findet ein sukzessiver Versagensfortschritt statt.

Bei einzelnen Proben versagt der in die Kunststoffmatrix eingebundene Aluminiumanteil mit den Fasern. Dies zeigt einerseits die günstige Wirkung der überlappenden Matrices, andererseits wird deutlich, dass gerade im Übergangsbereich eine hohe Duktilität der Aluminiumlegierung erforderlich ist. Der Ausguss erfüllt aufgrund des fehlenden Drucks während der Erstarrung diese Anforderung nicht.

Die Betrachtung der Bauteilsteifigkeit zeigt, dass die Faserverluste trotz der hohen Anzahl an Einflussgrößen und Bearbeitungsschritten gering sind.

Die DMS-Messungen zeigen, dass bei guter Faserinfiltration die Lasteinleitung von der Faser zur Aluminiummatrix innerhalb der ersten 25 mm stattfindet.

Anhand der Ergebnisse der Auszugsversuche können die maximal erreichbaren Bauteilbruchkräfte der Bauteilversuche abgeschätzt werden. So ist für die Bauteilversuche mit vorgesehenen Fasermengen von C4 und G8 von Faserbruchkräften zwischen 90 kN <  $F_{C,Max}$  < 132 kN bzw. 63 kN <  $F_{G,Max}$  < 84 kN zu rechnen. Die Größenordnung dieser Kräfte liegt im Bereich der in Kapitel 3.4.2 errechneten Traglasten für eine zweischnittige Lochleibungsverbindung aus Aluminium.

### 5.3 Bauteilversuche an Lochleibungsverbindungen

#### 5.3.1 Probekörper

Die Beurteilung der Tragfähigkeit einer Lochleibungsverbindung erfolgt anhand einer nicht vorgespannten Schraubenverbindung mit einem Bolzendurchmesser von  $D = 20$  mm. Die verwendeten Probekörper und deren Abmessungen sind in Abbildung 5-22 dargestellt.

Die Festlegung der Abmessungen erfolgte unter Berücksichtigung der Bemessungsregeln für Aluminiumbauteile und der Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung (AbZ) für Pultrusionsprofile aus faserverstärkten Kunststoffen [7]. Gemäß [7] ist der maximale Schraubendurchmesser auf  $D = 20$  mm begrenzt.

Zugunsten einer mittigen Anordnung des Schraubenlochs wird der nach AbZ geforderte Randabstand von  $e_1 = 70$  mm um 20 mm unterschritten. Die geforderten Mindestabstände nach Norm [66] sind erfüllt. Beim Vergleich der im Versuch erreichten Traglasten mit den nach AbZ zulässigen Traglasten wird der geforderte Randabstand zugrunde gelegt.

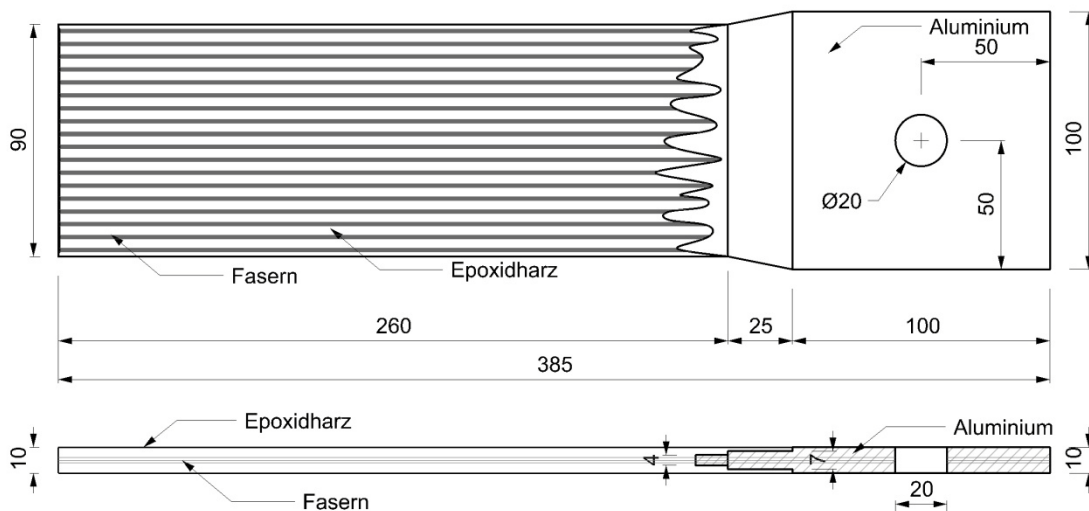


Abbildung 5-22 Abmessungen der Prüfkörper für Bauteilversuche in Draufsicht (oben) und Längsschnitt (unten) (Angaben in mm)

Neben den einzuhaltenden Randabständen ist eine mittige Anordnung auch infolge der bisherigen Erkenntnisse sinnvoll, denn in der Mitte der Grundplatte ist die Infiltration der Rovings stets am besten. Dadurch kann sichergestellt werden, dass die Materialeigenschaften in direkter Nähe des Schraubenlochs möglichst hoch sind. Die Lochleibungsspannungen und die Spannungsspitzen in den Flanken treten somit in den bestinfiltrierten Bereichen auf. Zusätzlich ist gewährleistet, dass auch bei schlechter Infiltration im Übergangsbereich eine Lasteinleitung von der Faser zur Aluminiummatrix bis zum Schraubenloch erfolgt ist.

Der mit Epoxidharz ausgeführte Bereich der Probekörper weist eine Dicke von  $t = 10$  mm auf. Ziel ist hierbei die Lasteinleitung der Prüfkraft in den kunststoffgebundenen Bereich sicher zu stellen und die Überlappung der beiden Matrices im Versuch zu erfassen. Es wird das gleiche Epoxidharz wie bereits bei den Auszugsversuchen verwendet. Die Materialkennwerte sind in Kapitel 2.3.1 aufgeführt.

Die Bauteilabmessungen sind für beide Faserarten gleich. Die Fasermengen wurden anhand der Ergebnisse aus den Zugversuchen und den Ergebnissen der Parameterstudie zur Herstellung der Grundplatten bestimmt.

Die glasfaserverstärkten Probekörper werden mit einem theoretischen Faservolumengehalt in der Probenmitte ( $A_{\text{Brutto}} = 1.000 \text{ mm}^2$ ) von  $\varphi_f = 7,1 \%$  ausgeführt. Die Fasermenge entspricht hierbei der aus den Versuchsreihen *G8\_Z* und *G8\_AZ*. Dies stellt den derzeit maximalen Faservolumengehalt mit ausreichend guter Bauteilqualität dar. Die Bauteilqualität bezieht sich hierbei auf die Formfüllung bei der Herstellung der Grundplatte und nicht auf die Infiltrationsgüte.

Die carbonfaserverstärkten Proben werden mit  $\varphi_f = 6,6 \%$  in Probenmitte ausgeführt. Dies entspricht der Fasermenge der Versuchsreihen *C4\_Z* und *C4\_AZ*. Unter Berücksichtigung der Zugversuchsergebnisse wäre ein höherer Faservolumengehalt denkbar. Denn die Proben mit acht Rovings ergaben höhere Festigkeiten. Allerdings wurde für die Herstellung der Grundplatten für die Zug- und Auszugsversuche eine andere Faseranordnung gewählt, die die Infiltration beeinflusst. Bei der Parameterstudie zur Ermittlung des maximalen Faservolumengehalts erzielten die Proben mit vier Rovings je Stift die besten Infiltrationsergebnisse. Diese gleichmäßige Faserverteilung wird auch für die Bauteilversuche angewandt. Durch den ähnlichen Faservolumenanteil der beiden unterschiedlichen Faserarten ist ein Vergleich der matrixdominierten Bereiche, wie z.B. der Steifigkeit orthogonal zur Faserichtung, möglich.

Insgesamt werden 10 Versuche durchgeführt, für jede Faserart fünf Bauteile, von denen jeweils drei ausgewählte Proben mit Dehnmessstreifen ausgestattet werden.

### 5.3.2 Probekörperherstellung

Die Bauteile wurden in folgenden Bearbeitungsschritten hergestellt, die zum Teil in einer vorgesehenen kontinuierlichen, endlosen Bauteilherstellung nicht erforderlich wären:

- (1) Wickeln der Fasern in die Vorspanneinrichtung gemäß Lageplan
- (2) Aufbringen der Aluminiummatrix durch Umformung im teilflüssigen Zustand
- (3) Ausbau der Grundplatten aus der Einspannvorrichtung
- (4) Transport ans ILEK
- (5) Abtrennen der Faserenden auf einer Seite
- (6) Einbau in die Form für Kunststoffmatrix und Lagefixierung der Fasern
- (7) Guss der Kunststoffmatrix
- (8) Ausschalung und Nachbearbeitung der Probenkanten
- (9) Bohren des Schraubenlochs

Besonders hervorzuheben sind die Punkte (5) bis (7), da sie Einfluss auf das Prüfergebnis haben können. Die Herstellung der Grundplatten erfolgt symmetrisch, d.h. in beide Richtungen der Platte treten die Fasern in gleicher Länge aus der Aluminiummatrix. Der Anteil und die Form des Aluminiumausgusses variieren jedoch zwischen den beiden Seiten. Im Regelfall tritt auf einer Seite mehr Aluminium ungleichmäßiger aus. Vor dem Abtrennen der überflüssigen Fasern werden die beiden Austrittsstellen verglichen. Erhalten bleibt die Seite mit dem gleichmäßigeren Aluminiumausguß.

Zu Punkt (6) ist anzumerken, dass die Lagefixierung relativ schwierig umzusetzen ist. Dies gilt im Besonderen für die Glasfasern. Im Wesentlichen besteht das Problem darin, alle Fasern gleichmäßig am Faserende zu fassen und eine ausreichende Vorspannung aufzubringen. Es konnte mit einem vertretbaren Aufwand jedoch sichergestellt werden, dass ein Großteil der Fasern nahezu parallel in der Kunststoffmatrix eingebettet sind. Es kommt jedoch bei beiden Faserarten zu schräg verlaufenden Fasern und bei den Glasfasern zu gekrümmten Faserverläufen.

Das Einbringen des Epoxidharzes erfolgt über Eingießen in eine stehende Aluminiumform. Dieses Vorgehen ist einfach in der Handhabung und führt für den hier angedachten Zweck zu einer ausreichend guten Infiltration der Fasern sowie zu einer sehr guten Maßhaltigkeit der Bauteile. Es kommt allerdings zu vereinzelter Blasenbildung innerhalb der Matrix.

Für den Übergangsbereich der Matrices und deren Haftung ist von Bedeutung, dass keine Vorbehandlung der Aluminiumoberfläche vorgenommen wird. Die Oberfläche ist vielmehr durch den Herstellungsprozess verschmutzt bzw. mit einem Trennmittel, das für den Schmiedeprozess benötigt wird, beaufschlagt. Für weiterführende Untersuchungen, welche die Mitwirkung der Matrix berücksichtigen sollen, ist die Reinigung der Oberfläche erforderlich. Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuche kann darauf verzichtet werden.

### 5.3.3 Messtechnik zur Dehnungsmessung

Mittels Dehnmessstreifen (DMS) kann die Dehnungsverteilung an der Aluminiumoberfläche bis zum Bauteilversagen erfasst werden. Die Dehnungsmessung erfolgt an vier unterschiedlichen Positionen mit sechs DMS. Abbildung 5-23 zeigt die Position und Richtung der DMS bezogen auf die Außenabmessungen (links) und auf die theoretische Faserlage (rechts). Die DMS mit ungeraden Nummern messen die Dehnungen in Faserrichtung, die DMS mit geraden Nummern die Dehnungen orthogonal zur Faserrichtung.

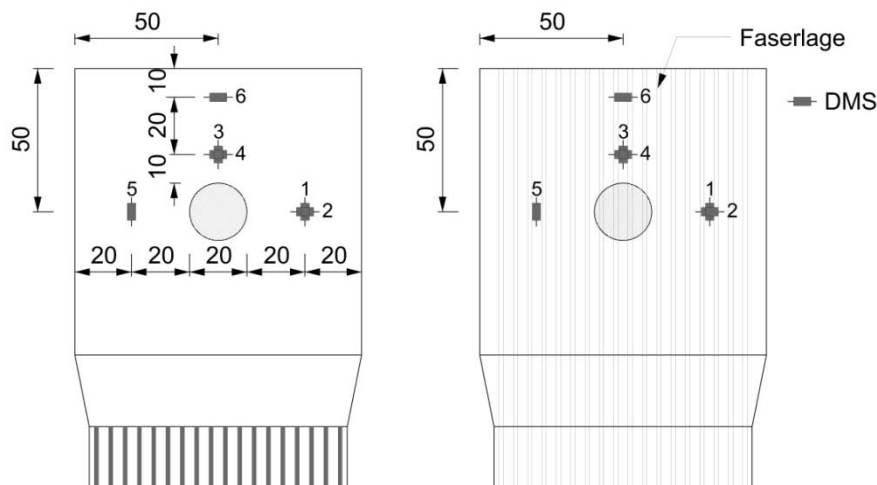


Abbildung 5-23 Position und Richtung der DMS für die Bauteilversuche; DMS mit ungerader Nummer: Dehnungsmessung in Faserrichtung; DMS mit gerader Nummer: Dehnungsmessung orthogonal zur Faserrichtung (Angaben in mm)

Die DMS 1, 3, 5 und 6 sind an der Oberseite des Aluminiumanteils und die DMS 2 und 4 an der Unterseite angebracht. Die DMS 1 und 5 sollten aufgrund des symmetrischen Aufbaus der Bauteile und der Versuchsanordnung die gleichen Messwerte liefern. Da insgesamt nur fünf DMS an den vorhandenen Verstärker angeschlossen werden können, wird eine Referenzmessung vor dem eigentlichen Bauteilversuch mit der DMS 1 und DMS 5 durchgeführt. Es erfolgt eine Belastung bis  $F_{\max} = 2 \text{ kN}$  und danach der Vergleich der Messwerte. Anschließend wird der Versuch bis zum Bruch mit den DMS 1 bis 4 und 6 durchgeführt.

Das Messgitter der verwendeten DMS hat eine Länge von  $l = 6 \text{ mm}$  und eine Breite von  $b = 2,2 \text{ mm}$ . Alle DMS haben einen Widerstand von  $120,4 \pm 0,5 \text{ Ohm}$ .

Von insgesamt fünf Bauteilen werden drei Proben mit DMS versehen. Die Auswahl der Proben erfolgt anhand des optischen Zustands der Proben.

### 5.3.4 Versuchsanordnung

Die Bauteilversuche werden als zweischnittige Schraubverbindung ohne Vorspannung durchgeführt. Abbildung 5-24 zeigt den Aufbau und die Abmessungen der Versuchsanordnung. Die Lasteinleitung der Prüfkraft in den Faser-Kunststoff-Verbund erfolgt über die Einspannung in die Pressbacken der Prüfmaschine. Durch die beidseitige Anordnung von Stahlplatten mit je einer Dicke  $t = 20 \text{ mm}$  wird eine gleichmäßige Druckspannungsverteilung über den Lasteinleitungsbereich erreicht.

Biegespannungen infolge einer exzentrischen Einspannung können durch den lotrechten Einbau ausgeschlossen werden. Die fertigungsbedingte exzentrische Belastung der schräg laufenden Fasern in der Kunststoffmatrix kann nicht vermieden werden.

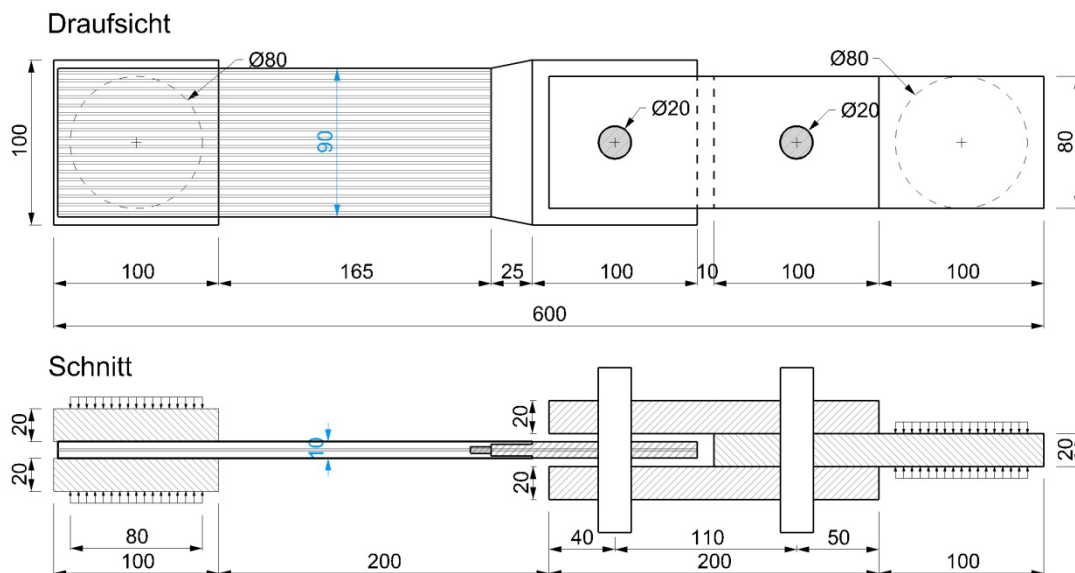


Abbildung 5-24 Versuchsanordnung für die Bauteilversuche (Angaben in mm)

### 5.3.5 Versuchsdurchführung

Die Bauteilversuche werden weggesteuert durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit wird in Anlehnung an die Zugversuche festgelegt und beträgt  $v_c = 1 \text{ mm/min}$ .



## 5.3.6 Ergebnisse der Versuche an Bauteilen mit Carbonfasern

Alle Bauteile versagen infolge Faserbruchs außerhalb der Aluminiummatrix. Die erreichten Traglasten streuen sehr. Die höchste Bruchkraft mit  $F_{\max} = 66,7 \text{ kN}$  konnte mit dem Bauteil *ALC4\_BT3* erzielt werden. Die geringste Bruchkraft liegt bei  $F_{\max} = 38,6 \text{ kN}$ .

Das Kraft-Weg-Diagramm (Abbildung 5-28) zeigt, dass für Kräfte  $F < 40 \text{ kN}$  die Ergebnisse der Bauteile gut übereinstimmen.

Der zu beobachtende Schädigungsablauf ist über alle Proben sehr ähnlich. Bereits bei geringen Kräften sind deutliche Knackgeräusche zu vernehmen, die keine Auswirkung auf das Kraft-Weg-Diagramm haben. Hierbei handelt es sich um das teilweise Ablösen der Kunststoffmatrix von der Aluminiummatrix im Übergangsbereich oder erste Risse in der Kunststoffmatrix, die stets am Ende des Aluminiumausgusses auftreten. Mit zunehmender Last kommt es zu Trennrissen in der Matrix, die zu einem geringen kurzfristigen Kraftabfall führen. Im weiteren Versuchsablauf entstehen erneut Risse in der Kunststoffmatrix, die jedoch nur geringen Einfluss auf den Kraftverlauf haben. Der Probenbruch kündigt sich bei den Proben mit Nachbruchverhalten akustisch durch Knistern und Knacken an.

In Tabelle 5-11 sind neben den Bruchkräften diejenigen Kräfte aufgeführt, bei denen die ersten Knackgeräusche und Trennrisse in der Kunststoffmatrix auftreten. Für die weitere Auswertung sind die Bruchstellen und die Bruchart aufgeführt. Die Lochaufweitung wurde nach Ausbau der Proben gemessen. Die mit DMS ausgestatteten Probekörper sind mit blauer Schrift hervorgehoben.

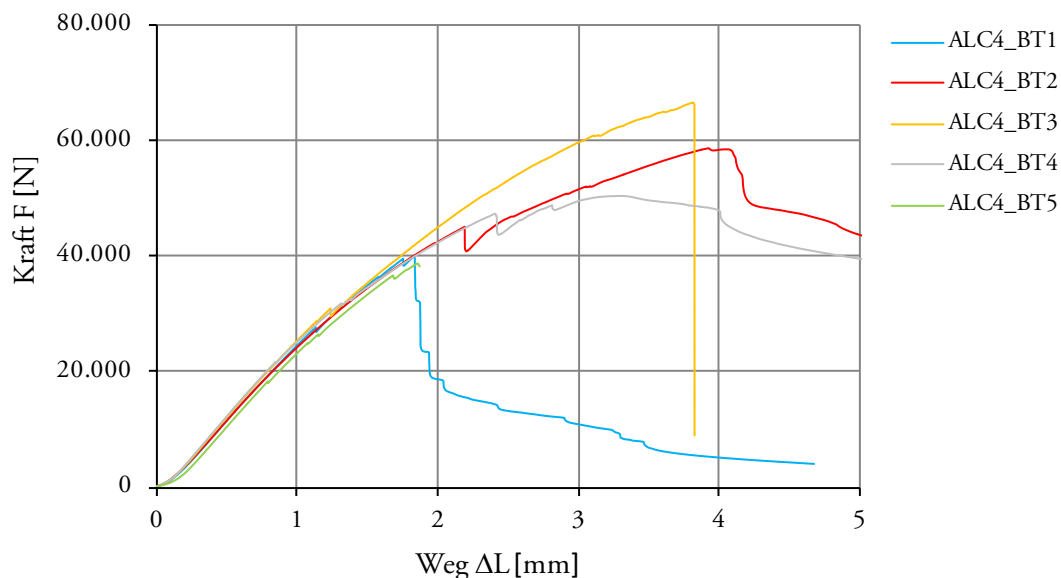


Abbildung 5-25 Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche *ALC4* (*BT1* bis *BT5*)

Wie in Abbildung 5-25 gut zu erkennen ist, unterscheiden sich die Versuche in ihrem Nachbruchverhalten. Bei zwei der fünf Proben kommt es zu einem Sprödbbruch. Die anderen drei Proben weisen hingegen ein ausgeprägtes Nachbruchverhalten auf. Ein Zusammenhang des Nachbruchverhaltens mit der Höhe der Bruchkraft lässt sich nicht ableiten. Dies zeigt der Vergleich der Bauteile *BT1* und *BT3*: beide versagen spröde, erzielen jedoch die minimale und die maximale Bruchkraft dieser Versuchsreihe.

## 5 Experimentelle Untersuchungen

Proben	$F_{\max}$ N	Bruch -	Lochaufweitung mm	Knacken N	Matrixbruch N
ALC4_BT1	39.956	T7/T10	0,48	18.000	28.000
ALC4_BT2	58.772	T7	1,20	12.000	45.000
ALC4_BT3	66.746	T7/Spröd	1,31	14.000	31.000
ALC4_BT4	50.500	Auszug	0,71	18.000	21.700
ALC4_BT5	38.597	T7/Spröd	0,36	18.000	18.300

Tabelle 5-11 Ergebnisse der Bauteilversuche mit Carbonfasern

ALC4\_BT1 ( $F_{\max} = 39.9$  kN)



ALC4\_BT4 ( $F_{\max} = 50.5$  kN)



ALC4\_BT2 ( $F_{\max} = 58.8$  kN)



ALC4\_BT5 ( $F_{\max} = 38.6$  kN)



ALC4\_BT3 ( $F_{\max} = 66.7$  kN)



Abbildung 5-26 Bruchbilder der Bauteilversuche mit Carbonfasern

Die Analyse der Bruchbilder in Abbildung 5-26 zeigt, dass die Streuung der Ergebnisse von der Infiltrationsgüte und der Ausbildung des Aluminiumausgusses abhängt. Besonders auffällig sind die Proben *ALC4\_BT2* und *ALC4\_BT4*. Es ist offensichtlich, dass die Infiltration in der gesamten Platte gering ist und ein großer Teil der Fasern ausgezogen wurden. Die Infiltration ist bei *BT2* etwas besser als bei *BT4*, welches sich auch an der Höhe der Bruchkräfte zeigt. Darüber hinaus ist an den herausgezogenen Fasern zu erkennen, dass die einzelnen Stränge zumindest teilweise infiltriert waren. Besonders gut ist dies bei *BT4* zu sehen, denn die Einzelstränge zeichnen sich auf Höhe der ersten 25 mm ( $t = 7\text{mm}$ ) noch gut ab, mit zunehmender Einbindetiefe ist dies nicht mehr der Fall.

Die Proben der *ALC4\_BT1* und *ALC4\_BT5* zeigen die Auswirkungen des Aluminiumausgusses auf das Bruchverhalten. Bei beiden Proben ist der Aluminiumausguß gleichmäßig, aber nur unterhalb der Fasern angeordnet. Diese Form des Aluminiumausguß führt zum Umlenken der Fasern an der Austrittsstelle aus der Aluminiummatrix und bewirkt eine Erhöhung der Faserspannungen. Besonders gut zu erkennen ist diese Umlenkkante beim Bruchbild des *BT1*. Das Bauteil Probe *ALC4\_BT3* hat einen deutlich geringeren Aluminiumausguß, die Fasern treten mittig aus der Aluminiummatrix aus und die Bruchkraft ist deutlich höher.

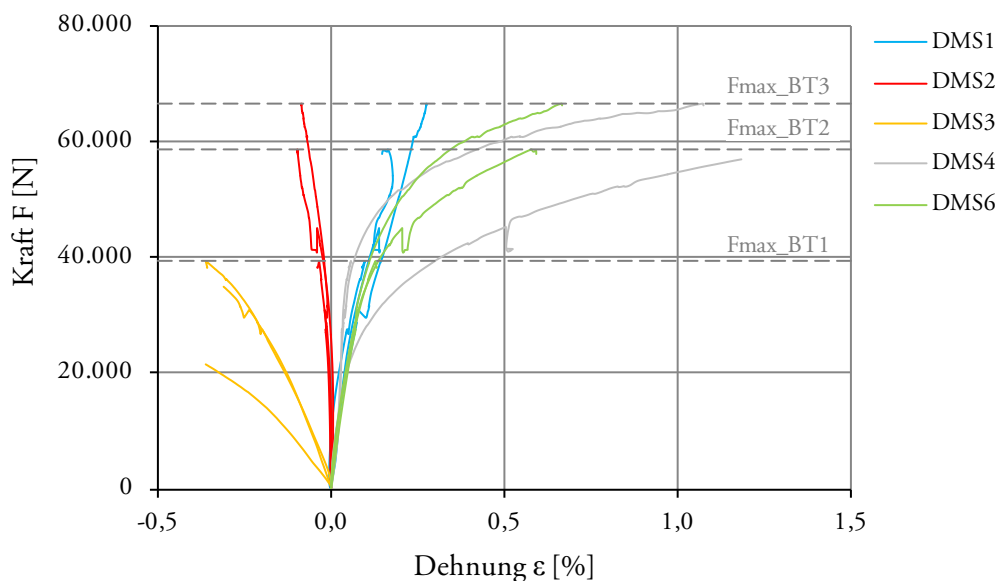


Abbildung 5-27 Ergebnisse der DMS-Messungen an den Bauteilen mit Carbonfasern bezogen auf die Prüfkraft; Zuordnung der Kurven zu den Bauteilen über die Bruchkraft

Der Vergleich der gemessenen Dehnungen, wie in Abbildung 5-27 dargestellt, zeigt eine gute Übereinstimmung der DMS 2, 3 und 4 für die Bauteile *BT1* und *BT3*. Die Abweichung des Bauteils *BT2* sind an den Messstellen 3 und 4, also im Bereich der Lochleibungsspannungen, am größten. Im Bereich der Flanken (DMS 1, 2) und Spaltzugspannungen (DMS 6) sind die Streuungen geringer. Sie haben die gleiche Größenordnung wie die Streuungen der Zug- und Auszugsversuche.

Die DMS-Messungen geben die erwarteten Relationen der Dehnung der unterschiedlichen Messstellen zueinander gut wieder.

## 5.3.7 Ergebnisse der Versuche an Bauteilen mit Glasfasern

Die erreichbaren Bruchlasten der Bauteilversuche mit Glasfasern streuen in ähnlichem Umfang wie die der Bauteile mit Carbonfasern. Die höchste Bruchkraft mit  $F_{\max} = 67,7 \text{ kN}$  konnte mit dem Bauteil *ALG8\_BT1* erzielt werden. Die geringste Bruchkraft liegt bei  $F_{\max} = 45,5 \text{ kN}$ .

Die Kraft-Weg-Beziehungen (Abbildung 5-28) zeigen insgesamt eine sehr gute Übereinstimmung. Alle Proben versagen spröde infolge Faserbruchs an der Austrittsstelle aus dem Aluminium. Bei zwei der fünf Proben kam es trotz des Kraftabfalls um 90 % der Höchstlast nicht zu einem vollständigen Abriss. Bilder der Bruchstellen sind in Abbildung 5-29 aufgeführt. Eine eindeutige Zuordnung der Probenbruchkräfte mit den Bruchstellen ist nicht möglich. Insgesamt ist die Infiltration der Bauteile mit Glasfaser sehr gut. Der Aluminiumausguss ist bei allen Bauteilen relativ gering und gleichmäßig über die Höhe verteilt. Bei Bauteil *ALG8\_BT1* liegt der Faserbruch etwas weiter innerhalb der Aluminiummatrix.

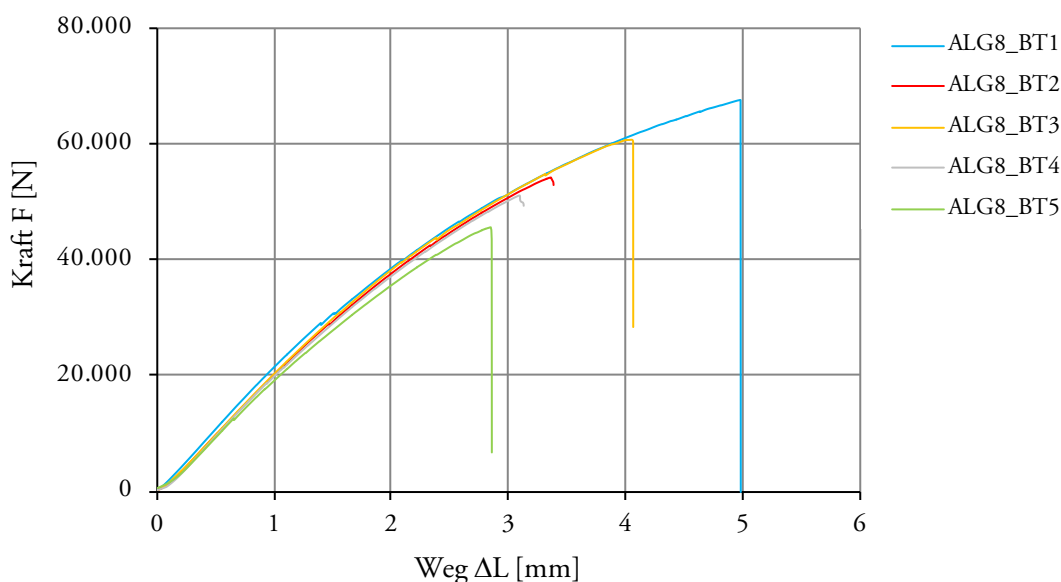


Abbildung 5-28 Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche *ALG8* (*BT1* bis *BT5*)

Analog zu den Bauteilen mit Carbonfasern kommt es bei relativ geringen Lasten zum Ablösen des Epoxidharzes von der Oberfläche des Aluminiums und zu kleineren Rissen im Kantenbereich. Begleitet werden diese von deutlich wahrnehmbarem Knacken. Im weiteren Verlauf kommt es dann zu Trennrissen in der Kunststoffmatrix, die sich auch im Kraftverlauf abzeichnen. Der jeweilige Kraftabfall ist deutlich geringer als bei den Bauteilen mit Carbonfasern. Vor dem vollständigen Bauteilversagen durch den Faserbruch ist die Übergangszone mit vielen verteilten Rissen versehen.

In Tabelle 5-12 sind neben den Bruchkräften auch die Kräfte aufgeführt, bei denen die ersten Knackgeräusche und Trennrisse in der Kunststoffmatrix auftreten. Die Lochaufweitung wurde nach Ausbau der Proben gemessen. Die mit DMS ausgestatteten Probekörper sind mit blauer Schrift hervorgehoben.

Proben	$F_{\max}$ N	Bruch -	Lochaufweitung mm	Knacken N	Matrixbruch N
ALG8_BT1	67.677	T7	1,07	15.000	29.000
ALG8_BT2	54.274	T7	0,72	18.000	29.000
ALG8_BT3	60.735	T7	0,97	15.000	31.000
ALG8_BT4	51.225	T7	0,42	18.000	18.600
ALG8_BT5	45.508	T7	0,32	12.500	12.500

Tabelle 5-12 Ergebnisse der Bauteilversuche mit Glasfasern

ALG8\_BT1 ( $F_{\max} = 67.7 \text{ kN}$ )



ALG8\_BT4 ( $F_{\max} = 51.2 \text{ kN}$ )



ALG8\_BT2 ( $F_{\max} = 54.3 \text{ kN}$ )



ALG8\_BT5 ( $F_{\max} = 45.5 \text{ kN}$ )



ALG8\_BT3 ( $F_{\max} = 60.7 \text{ kN}$ )



Abbildung 5-29 Bruchbilder der Bauteilversuche mit Glasfasern

Die gemessenen Dehnungen sind in Abbildung 5-30 dargestellt. Die Dehnungen der einzelnen Messstellen stimmen für alle drei Bauteile gut überein. Bei DMS 4 und DMS 6 weicht jeweils eine Messung stark von den anderen ab.

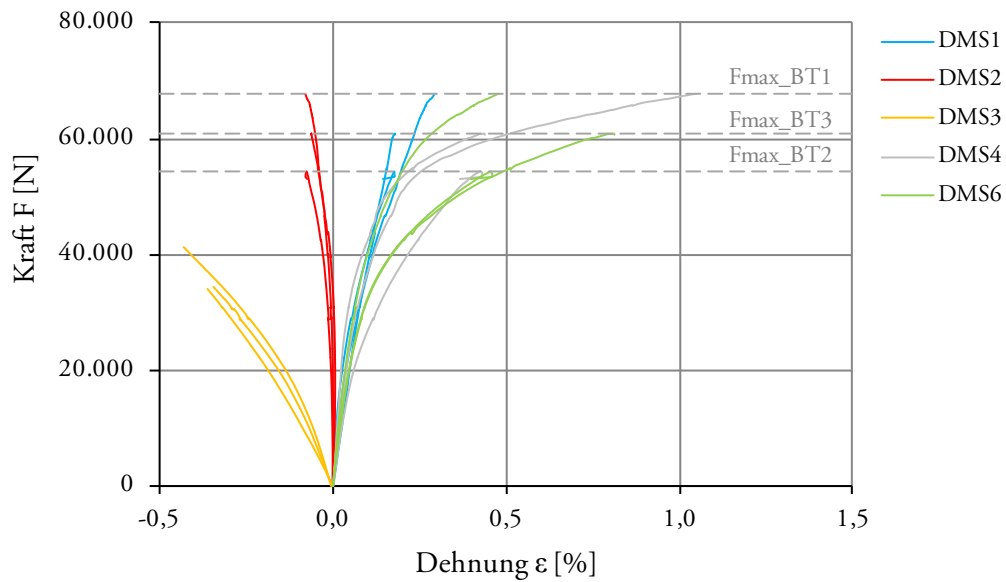


Abbildung 5-30 Ergebnisse der DMS 1, 2, 3, 4, 6 der Bauteile *BT1* bis *BT3* bezogen auf die Prüfkraft

### 5.3.8 Diskussion und Bewertung der Ergebnisse der Bauteilversuche

Die Bauteilversuche weisen unabhängig von der Faserart hohe Streuungen bei den erreichbaren Traglasten auf. Alle Proben versagen außerhalb der Aluminiummatrix und mit Ausnahme der Probe Al\_G8\_BT1 unterhalb der aus den Ergebnissen der Auszugsversuche prognostizierten Bruchlastbereiche ( $90 \text{ kN} < F_{C,Max} < 132 \text{ kN}$  ;  $63 \text{ kN} < F_{G,Max} < 84 \text{ kN}$ ).

Bei den Bauteilen mit Carbonfasern kann ein Zusammenhang zwischen der Höhe der Bruchkraft und der Faserinfiltration sowie der Form des Aluminiumausgusses festgestellt werden. Das Nachbruchverhalten und die Bruchbilder können eindeutig zugeordnet werden. Bei den Bauteilen mit Glasfasern ist dies nicht möglich.

Alle Bauteile mit guter Infiltration versagen an der Austrittsstelle aus der Aluminiummatrix spröde. Die schlecht infiltrierten Proben brechen quasi-duktil. Sie zeigen ein ausgeprägtes Nachbruchverhalten, das begleitet wird von deutlichen akustischen Signalen (Knistern und Knacken).

Bei allen Proben kommt es zu optisch erkennbaren plastischen Deformationen im Lochleibungsbereich. Die nach dem Bruch gemessenen Lochaufweitungen betragen bei den C-Bauteilen bis zu 6,5 % und bei den G-Bauteilen bis zu 5,3 %.

Die Dehnungsmessungen an der Aluminiumoberfläche zeigen, dass es in den quer zur Faser beanspruchten Bereichen zu plastischen Dehnungen kommt. Die in Faserrichtung gemessenen Dehnungen sind kleiner als die bei den Zugversuchen ermittelten Bruchdehnungen. Allerdings konnten die Lochleibungsspannungen in Faserrichtung nur bei einem Bauteil bis zum Bruch aufgezeichnet werden. Es ist allerdings davon auszugehen, dass die Dehnungen in diesem Bereich über den im Zugversuch ermittelten Bruchdehnungen liegen.

Zur Bewertung der erreichten Bruchkräfte werden die Referenzwerte aus Kapitel 3.4.2 herangezogen. Den Traglasten für die FKV liegen günstige Annahmen zugrunde, so dass ein Vergleich mit den Versuchsdaten plausibel erscheint. Die Traglasten werden infolge unterschiedlicher Bruchmodi erreicht. Zum Vergleich werden die Lochleibungsspannung und die Faserspannung bei Bruch nach den Formeln (6-1) und (6-2) herangezogen.

Lochleibungsspannung bei Bauteilversagen

$$\sigma_{pb,o} = F_u / (d \cdot t) \quad (5-1)$$

Faserspannung bei Bauteilversagen

$$\sigma_f = F_u / A_f \quad (5-2)$$

In Tabelle 5-13 sind die errechneten Traglasten, die maximalen Bruchlasten der Bauteilversuche, die errechneten Lochleibungsspannungen und das Verhältnis der erreichten Traglast der Glasfaserprobe zu den jeweiligen Bruchlasten der unterschiedlichen Werkstoffe aufgeführt.

Der Vergleich der Traglasten zeigt, dass die Maximalwerte der Bauteilversuche deutlich über den Werten der pultrudierten Profile liegen (Faktor 1,79 bzw. 1,36). Die Werte der S2-Glasfaser werden nicht ganz erreicht, die der Carbonfaserbauteile dagegen schon (Faktor 0,97). Die Bruchkraft der Standardknetlegierung liegt nur vier Prozent über den erzielten Werten. Die Vergleichswerte der gewählten AlSi7Mg0,3-Legierung zeigen das Entwick-

lungspotential bei einer optimierten Herstellung. Der Vergleich der Lochleibungsspannungen zeigt das gleiche Bild, da unter den getroffenen Annahmen nur für die S2-Glasfasern eine andere Versagensart maßgebend wird. Die Werte geben jedoch wieder, dass für die FKV-Bauteile relativ hohe Lochleibungsspannungen zugrunde gelegt wurden.

Insgesamt kann festgehalten werden, dass die hergestellten Bauteile trotz der beschriebenen Bauteilqualität Bruchlasten in der Größenordnung der Aluminiumbauteile und über dem Traglastniveau der Pultrusionsprofile erreichen können. Ein Vergleich der Faserausnutzungsgrade, wie in Tabelle 5-14 aufgeführt, zeigt, dass bei den geprüften Bauteilen mit 19 % bis 25 % ein deutlich höherer Faserausnutzungsgrad als bei UD-Schichten (<5 %) aus FKV erzielt werden kann. Folglich können mit geringeren Fasermengen die gleichen Bruchlasten erreicht werden. Könnten die aus den Auszugsversuchen prognostizierten Bruchlasten realisiert werden, wäre dieser Vergleich noch günstiger.

	Traglast $F_u$ kN	Lochleibungsspannung $\sigma_{pb,0^\circ}$ MPa	Verhältnis $F_u/F_{u,Al\_G8}$ -
Fiberline <sup>1)</sup>	38	180	0,56
Fiberline <sup>2)</sup>	50	240	0,74
S2-Glasfaser	85	425	1,25
Carbonfaser	70	366	1,03
AlSi7Mg0,3 <sup>3)</sup>	88	440	1,29
AlSi7Mg0,3 <sup>4)</sup>	108	540	1,59
AlMgSi0,5 <sup>5)</sup>	71	355	1,04
AlZn4,5Mg1 <sup>6)</sup>	145	725	2,13
Al_C4	67	335	0,99
Al_G8	68	340	1,00

Tabelle 5-13 Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilver-suche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 3.4.2; <sup>1)</sup> Werte aus AbZ; <sup>2)</sup> Werte aus [8]; <sup>3)</sup> Werte aus den Zugversuchen; <sup>4)</sup> Werte aus [11]; <sup>5)</sup> Standard-knetlegierung; <sup>6)</sup> hochfeste Legierung



Einheit	Faserzugfestigkeit $R_{f\parallel}^+$ MPa	Faservolumen $\varphi_f$ %	Traglast $F_u$ kN	Faserspannung bei Bruch $\sigma_f$ MPa	$\sigma_f/R_{f\parallel}^+$ %
Fiberline	2.400 <sup>1)</sup>	46,5	38	82	3,4
Fiberline	2.400 <sup>1)</sup>	46,5	50	108	4,5
S2-Glasfaser	5.110 <sup>2)</sup>	60	85	142	2,8
Carbonfaser	3.530 <sup>3)</sup>	60	70	117	3,3
Al_C4	4.000 <sup>4)</sup>	6,6	67	1.015	25,4
Al_G8	5.110 <sup>2)</sup>	7,1	68	958	18,8

Tabelle 5-14 Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten;<sup>1)</sup> Angaben aus [11];  
<sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]; <sup>4)</sup> Herstellerangaben  
aus [21]

## 6 Numerische Untersuchungen

### 6.1 Allgemeines

Zur vollständigen Abbildung des Tragverhaltens eines Bauteils mittels numerischer Simulation müssen die Steifigkeiten und Festigkeiten der bestehenden Materialien bekannt sein. Anhand von Bruchkriterien können die berechneten Spannungen mit den Beanspruchbarkeiten verglichen und damit das Versagen eines Bauteils prognostiziert werden.

Bei metallischen isotropen und duktilen Werkstoffen ist die Gestaltänderungshypothese nach von Mises zur Erfassung mehraxialer Spannungszustände gebräuchlich. Wesentlicher Vorteil dieser Hypothese ist die Ableitung des Materialmodells aus einem einfachen, uniaxialen Zugversuch. Anhand eines globalen Bruchkriteriums, der Vergleichsspannung, werden neben den Hauptspannungen auch die Schubspannungen und deren Wechselwirkungen berücksichtigt.

Im Gegensatz hierzu sind bei anisotropen Faserverbundwerkstoffen die Bruchfestigkeiten ( $R_{\parallel}^+$ ,  $R_{\parallel}^-$ ,  $R_{\perp}^+$ ,  $R_{\perp}^-$ ,  $R_{\perp\parallel}$ ) einzeln mittels Versuchen an UD-Schichten zu bestimmen. Die gegenseitige Wechselwirkung der Festigkeiten und Beanspruchungen kann mittels verschiedener Bruchhypothesen erfasst werden. Die Überprüfung und Weiterentwicklung der bestehenden Versagenshypothesen ist Teil des aktuellen wissenschaftlichen Diskurses [55]. Das Pucksche wirkebenenbezogene Bruchkriterium ist gemäß [2] und [55] das wohl höchstentwickelte Versagenskriterium für eine UD-Schicht. Es basiert auf der Übertragung der Bruchbedingung nach Mohr für spröde Metalle [2].

Das Wesentliche dieses Bruchkriteriums ist die Vorhersage des Zwischenfaserbruchs (ZfB) und der Bruchebenenlage, welche bei FKV aufgrund der geringen Matrixfestigkeiten besonders interessant ist. Nach [47] werden ZfB ausschließlich durch in der Ebene wirkende Schubspannungen und den zur betrachteten Ebene normalen Spannungen ausgelöst. Drucknormalspannungen erhöhen den Versagenswiderstand, Zugnormalspannungen reduzieren ihn, sie erleichtern also das Versagen.

In Abbildung 6-1 sind für eine UD-Schicht die Wechselwirkungen der Schub- und Normalspannung grafisch dargestellt. Für die Berechnung der Bruchlinie bzw. Bruchfläche bestehen geschlossene Formeln für die Bruchmodi A, B und C [47]. Neben den Bruchfestigkeiten ( $R_{\parallel}^+$ ,  $R_{\parallel}^-$ ,  $R_{\perp}^+$ ,  $R_{\perp}^-$ ,  $R_{\perp\parallel}$ ) werden die Steigungsparameter ( $p_{\perp\parallel}^+$ ,  $p_{\perp\parallel}^-$ ,  $p_{\perp\perp}^+$ ,  $p_{\perp\perp}^-$ ), die den Übergang zwischen den Bruchmodi definieren, benötigt. Für bestimmte Materialkombinationen liegen diese Steigungsparameter vor, im Regelfall sind sie experimentell zu bestimmen.

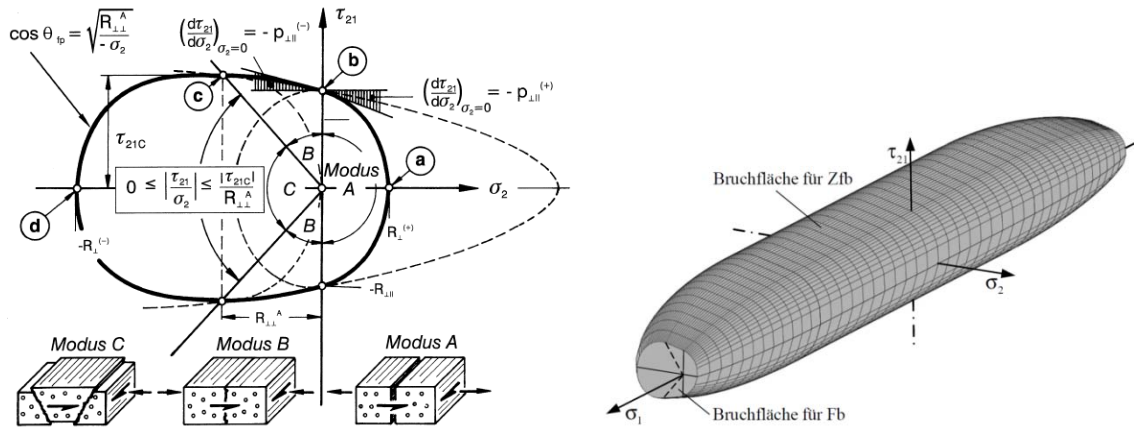


Abbildung 6-1 Wirkebenenbezogenes Bruchkriterium einer UD-Schicht nach [47]; links: ohne Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [47]; rechts: mit Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [2]

Die numerischen Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit beziehen sich vorrangig auf die Abbildung der in der metallischen Matrix eingebetteten Fasern. Der Faservolumenanteil ist im Verhältnis zu herkömmlichen FKV gering, die Verteilung der Fasern ist heterogen. Innerhalb der sehr gut infiltrierten Faserstränge liegen je nach Faserart die Faservolumina zwischen ca.  $\varphi_f = 30\%$  und  $70\%$ . Etwa  $90\%$  des Aluminiumquerschnitts sind faserfrei. Das Pucksche Faserbruchkriterium ist, unter Annahme der Gültigkeit für ein duktilen Verhalten des Aluminiums, nur für einen geringen Anteil des Gesamtbauteils gültig.

Des Weiteren weisen die bisherigen Versuchsergebnisse starke Schwankungen im Materialverhalten auf, so dass von einer weiteren versuchsgestützten Kennwertermittlung der für das Pucksche Bruchkriterium notwendigen Festigkeiten abgesehen wird.

Folglich liegt kein Materialmodell vor, das eine Vorhersage des Bauteilversagens unter Berücksichtigung der Fasern ermöglicht. Daher wurde eine vereinfachte numerische Simulation durchgeführt, die das prinzipielle Tragverhalten des Werkstoffs abbildet und die möglichen Bruchszenarien aufzeigt.

Der Schwerpunkt der vorgestellten numerischen Berechnung liegt auf der Abbildung der Lochleibungsverbinding. Darüber hinaus wurden zur Falsifizierung getroffener Annahmen und zur Überprüfung verschiedener Einflussparameter, wie z.B. der Einfluss der Faserkrümmung auf die Zugversuchsergebnisse, im Rahmen einer ins Forschungsprojekt eingegliederten Diplomarbeit [74] ebenfalls numerische Berechnungen durchgeführt. Die hier aufgeführten Annahmen und Vorgehensweisen wurden auch bei diesen Simulationen angewandt.

### 6.2 Annahmen

#### 6.2.1 Verbundverhalten von Faser und Matrix

Der Verbund zwischen Fasern und Matrix wird als starr angenommen, d.h. die Dehnungen in der Grenzfläche sind gleich groß. Damit ist die Grundbedingung der RoM erfüllt und Vergleichsberechnungen in Faserrichtung bei den Zugversuchen und Auszugsversuchen einfach durchführbar.

#### 6.2.2 Annahmen zu den Fasereigenschaften

Die Fasern werden in ihrer konzentrierten Anordnung als Faserbündel abgebildet. Hierfür wird ein ideeller Kreisquerschnitt aus der Summe der Einzelfaserquerschnitte errechnet. Die reale Form der Faserbündel weicht bei den randnahen Fasern von der Kreisform ab. Die sich daraus ergebenden Effekte, wie Veränderung der Querschnittsschwächung des Aluminiums oder Spannungskonzentrationen an den Faserrändern, werden vernachlässigt. Die Faserbündel werden als monolithische Vollquerschnitte mit den Materialeigenschaften der Einzelfaser modelliert. Darüber hinaus wird ein Elementtyp gewählt, der ausschließlich Normalspannung in Faserrichtung zulässt.

Die Einzelfasern sind rein elastisch und versagen spröde. Faserbündel können quasi-duktil versagen, d.h. einzelne Fasern eines Bündels oder Abschnitte eines Faserbündels versagen zeitlich versetzt. Dieses gutmütige Versagen setzt die Möglichkeit zur Spannungsumlagerung voraus. Dies ist bei heterogenen Spannungszuständen innerhalb eines Bündels und bei Druckspannungen prinzipiell möglich. Beide Fälle treten bei Lochleibungsverbindungen in unmittelbarer Nähe des Lochs auf und können Spannungskonzentrationen reduzieren oder ein sukzessives Versagen der Druckzone ermöglichen [10],[2].

Daher werden verschiedene Varianten für die Modellierung der Faserbündel neben dem Schraubenloch untersucht (siehe Kapitel 6.3.2). Diesen Varianten liegen folgende Annahmen zugrunde. Die einfachste Modellierung ist, die Fasern durchgehend in ihrer theoretischen Länge und Lage abzubilden. Die Fasern sind damit teilweise in eine unter hohen mehraxialen Spannungen beanspruchten Matrix eingebettet, werden jedoch nur infolge der in Faserlängsrichtung wirkenden Spannungsanteile belastet. Festigkeitsmindernde Spannungsinteraktionen an der Grenzfläche oder im Faserbündel werden nicht berücksichtigt. Beim zweiten Ansatz wird das Ergebnis möglicher Interaktionen, nämlich der vorzeitige Faserbruch, vorausgesetzt und die Fasern in den hoch belasteten Bereichen ausgespart. In einem dritten Ansatz wird versucht, die Möglichkeit des Quasi-Fließens abzubilden. Das Materialverhalten der Fasern wird bilinear modelliert, ab einer Faserspannung von 50 % der theoretischen Bruchspannung setzt das Fließen ein. Die Fließspannung wird begrenzt durch die Aluminiumbruchdehnung.

## 6.2.3 Annahmen zum Matrixwerkstoff

Die Aluminiummatrix wird als isotropes, duktiles Material modelliert. Das plastische Verhalten wird über die von-Mises-Vergleichsspannung abgebildet. Als Grundlage für die Materialkennwerte werden die Ergebnisse der Zugversuche an den reinen Aluminiumproben herangezogen. Aufgrund der streuenden Werte wird ein Versuch ausgewählt, dessen Spannungs-Dehnungsverlauf der Kraft-Dehnungsbeziehung der Bauteilversuche ähnelt. Als Orientierung dient die Krümmung im Bereich des Knies.

Die Probe *Alu\_06\_R23* weist nach diesen Vorgaben die größte Übereinstimmung auf. Die Dehnungswerte liegen bis zu einer Spannung von  $\sigma = 185$  MPa vor und die Bruchspannung ist mit  $\sigma_u = 218,3$  MPa ebenfalls bekannt. Die Dehnungswerte für den Bereich dazwischen werden anhand der Ramberg-Osgood-Beziehung (Formel 7-1) extrapoliert. Sie stellt den Zusammenhang zwischen der Spannung und Dehnung unter Berücksichtigung von Einschnürungseffekten infolge plastischer Verformungen dar [28].

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + K \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (6-1)$$

Aus den Materialkennwerten wird eine zweite fiktive Materialkurve errechnet, die den gleichen nicht linearen Verlauf wie Probe *Alu\_06\_R23*, allerdings einen niedrigeren Elastizitätsmodul besitzt. Der niedrigere E-Modul soll die untere Grenze der Zugversuchsergebnisse für die Anfangssteifigkeiten abbilden und wird mit  $E = 55$  GPa festgelegt. Zur Unterscheidung werden die Ergebnisse mit *R23* für die Zugprobenergebnisse und mit *E55* für die errechneten Werte gekennzeichnet.

Aufgrund der Umrechnung und der Extrapolation der Dehnungswerte liegen beide Spannungs-Dehnungsbeziehungen in der geschlossenen Form nach Ramberg und Osgood vor. Eine Eingabe der Kennwerte über diese Funktion im Berechnungsprogramm ist möglich, wird jedoch nicht angewandt, weil bei der vorgegebenen Eingabemöglichkeit keine Grenzspannung oder -dehnung angegeben werden kann.

Daher erfolgt die Eingabe mittels Wertepaaren der logarithmischen Dehnungen und wahren Spannungen. Die im Versuch ermittelten Werte der Längenänderung und Kraftzunahme werden nicht wie bei den Ingenieurskonstanten ( $\sigma_{ing}$  und  $\varepsilon_{ing}$ ) auf die ursprünglichen geometrischen Abmessungen vor Versuchsbeginn bezogen, sondern auf die tatsächlichen, wahren Abmessungen. Jedes Lastinkrement wirkt auf eine durch die aus dem vorherigen Lastinkrement resultierende Querdehnung verkleinerte Querschnittsfläche. Die Längenänderungen werden auf die vorverformte Länge bezogen. Im Vergleich zu den Ingenieurswerten ergeben sich dadurch höhere Spannungen bei geringeren Dehnungen. Die folgenden Formeln werden für die Berechnung verwendet. Im Bereich der plastischen Dehnungen kann von einer Volumenkonstanz ausgegangen werden, daher wird  $\nu = 0,5$  angenommen [75].

$$\varepsilon_{log} = \ln(1 + \varepsilon_{ing}) \quad (6-2)$$

$$\sigma_{wahr} = \sigma_{ing} (1 + \varepsilon_{x,ing})^{2\nu} \quad (6-3)$$

## 6.2.4 Materialkennwerte der Verbundpartner

Insgesamt werden für die durchgeführten Simulationen fünf unterschiedliche Materialien verwendet, für die zum Teil variierende Materialparameter vorliegen. In Tabelle 6-1 sind die für die hier angestellten Simulationen angenommenen Materialparameter dargestellt. Die Abweichungen gegenüber den an anderer Stelle in dieser Arbeit aufgeführten Werten ergeben sich aus den getroffenen Annahmen und der Art der Modellbildung.

<i>Material</i>	<i>E-Modul</i> MPa	<i>Festigkeit</i> MPa	<i>Bruchdehnung</i> %	<i>Materialverhalten</i>
AlSi7Mg0,3 (R23)	72.880	238	10,3	isotrop (multilinear)
AlSi7Mg0,3 (E55)	55.000	230	10,2	isotrop (multilinear)
Carbonfaser	235.300	3.600	10,3	anisotrop <sup>1)</sup> (bilinear)
Glasfaser	88.000	4.600	10,3	anisotrop <sup>1)</sup> (bilinear)
Epoxidharz	3.000	70	5,0	isotrop (bilinear)
Stahl	210.000	k.A.	k.A.	isotrop (linear)

Tabelle 6-1 Angenommene Materialkennwerte für die numerischen Berechnungen;  
<sup>1)</sup> aus der Modellbildung (embedded region)

## 6.2.5 Versagenskriterien

Die geprüften Bauteile versagen nicht innerhalb des Lochleibungsbereichs, sondern an der Austrittsstelle der Fasern aus der Aluminiummatrix. Daher liegen keine Versuchswerte zur tatsächlichen Lochleibungsfestigkeit vor. Mittels der numerischen Simulation soll ein möglicher Versagensablauf aufgezeigt und die Größenordnung der Bruchlast abgeschätzt werden. Eine exakte Bestimmung ist infolge der streuenden Versuchswerte nicht möglich.

Die Bewertung der Tragfähigkeit wird als Grenzwertbetrachtung durchgeführt. Die Simulation soll Aufschluss über den oberen Grenzwert geben, der untere Grenzwert ist durch die Versuche bekannt. Folgende Bruchkriterien werden hierfür definiert:

*Faserbeanspruchung*

$$\sigma_{f,\parallel} / R_{f,\parallel} < 1 \quad (6-4)$$

Als Grenzspannung werden 90 % der theoretischen Faserbruchspannung angesetzt. Wird diese Grenze für zugbeanspruchte Fasern erreicht, bevor andere Kriterien greifen, erfolgt eine erneute Simulation ohne die in der ersten Berechnung überbeanspruchten Anteile. Druckbeanspruchte Fasern werden nicht entfernt, hier wird ein Quasi-Fließen angenommen, da ein seitliches Ausweichen der Fasern nicht möglich ist.

*Matrixbeanspruchung*

$$\sigma_{v,M} / f_{u,M} < 1 \quad (6-5)$$

Die Vergleichsspannung wird gemäß von Mises unter Verwendung der wahren Spannung als Grenzspannung berechnet. Als Maximallast wird die Last angenommen, bei der keine weitere Laststeigerung mehr möglich ist, weil der Aluminiumquerschnitt in einem Bereich vollständig plastiziert. Das plastische Verhalten ist also von besonderem Interesse und soll durch die Materialeingabe richtig erfasst werden.

In Abbildung 6-2 ist ein Abgleich der Ergebnisse der Simulation mit den Ingenieurwerten aus den Zugversuchen dargestellt. Ergänzend wurden für verschiedene Spannungsbereiche (1 bis 6) exemplarisch für das Material *R23* die Spannungsverteilungen ergänzt. Gut zu erkennen ist, dass nach Erreichen der Bruchspannung und Bruchdehnung ein Spannungsabfall eintritt. Dies führt zwar einerseits zu einer weiteren Dehnungszunahme, durch den Spannungsabfall wird jedoch ein Ausfall der überbeanspruchten Bereiche abgebildet. Die Steigung dieses Bereichs ist von der Größe des Inkrements der iterativen numerischen Lösung abhängig.

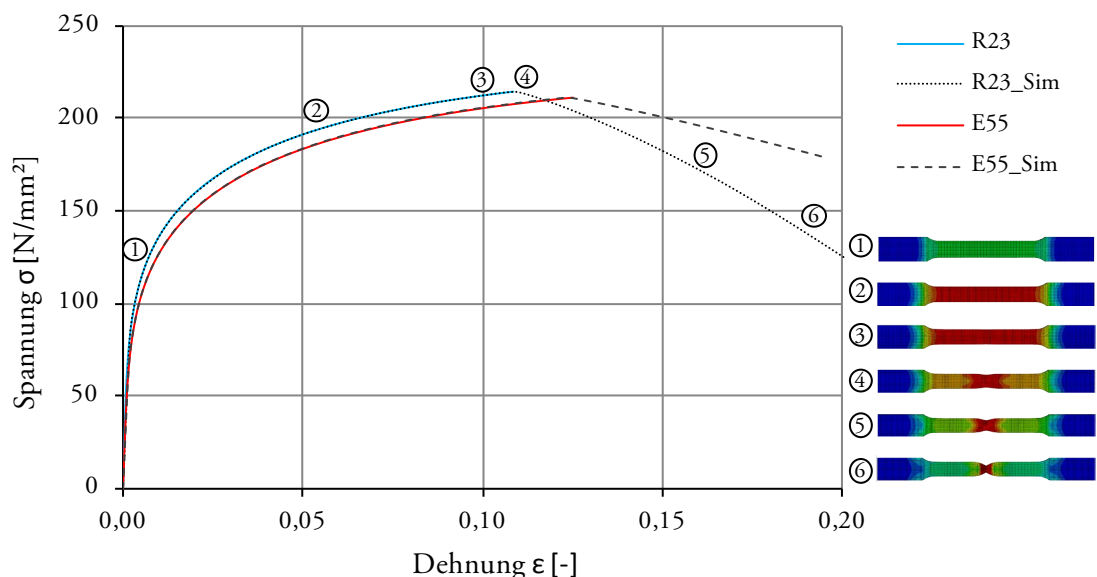


Abbildung 6-2 Vergleich der Ergebnisse der Zugversuche mit den simulierten Spannungs-Dehnungsverläufen des Aluminiums; ergänzt um eine exemplarische Darstellung der Spannungsverteilung in der Schulterprobe für verschiedene Spannungszustände 1 bis 6

Durch die gewählte Art der Modellierung werden mögliche Einflüsse der Fasern auf die Quersugfestigkeit nicht berücksichtigt. Das Spaltzugversagen, das für UD-Schichten aus FKV häufig maßgebend ist, wird bei diesem Vorgehen vernachlässigt. Aufgrund der niedrigen realisierten Faservolumenanteile und der hohen Festigkeit des Aluminiums sind die Unterschiede der Festigkeiten in Faserrichtung und quer zur Faserrichtung gering. Des Weiteren kann im Gegensatz zu den Duroplasten von einem plastischen Verhalten und damit einer größeren beanspruchten Fläche als bei FKV ausgegangen werden.

Bei den gewählten Abmessungen sind die Beanspruchbarkeiten für das reine Aluminium auf Lochleibung und auf Quersug unter Ansatz der Bruchspannung  $f_u$  in etwa gleich groß (Berechnung nach Formel 4-4 und 4-7). Die Beanspruchungen in Quersugrichtung sind vom Lastausbreitungswinkel abhängig (Abbildung 3-5). Für einen Lastausbreitungswinkel

$\alpha = 45^\circ$  betragen die Beanspruchungen quer zur Krafrichtung etwa 50 % der wirkenden Kraft, für  $\alpha = 15^\circ$  sind es nur noch 13 %. Folglich ist für das reine Aluminium die Querszugfestigkeit nicht maßgebend.

$$F_{t,\perp} = t \cdot (e_1 - d_0/2) \cdot f_u = 10 \left( 50 - \frac{20,5}{2} \right) \cdot 213 = 84,7 \text{ kN}$$

$$F_{b,Rk} = k_1 \alpha_b f_u d t = 2,5 \cdot 0,813 \cdot 213 \cdot 20,5 \cdot 10 = 88,75 \text{ kN}$$

Auf der sicheren Seite kann angenommen werden, dass die Einbringung der Fasern einer Querschnittsreduktion entspricht. Infolge der Herstellungsmethode können die Fasern maximal auf einer Höhe von 4 mm verteilt werden, d.h. der auf Querszug beanspruchte Querschnitt wird maximal um 40 % reduziert. Infolge der Fasereinbringung kann von einem geringen Lastausbreitungswinkel ausgegangen werden. Unter Annahme von  $\alpha = 15^\circ$  kann trotz der verringerten Querszugfestigkeit bis zu einer Lochleibungskraft von  $F_{b,max} = 379,3 \text{ kN}$  (Gleichung 6-7) ein Querszugversagen ausgeschlossen werden. Daher wird der Spaltbruch bis zu einer Beanspruchung von 379,3 kN nicht gesondert betrachtet.

$$F_{t,\perp} = 0,6 \cdot 84,7 = 50,8 \text{ kN} \quad (6-6)$$

$$F_{b,max} = F_{t,\perp} \cdot 2 / \tan 15^\circ = 379,3 \text{ kN} \quad (6-7)$$

Die Steifigkeitsreduktion in Querrichtung wird im Sinne der Grenzwertbetrachtung vernachlässigt.

Das Ausreißen der Schraube vor dem Loch, das aufgrund des plastischen Verhaltens des Aluminiums bei reinem Aluminium nicht bemessungsrelevant wird, kann durch die Erhöhung des Faservolumenanteils relevant werden. Besonders die konzentrierte Anordnung der Fasern führt zur Ausbildung von Trennschichten mit veränderter Schubfestigkeit. Geht man davon aus, dass die Fasern eine Querschnittsreduktion darstellen und keine Schubbeanspruchungen übertragen, so kann dieses Versagen bemessungsrelevant werden. In den Gleichungen 6-7 und 6-8 sind die Grenzwerte der Tragfähigkeit auf Basis dieser Annahme berechnet. Demnach tritt bei reinem Aluminium ein Schubversagen bei  $F_{d,Al} = 124 \text{ kN}$  auf. Bei einer 100-%igen Füllung des Faserbereichs ( $t = 4 \text{ mm}$ ) wird der anrechenbare Querschnitt um 40% reduziert, der Restquerschnitt besitzt dann eine Tragfähigkeit von  $F_{d,v} = 74 \text{ kN}$ .

$$F_{d,Al} = f_{\tau xy} \cdot 2 \cdot e_{1\parallel} \cdot t = (213/\sqrt{3}) \cdot 2 \cdot 50 \cdot 10 = 124 \text{ kN} \quad (6-8)$$

$$F_{d,v} = 0,6 \cdot F_{d,Al} = 74 \text{ kN} \quad (6-9)$$

Dieser Ansatz ist konservativ und wird daher nicht als Versagenskriterium herangezogen. Vielmehr dienen diese Werte der Orientierung, denn sie zeigen auf, ab welchen Belastungen die in der Simulation berechneten Werte durch nicht berücksichtigte Effekte unterschritten werden können.



## 6.3 Bauteilversuche

### 6.3.1 Modellierung

Die numerischen Berechnungen werden mit dem Simulationsprogramm Abaqus/CAE 6.12-1 der Firma Dassault Systèmes durchgeführt. In Abbildung 6-3 sind die modellierten Teile und deren Kombination dargestellt. Die Abmessungen entsprechen der in Kapitel 3.4.1 festgelegten Geometrie für die Bauteilversuche.

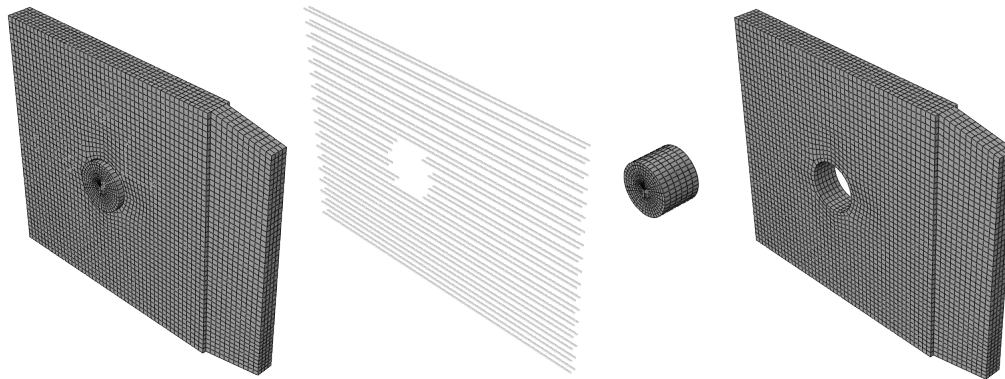


Abbildung 6-3 Darstellung der modellierten Geometrie; von links nach rechts: Gesamtmodell, Faserlagen, Bolzen, Aluminiumplatte

Die Aluminiumplatte wird als Volumen mit dreidimensionalen Kontinuumselementen (C3D8R) modelliert. Hierbei handelt es sich um die Standardelemente mit 8 Knoten, die aufgrund der unsicheren Datengrundlage ausreichend genau das Tragverhalten abbilden.

Die Modellierung der Fasern erfolgt mittels *hybrid truss* Elementen (T3D2H), die eine Beanspruchung der Fasern ausschließlich in Faserlängsrichtung ermöglichen. Der volle Verbund zwischen Fasern und Matrix wird mittels der so genannten *embedded region* Formulierung abgebildet. Hierbei werden die Fasern in eine Matrix eingebettet, indem die Knotenfreiheitsgrade mit denen der umgebenden *Hostregion* gekoppelt werden. Dieses Vorgehen wird unter anderem für die Modellierung von Bewehrungsstäben in Stahlbetonbauteilen vorgeschlagen. Nachteilig ist, dass die Querschnittsfläche bzw. das Volumen der Fasern nicht von der Matrix abgezogen wird. Aufgrund der geringen Faservolumina ist der daraus entstehende Fehler jedoch klein und wird toleriert.

Die Lasteinleitung erfolgt über die Aufbringung von Verschiebungen auf den modellierten Bolzen. Zwischen der Aluminiummatrix und dem Verbindungsmittel wird eine Kontaktbedingung definiert, welche die Belastungen normal zur Kontaktfläche überträgt. Tangential zur Kontaktfläche werden jedoch keine Kräfte übertragen (Kombination *Hard-contact* und *frictionless*). Durch dieses Vorgehen soll die Spannungsverteilung im Lochleibungsbereich möglichst exakt abgebildet werden (Abbildung 6-4). Durch die Vernachlässigung der Reibung zwischen Aluminiumbauteil und dem Verbindungsmittel werden die Querdehnungen in Dickenrichtung des Bauteils nicht behindert. Die günstige Wirkung der Querdrukspannungen infolge einer behinderten Querdehnung wird folglich ebenfalls vernachlässigt.

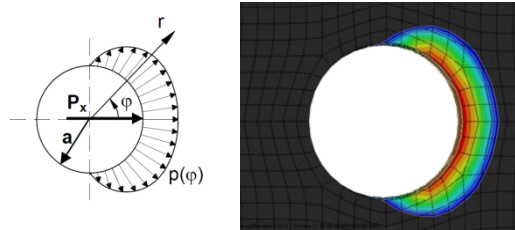


Abbildung 6-4 *links*: Theoretische Lochleibungsspannung nach [76]; *rechts*: Leibungsspannungsverlauf in der numerischen Simulation

Die numerischen Berechnungen werden geometrisch nicht linear durchgeführt, d.h. die Veränderungen der Geometrie infolge der Einwirkungen werden berücksichtigt. Dies ist für die korrekte Abbildung des Fließverhaltens und für die Lastaufbringung erforderlich.

In Abbildung 6-5 ist ein Vergleich der verformten und unverformten Geometrie ohne Überhöhung dargestellt. Sehr gut zu erkennen ist die Ovalisierung des Schraubenlochs, die durch das Durchwandern des Bolzens durch die Aluminiummatrix entsteht.

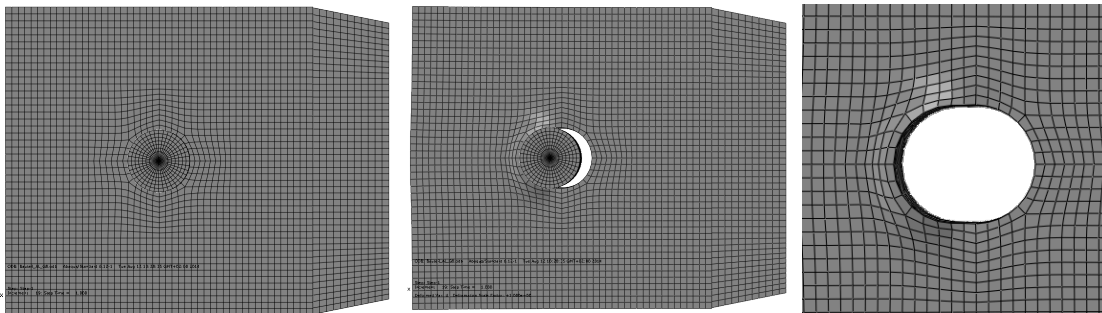


Abbildung 6-5 Draufsicht der modellierten Verbindung; *links*: unverformt; *mittig*: verformt; *rechts*: Schraubenloch ohne Bolzen verformt; Überhöhungsfaktor = 1,0

### 6.3.2 Validierung des numerischen Modells

Die Aussagekraft eines numerischen Modells sollte stets durch Versuche überprüft werden, so dass Klarheit über die Genauigkeit der angestellten Prognosen herrscht. Für den hier untersuchten Fall liegt aufgrund der schwankenden Bauteilqualität eine stark streuende Bewertungsbasis vor. Die Validierung des Modells erfolgt daher nicht anhand einer exakten Kennlinie, sondern vielmehr mittels der globalen Betrachtung verschiedener Kennwerte. Zur Verfügung stehen hierfür fünf unterschiedliche Dehnungsmessungen an drei Stellen je Bauteil, die es ermöglichen, das Materialverhalten für zwei verschiedene Richtungen unter unterschiedlichen Beanspruchungszuständen zu erfassen.

Die Ergebnisse der numerischen Berechnung werden, wie die gemessenen Dehnungswerte in Kapitel 5.3, ins Verhältnis zur wirkenden Kraft gesetzt. Die DMS-Messwerte sind gemittelte Werte der Längsdehnung über die Messgitterlänge, daher werden zum Vergleich die Dehnungen über eine Länge von jeweils 6 mm im Modell gemittelt.

Die Versuchsergebnisse der Bauteilversuche unterliegen großen Schwankungen, dies gilt im Besonderen für die Bauteile mit Carbonfasern. Daher wird das Modell zuerst für die Bauteile mit Glasfasern überprüft und dann auf die Carbonfaserbauteile übertragen.

Die beste Übereinstimmung aller DMS-Messwerte gleichzeitig ergab sich aus der Berechnung unter Verwendung der Materialkennwerte des weniger steifen Aluminiums (E55) und unter beidseitiger Aussparung der ersten Faserreihen sowie der ersten 5 mm der druckbeanspruchten Fasern (Abbildung 6-6).

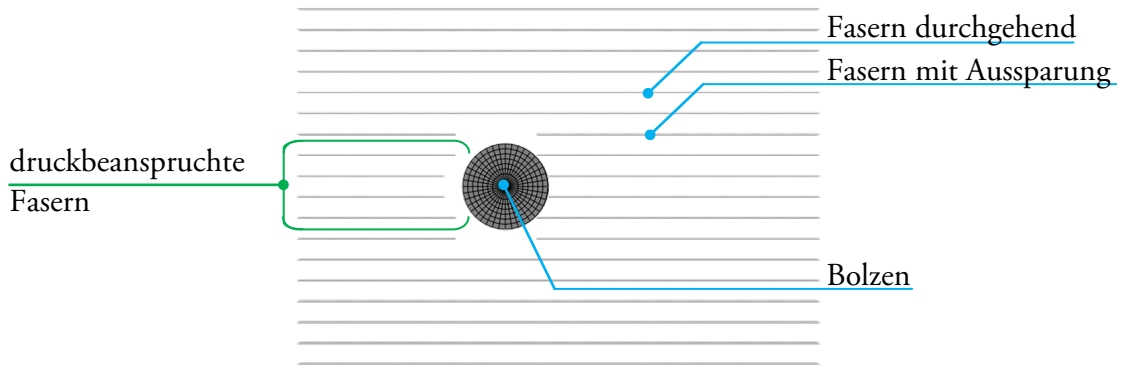


Abbildung 6-6 Darstellung der modellierten Faseranordnung innerhalb der Aluminiummatrix, die den in Abbildung 6-7 dargestellten Dehnungen zugrunde liegt

In Abbildung 6-7 sind die Ergebnisse der DMS-Messungen der Bauteilversuche der Al\_G8-Bauteile um die Ergebnisse der Simulation ergänzt (siehe Abbildung 5-30). Die Darstellung ermöglicht die generelle Übereinstimmung des prinzipiellen Verlaufs festzustellen.

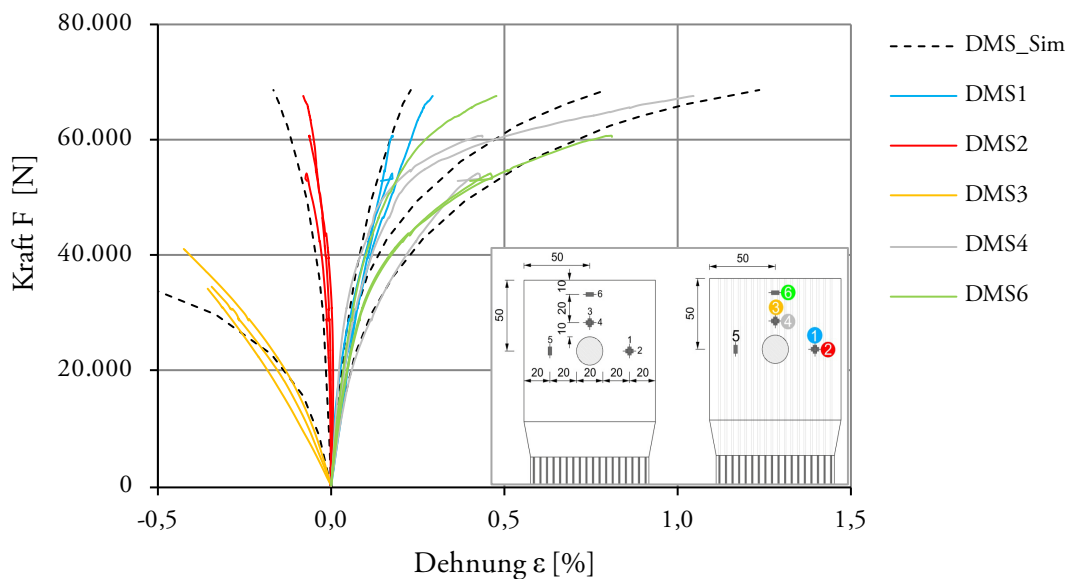


Abbildung 6-7 Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den Al\_G8-Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation (Sim)

Die genauere Betrachtung der einzelnen DMS in Abbildung 6-8 zeigt, dass die Ergebnisse der Simulation eine weitere Probe innerhalb der vorhandenen Streuung abbilden könnten. Bei allen Messstellen konnte im Anfangsbereich jeweils eines der drei Bauteile mit großer Übereinstimmung erfasst werden. Das Modell wird daher als hinreichend genau für die Abbildung des Tragverhaltens der Glasfaser-Bauteile eingestuft.

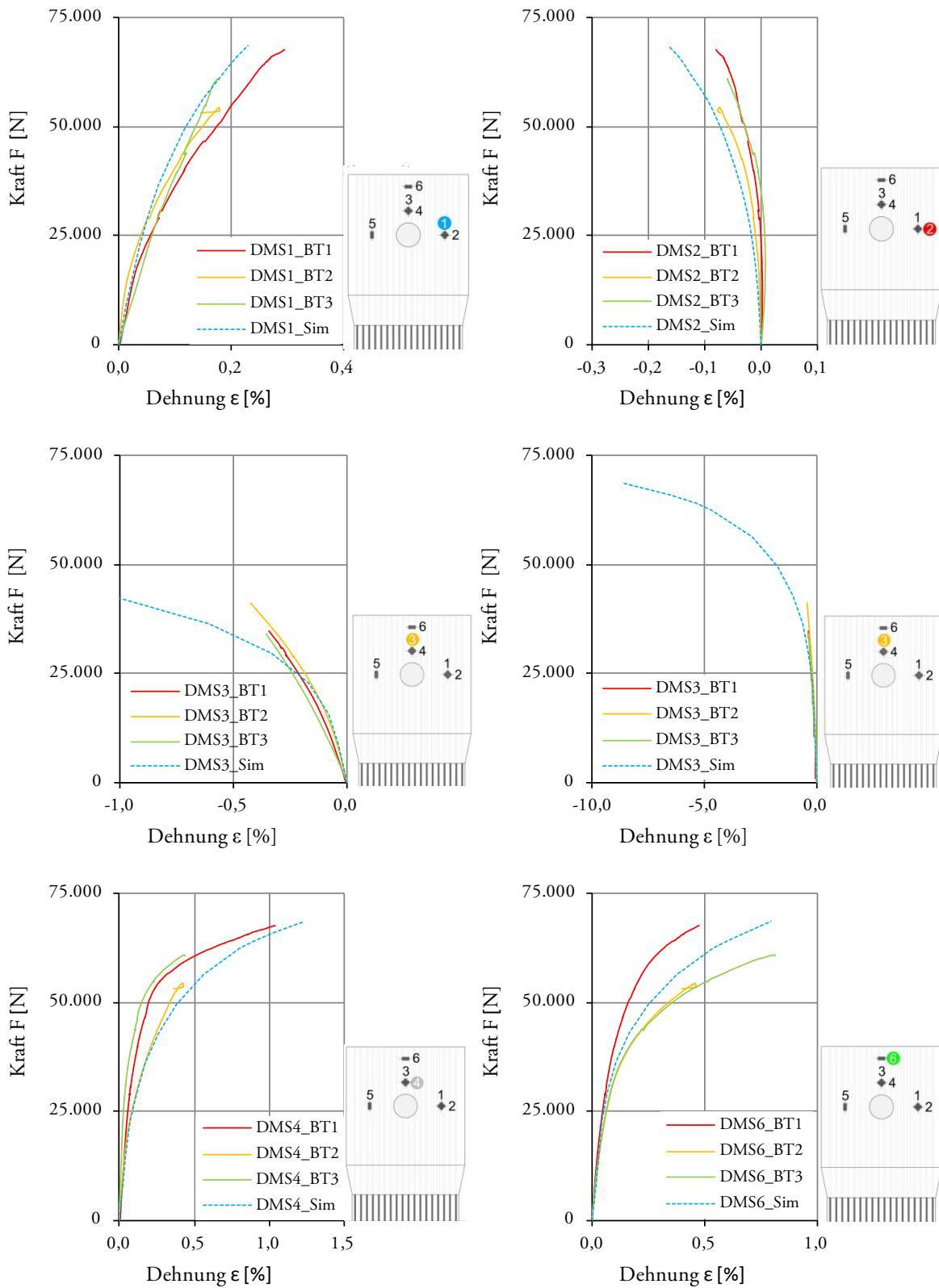


Abbildung 6-8 Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der Al\_G8-Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)

Der Vergleich der simulierten und gemessenen Dehnungen für die Carbonfaser-Bauteile unter Verwendung der gleichen Annahmen wie beim Abgleich der Glasfaserbauteile ist in Abbildung 6-9 dargestellt. Es sei darauf hingewiesen, dass die Probe *Al\_C4\_BT2* eine sehr schlechte Faserinfiltration besitzt und daher die Dehnungswerte im Vergleich zu den anderen Bauteilen bei gleicher Last höher sind. Hier wirkt der Restquerschnitt des Aluminiums. In Abbildung 6-10 sind die einzelnen Dehnungsmessungen detailliert dargestellt. Wie bereits bei den Glasfaserbauteilen dient als Vergleichsmaßstab nicht die exakte Abbildung eines Versuchs, sondern die generelle Übereinstimmung der Spannungs-Dehnungs-Verläufe der einzelnen Messstellen. Nach diesem Maßstab bewertet, ist die Übereinstimmung für eine Prognose der maximal erreichbaren Bruchlasten ausreichend.

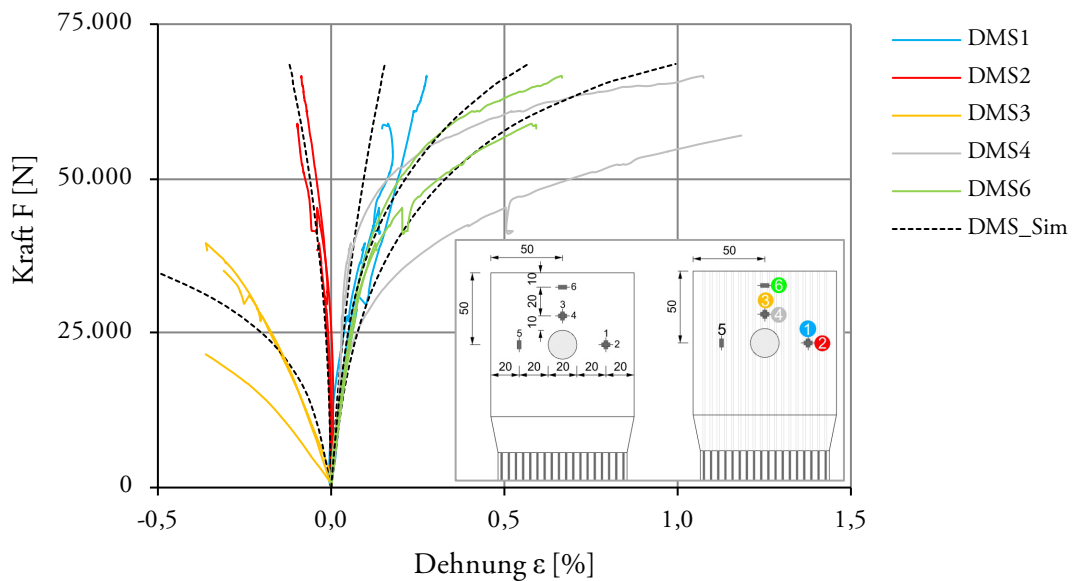


Abbildung 6-9 Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den *Al\_C4*-Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation (Sim)

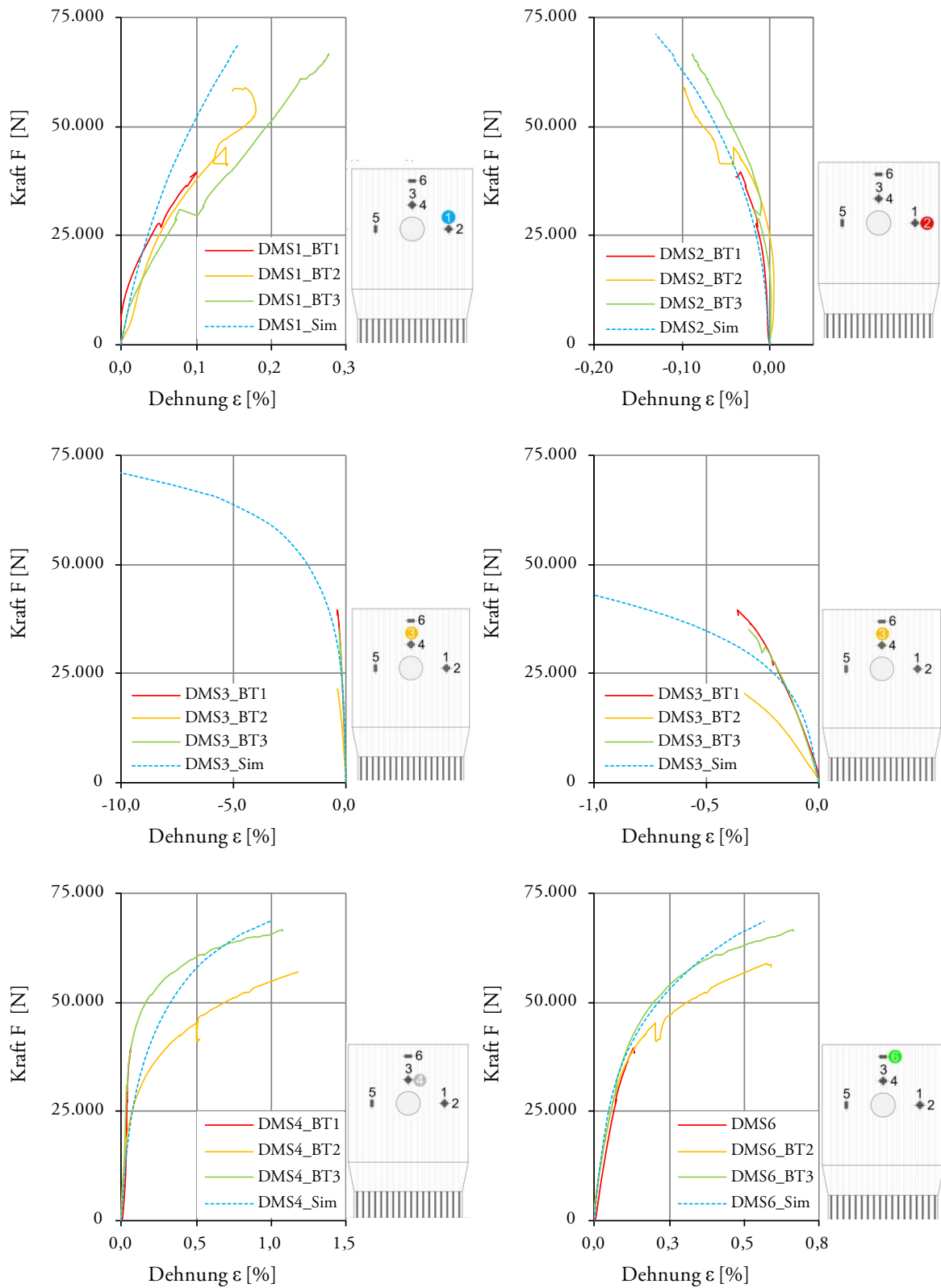


Abbildung 6-10 Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der Al\_C4-Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)

## 6.3.3 Prognose der Bauteilbruchkräfte

Die Prognose der erreichbaren Bruchlasten erfolgt anhand des verifizierten numerischen Modells. In Abbildung 6-11 sind die Ergebnisse in Form eines Kraft-Verformungs-Diagramms dargestellt. Als Verformung wurde die Lochaufweitung  $LA$  gewählt, da hier über einen globalen Wert das gesamte Verformungsverhalten erfasst werden kann. Zum Vergleich ist die Kraft-Verformungskurve für das reine Aluminium mit  $Al55$  aufgeführt.

Die jeweils höchsten Bruchlasten der Bauteilversuche für die unterschiedlichen Faserarten sind mit  $F_{\max,Al\_C4} = 66,7 \text{ kN}$  und  $F_{\max,Al\_G8} = 67,7 \text{ kN}$  nahezu gleich groß, daher wurde mit  $F_{\max,BT} = 67 \text{ kN}$  der Übergang vom Versuchsergebnis zur Prognose markiert. Der prognostizierte Verlauf ist gestrichelt dargestellt. Beim Bauteil mit Carbonfasern kommt es bei  $F_{FB} = 88,6 \text{ kN}$  zum Faserbruch in der Flanke. Der Bruchzeitpunkt ist mit einem Kreuz gekennzeichnet. Der Kurvenverlauf zeigt den Verlauf unter Annahme des Quasi-Fließens der gebrochenen Faser. Eine Vergleichsrechnung mit einer Faseraussparung zeigte, dass ein Gleichgewichtszustand für diesen Fall gefunden werden kann und die dargestellte Bruchlast erreicht wird.

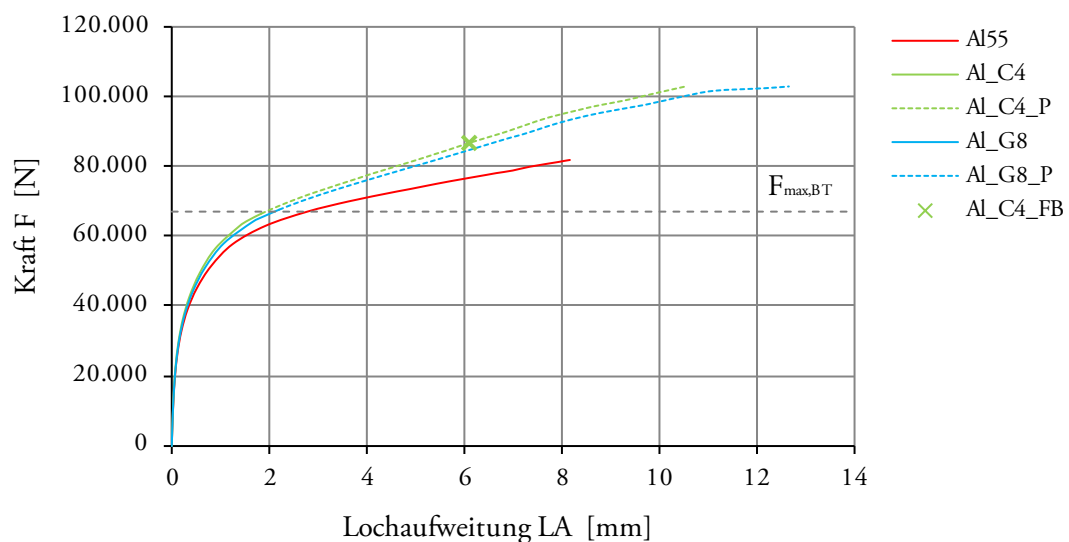


Abbildung 6-11 Kraft-Weg-Diagramm der Simulationsergebnisse der Bauteilversuche  $AL\_C4$  und  $AL\_G8$  im Vergleich mit der reinen Aluminiumlegierung  $Al55$ ; als Weg wird die Lochaufweitung  $LA$  in Krafrichtung herangezogen (siehe Abbildung 6-12)

Insgesamt zeigt das Last-Verformungsverhalten eine hohe Affinität zum Verhalten des Aluminiumbauteils. Infolge der eingebetteten Fasern liegt die Steifigkeit über der des Matrixmaterials, dies zeigt sich vornehmlich im Fließbereich. Der Faservolumenanteil ist bei beiden Fasern in etwa gleich groß (Carbon = 6,6 %; Glas = 7,1 %), insgesamt jedoch gering. Die Unterschiede zwischen den beiden Faserarten sind deshalb ebenfalls gering.

Es zeigt sich, dass die Bruchlasten für beide Faserarten das gleiche Niveau erreichen. Bei einer Last von  $F_{\max} = 103 \text{ kN}$  lässt sich keine weitere Laststeigerung erzielen, da die Aluminiummatrix vor dem Schraubenloch plastiziert ist.



In Abbildung 6-12 sind die Vergleichsspannungsverteilungen bei Bruch für die reine Aluminiumplatte und die beiden FMV dargestellt. Sehr gut zu erkennen ist, dass durch die Faserzugabe ein deutlich größerer Bereich der Aluminiummatrix aktiviert werden kann bzw. plastiziert. Dies resultiert aus dem elastischen Verhalten der Fasern, die die Fließzone direkt am Lochrand überbrücken. Die vergrößerte Fließzone ermöglicht die Laststeigerung und größere Lochaufweitungen gegenüber der Aluminiumlegierung (Abbildung 6-11).

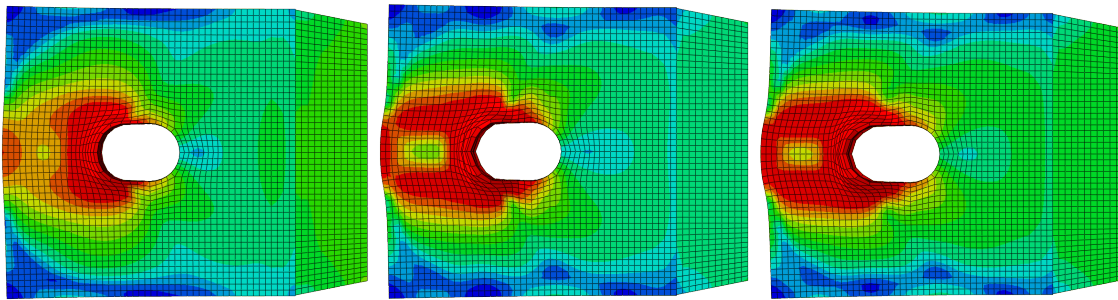


Abbildung 6-12 Vergleich der Spannungsverteilungen bei der jeweiligen maximal erreichbaren Kraft; *links*: Al55; *mittig*: Al\_C4; *rechts*: Al\_G8

Die Vergleichsspannungsverteilung und der Kraft-Verformungsverlauf der simulierten Bauteile zeigen eine hohe Abhängigkeit der erreichbaren Bruchlast vom Fließverhalten der Aluminiummatrix. Die Entwicklung der Spannungszunahme (Abbildung 6-13) zeigt zudem, dass die Fließzone sich in Abhängigkeit der Faserlage entwickelt. Die Matrix beginnt in der Kontaktzone zu fließen und infolge weiterer Laststeigerung fließt sie in den Faserzwischenräumen. Erst durch einen Faserbruch der ersten Faserlage direkt neben dem Lochrand kann sich die Fließzone orthogonal zur Beanspruchungsrichtung ausbreiten und einen größeren Bereich aktivieren (siehe Abbildung 6-12). Ist der Zwischenraum vollständig plastiziert, wird der zwischen den Fließbereichen liegende Aluminiumteil verschoben. Dieses Verhalten führt zum Ausreißen vor dem Schraubenloch infolge Schubversagen. Die Grenzwerte für dieses Versagen sind in Kapitel 6.2.5 aufgeführt.

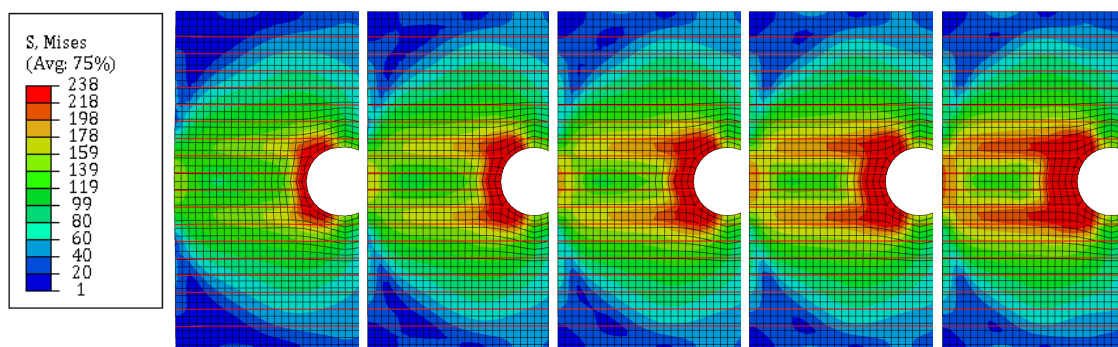


Abbildung 6-13 Entwicklung der Spannungsverteilung vor dem Schraubenloch über verschiedene Lastinkremente am Beispiel *Al\_C4*; die horizontalen roten Linien stellen die Faserlage dar; Laststeigerung von *links* nach *rechts*; konstante Farbskala



Dieser Versagensablauf bewirkt, dass die Steigerung des Faservolumenanteils in dieser konzentrierten Lage zwar zur Steigerung der Traglast aber nur unwesentlich zur Steigerung der Steifigkeit führt. Unklar ist jedoch wie hoch die tatsächliche Schubtragfähigkeit des FVM durch die Steigerung des Faseranteils beeinflusst wird. Abbildung 6-14 zeigt die Kraft-Verformungskurven für jeweils drei verschiedene Fasermengen der beiden Faserarten. Die Bruchlasten der dargestellten Simulation liegen in einem Bereich von 100 kN bis 110 kN.

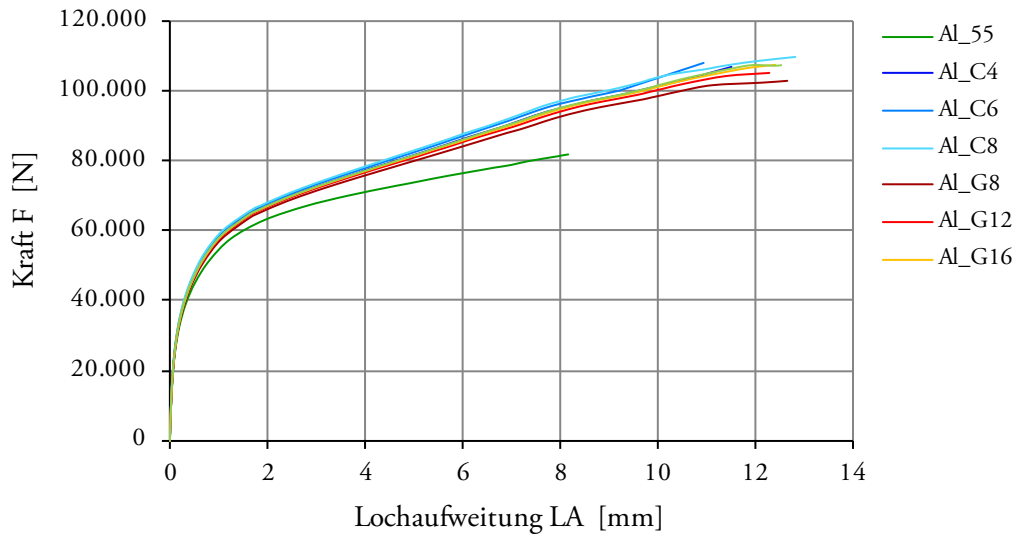


Abbildung 6-14 Kraft-Verformungs-Diagramm für verschiedene Faservolumina der unterschiedlichen Faserarten; C4 = 6,6 %; C6 = 9,9 %; C8 = 13,2 %; G8 = 7,1 %; G12 = 10,7 %; G16 = 14,2 %

### 6.3.4 Bewertung der Ergebnisse

Das numerische Modell kann in Anbetracht der streuenden Materialeigenschaften als ausreichend genau eingestuft werden. So konnten die Dehnungsverläufe an verschiedenen Messstellen mit der Simulation gut abgebildet werden. Folglich kann anhand dieses Modells das prinzipielle Tragverhalten erfasst und der Versagensablauf prognostiziert werden. Es zeigte sich, dass das Tragverhalten und die erreichbaren Traglasten sehr vom plastischen Verhalten der Aluminiummatrix abhängig sind. Der Einfluss der Fasermenge und Faserart ist bei der ausgeführten konzentrierten Anordnung der Fasern gering. Unter Annahme der Materialkennwerte der reinen Aluminiumproben sind sehr große plastische Verformungen im Lochbereich möglich. Dies führt zu einem gutmütigen Bruchverhalten, das für tragende Bauteile stets anzustreben ist. Die Bauteilversuche zeigten im Bereich der Lochleibung bereits plastische Verformungen, aber keine Anzeichen für ein Versagen, so dass im Bauteil von einer deutlich höheren Duktilität der Matrix als bei den Zugversuchen auszugehen ist. Jedoch sollte durch die Optimierung des Selbstverschlussprinzips eine höhere Duktilität der Matrix angestrebt werden.

Anhand der angestellten Berechnungen können die Bruchlasten für verschiedene Fasermengen und -arten prognostiziert werden. Für die Mischungsverhältnisse und Materialkombinationen der Bauteilversuche sind unter idealen Bedingungen Bruchlasten von etwa  $F_{\max} = 103 \text{ kN}$  zu erwarten. Diese Bruchlasten entsprechen einer Steigerung gegenüber den Maximalwerten der Bauteilversuche von 53 %. Infolge des aufgezeigten Versagensablaufs ist davon auszugehen, dass das Ausreißen vor dem Schraubenloch für die Bemessung maßgebend ist. Die theoretischen Bruchlasten für dieses Versagen liegen unter Berücksichtigung einer Querschnittschwächung durch die Fasern in einem Bereich von 74 kN bis 124 kN (bzw. 103 kN). Diese Bruchlasten entsprechen einer Faserspannung außerhalb der Aluminiummatrix von  $\sigma_f = 1.445 \text{ MPa}$  bzw.  $1.563 \text{ MPa}$ . Diese Spannungen sind deutlich geringer als die theoretischen Faserbruchspannungen.

Eine Steigerung der Fasermengen erhöht die Bruchlast des Aluminiumbereichs nur unwesentlich auf maximal  $F_{\max} = 110 \text{ kN}$ . Die Erhöhung der Fasermenge würde jedoch zur Reduktion der Faserspannungen innerhalb und außerhalb der Matrix und damit zur Erhöhung der Tragsicherheit führen. Allerdings ist hierbei die steigende Querschnittsreduktion des Schubbeanspruchten Querschnitts zu berücksichtigen.

Bei den Bauteilversuchen findet das Versagen stets außerhalb der Aluminiummatrix statt, so dass zum derzeitigen Entwicklungsstand der Übergang bemessungsrelevant ist. Allerdings zeigen die Auszugsversuche, dass die erreichbaren Bruchlasten zumindest für die Carbonfasern im gleichen Lastbereich wie die erreichbaren Bruchlasten des Übergangs sind. So können unter Summation der Einzelversuchsergebnisse Bruchlasten von  $90 \text{ kN} < F_{C,\text{Max}} < 132 \text{ kN}$  für die Carbonfasern und  $63 \text{ kN} < F_{G,\text{Max}} < 84 \text{ kN}$  für die Glasfasern erreicht werden. Aus verfahrenstechnischen Gründen muss dieser Bereich optimiert werden, so dass davon auszugehen ist, dass der auf die Traglast negativ wirkende Aluminiumausguß vermieden werden kann. Nichtsdestotrotz sollten bei der Optimierung des Übergangs auch konstruktive Gesichtspunkte berücksichtigt werden (Kapitel 6.4).

In Tabelle 6-2 und Tabelle 6-3 sind zum Vergleich mit den anderen Werkstoffen und den Versuchsergebnissen die Bruchlasten und erreichbaren Faserausnutzungsgrade aufgeführt.

	Traglast $F_u$	Lochleibungsspannung $\sigma_{pb,0^\circ}$	Verhältnis $F_u/F_{u,Al,G8}$
	kN	MPa	-
Fiberline <sup>1)</sup>	38	180	0,56
Fiberline <sup>2)</sup>	50	240	0,74
S2-Glasfaser	85	425	1,25
Carbonfaser	70	366	1,03
AlSi7Mg0,3 <sup>3)</sup>	88	440	1,29
AlSi7Mg0,3 <sup>4)</sup>	108	540	1,59
AlMgSi0,5 <sup>5)</sup>	71	355	1,04
AlZn4,5Mg1 <sup>6)</sup>	145	725	2,13
Al_C4	67	335	0,99
Al_C4_Sim	103	515	1,51
Al_C6_Sim	106	530	1,56
Al_C8_Sim	109	545	1,60
Al_G8	68	340	1,00
Al_G8_Sim	103	515	1,51
Al_G12_Sim	105	525	1,54
Al_G16_Sim	107	535	1,57

Tabelle 6-2 Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilver-  
suche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 3.4.2 und der numeri-  
schen Simulation; <sup>1)</sup> Werte aus AbZ; <sup>2)</sup> Werte aus [8]; <sup>3)</sup> Werte aus den Zugversu-  
chen; <sup>4)</sup> Werte aus [11]; <sup>5)</sup> Standardknetlegierung; <sup>6)</sup> hochfeste Legierung

	Faserzugfestigkeit $R_{f\parallel}^+$	Faservolumen $\varphi_f$	Traglast $F_u$	Faserspannung bei Bruch $\sigma_f$	$\sigma_f/R_{f\parallel}^+$
Einheit	MPa	%	kN	MPa	%
Fiberline	2.400 <sup>1)</sup>	46,5	38	82	3,4
Fiberline	2.400 <sup>1)</sup>	46,5	50	108	4,5
S2-Glasfaser	5.110 <sup>2)</sup>	60	85	142	2,8
Carbonfaser	3.530 <sup>3)</sup>	60	70	117	3,3
Al_C4	4.000 <sup>4)</sup>	6,6	67	1.015	25,4
Al_C4_Sim	4.000 <sup>4)</sup>	6,6	103	1.563	39,1
Al_C8_Sim	4.000 <sup>4)</sup>	12,1	109	900	22,5
Al_G8	5.110 <sup>2)</sup>	7,1	68	958	18,8
Al_G8_Sim	5.110 <sup>2)</sup>	7,1	103	1.445	28,3
Al_G16_Sim	5.110 <sup>2)</sup>	14,2	107	743	14,5

Tabelle 6-3 Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten der Referenzwerte, der Versuchsergebnisse und der Ergebnisse der numerischen Simulation; <sup>1)</sup> Angaben aus [11]; <sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]; <sup>4)</sup> Herstellerangaben aus [21]

Tabelle 6-2 zeigt, dass die in der numerischen Simulation prognostizierten Bruchlasten über denen der FKV und, mit Ausnahme der hochfesten Aluminiumlegierung, auch über denen der Aluminiumlegierungen liegen. Wenn durch die Optimierung des Verfahrens die Materialkennwerte der verwendeten Aluminiumlegierung wie bei [11] erreicht werden könnten, wäre eine weitere Bruchlaststeigerung möglich.

Der Vergleich der Faserausnutzungsgrade (Tabelle 6-3) zeigt, dass die ohnehin schon deutlich höheren Faserausnutzungsgrade der untersuchten Verbindung weiter erhöht werden könnten. Eine weitere Steigerung des Faservolumenanteils würde jedoch zur Reduktion der Faserausnutzungsgrade führen, sofern keine weitere Laststeigerung möglich ist.

Insgesamt ist die hier untersuchte Verbindungstechnologie leistungsfähiger als bisherige Lochleibungsverbindungen von unidirektionalen FKV. Das volle Potential kann jedoch erst nach weiteren Optimierungsschritten ausgeschöpft werden.

## 6.4 Optimierung des Übergangs von FKV zum FMV

Die Simulation der Lochleibungsverbindung ergab, dass die theoretisch erreichbaren Bruchlasten für die Carbonfasern im Bereich der bei den Auszugsversuchen erfassten maximalen Bruchlasten liegen. Für die Glasfasern werden Bruchlasten zwar überschritten, die Größenordnung ist jedoch ähnlich hoch. Daher kann davon ausgegangen werden, dass vorrangig der Aluminiumguss für den vorzeitigen Bauteilbruch verantwortlich ist.

Die Menge des Aluminiumausgusses ist abhängig von der Wirksamkeit des Selbstverschlusses. Ein wirksamer Selbstverschluss wiederum ist Grundlage für die Herstellung von reproduzierbaren qualitativ hochwertigen Aluminiumanteilen mit guter Faserinfiltration. Folglich muss der Übergang aus verfahrensbedingten und konstruktiven Gesichtspunkten so optimiert werden, dass der Aluminiumausguss vermieden wird. Grundlage für die Optimierung stellen zwei wesentliche Erkenntnisse aus den durchgeführten Untersuchungen dar. Zum einen sind beim derzeitigen Entwicklungsstand die erzielbaren Faservolumenanteile im Vergleich zu FKV mit  $\varphi_f < 10\%$  gering. Zum anderen ist eine konzentrierte Faseranordnung für die Einbringung der teilflüssigen Aluminiummatrix erforderlich.

Diese beiden Randbedingungen ermöglichen den Übergangsbereich dahingehend zu optimieren, dass der offene Querschnitt an der Faseraustrittsstelle minimiert werden kann. Hierfür wird der Übergangsbereich entsprechend der Faseranordnung in einzelne Segmente aufgeteilt. Die einzelnen Segmente verjüngen sich zur Austrittsstelle hin, damit die Schubspannungen an der Grenzfläche der Bündel zur Aluminiummatrix durch den Angleich der Steifigkeiten verringert werden können. Gleichzeitig wird der Übergangsbereich verlängert, somit ein größerer Teil im gekühlten Bereich liegt und die Erstarrung innerhalb des Übergangsbereichs also im formgebenden Bereich erreicht werden kann.

Ein weiterer Vorteil dieses Übergangs ist die Schäftung der Matrices, denn so können auch die Kraftanteile der Kunststoffmatrix auf das Aluminium verbessert und die Erstrissbildung der polymeren Matrix verzögert werden.

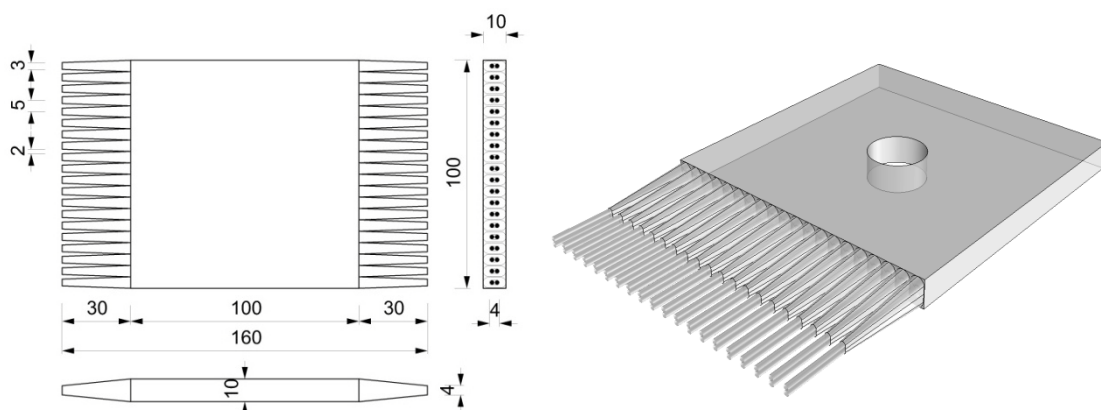


Abbildung 6-15 Grafische Darstellung der überarbeiteten Übergangsgeometrie in Draufsicht, Ansicht und Isometrie (Angaben in mm)

Anhand einer vereinfachten Simulation soll aufgezeigt werden, dass sich diese Veränderung des Übergangsbereichs positiv auf die Kraftübertragung von der Faser zur Matrix auswirkt.

## 6.4.1 Modellierung des Übergangs von FKV zu FMV

Für eine exakte Berechnung der Schubspannungsverteilung in der Grenzfläche zwischen Fasern und Matrix werden Informationen über die Grenzflächeneigenschaften benötigt. Hier sind neben den ertragbaren maximalen Schubspannungen auch die mechanischen Eigenschaften von Interesse. So entstehen bei ideal elastischem Verhalten der Grenzschicht Spannungskonzentrationen an der Eintrittsstelle, bei einem ideal plastischen Verhalten kann von einer homogenen Schubspannungsverteilung ausgegangen werden. Zur Bestimmung dieser Eigenschaften werden üblicherweise Auszugsversuche an Einzelfasern durchgeführt. Für die hier vorgestellte Ausführung sind aufgrund der konzentrierten Faseranordnung darüber hinaus die Grenzflächeneigenschaften an der Faserbündelgrenze von Interesse. Da die Matrixeigenschaften an der Austrittsstelle sehr stark variieren, liegen keine verlässlichen Erkenntnisse über die Grenzschichten vor.

Die Spannungsverteilung an der Oberfläche der Einzelfasern lassen sich nicht infolge geometrischer Anpassungen verändern, die Spannungen an der Bündelgrenze schon. Daher werden für die hier angestellten numerischen Berechnungen die Fasern als monolithische Stäbe mit den Materialeigenschaften der Fasern abgebildet. Die Faserbündelquerschnitte werden als Kreisquerschnitt abgebildet. Die Grenzfläche ist damit eine Zylinderoberfläche und kleiner als die tatsächliche Bündelgrenzfläche. Diese Unterschätzung führt zu einer Überschätzung der Schubspannung, die Annahme liegt damit auf der sicheren Seite.

Die Fasern werden als Volumenelemente (C3D8R) mit isotropen Werkstoffeigenschaften modelliert. Der Verbund zwischen Fasern und Matrix wird als starr angenommen, damit ist von einem anfänglich elastischen, je nach Höhe der Schubspannungen auch von einem plastischen Verhalten auszugehen.

Der Vergleich der beiden Übergänge findet an Modellen mit je einem Faserstrang statt. Mit zunehmendem Fasergehalt ist mit einer Reduktion der Schubspannungen zu rechnen, so dass diese Vereinfachung auf der sicheren Seite liegt.

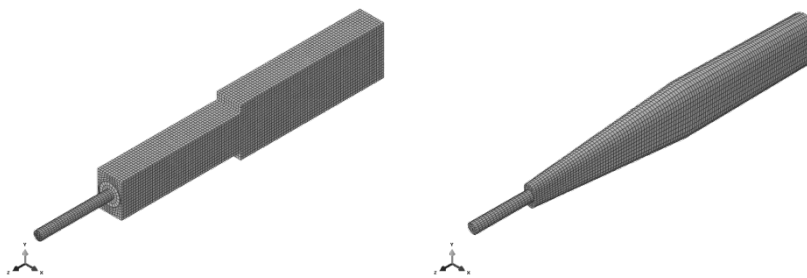


Abbildung 6-16 Darstellung der modellierten Geometrie; *links*: ausgeführte Geometrie; *rechts*: optimierte Geometrie

## 6.4.2 Ergebnisse der numerischen Berechnungen des optimierten Übergangs

In Abbildung 6-17 sind die normierten Normalspannungsverläufe für beide untersuchten Varianten jeweils für die Glasfaser und die Carbonfaser dargestellt. Die optimierte Geometrie weist einen um 5 mm längeren Übergangsbereich auf als die ausgeführte Geometrie. Daher beginnt der Spannungsabfall bereits bei  $L = 10$  mm.

Bei diesem Vergleich ist sehr gut zu erkennen, dass die optimierte Geometrie zu einem gleichmäßigeren Spannungsverlauf führt als die abgestufte ausgeführte Variante. Die Neigungswinkel der Kurven lassen Rückschlüsse auf die Höhe der Schubspannung in der Grenzfläche zu. Bei der ausgeführten Geometrie werden die Normalspannungen innerhalb der ersten 10 mm des Übergangs ausgeleitet, so dass hier von hohen Schubspannungen ausgegangen werden kann. Im Gegensatz dazu werden die Normalspannungen bei der optimierten Geometrie über die gesamte Übergangslänge ausgeleitet. Folglich sind die Schubspannungen bei der optimierten Geometrie geringer. Allerdings tritt auch bei der optimierten Geometrie ein Spannungsabfall am Anfang der Lastausleitung auf. Dieser Spannungsabfall ist auf den Querschnittsprung zwischen der Faser und der Matrix zurückzuführen, da hier nur ein Strang modelliert wurde und der Übergang für zwei übereinander angeordnete Faserbündel angepasst wurde.

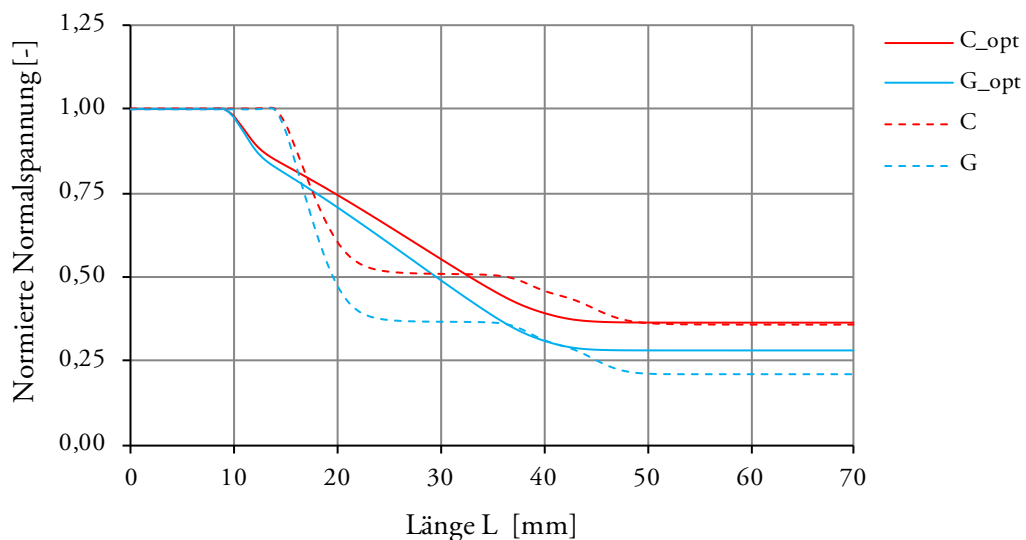


Abbildung 6-17 Vergleich der normierten Fasernormalspannungen über die Faserlänge der ausgeführten Bauteilgeometrie und der optimierten Form für die Glasfaser und Carbonfaser;  $L = 0$  = Faserende;  $L = 70$  mm = Matrixende

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass durch die vorgestellte Optimierung des Übergangs der Schubspannungsverlauf an der Faserbündelgrenzfläche positiv beeinflusst werden sollte. Die Spannungsspitzen können reduziert und damit die Leistungsfähigkeit gesteigert werden.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

### 7.1 Zusammenfassung

Im Rahmen dieser Arbeit ist es gelungen, ein Verfahren zu entwickeln, das eine partielle Aufbringung einer metallischen Matrix auf Glas- und Carbonfasern ermöglicht. Die Fasern sind wie bei Pultrusionsprofilen unidirektional angeordnet und endlos lang.

Das verwendete Verfahren basiert auf dem Prinzip des Umformens im teilerstarrten Zustand (semi solid forming). Die wesentliche Neuerung des hier vorgestellten Verfahrens gegenüber bestehenden Verfahren ist die seitlich offene Form, die eine durchgehende Faserführung ermöglicht. Der für die Umformung notwendige Verschluss der Form wird durch eine gezielte Erstarrung der Aluminiumschmelze an den offenen Seiten erreicht. Folglich verschließt die umzuformende Masse die Form selbst. Dieser Selbstverschluss wird durch eine kontrollierte Beheizung und Kühlung des Umformwerkzeugs ermöglicht.

Anhand einer Parameterstudie konnten die relevanten Einflussgrößen des neuen Verfahrens auf die Bauteilqualität erfasst, quantifiziert und angepasst werden. Hierbei wurden die Einflüsse aus der Faserart, der Fasermenge, der Faseranordnung, der Vorspannung, der Einbringung der Aluminiumschmelze, der Aluminiumlegierung sowie dem Temperaturprofil des Werkzeugs untersucht.

Nachdem die Machbarkeit des Verfahrens und eine für diesen Entwicklungsstand vertretbare reproduzierbare Bauteilqualität sichergestellt werden konnten, folgten umfangreiche experimentelle Untersuchungen. Anhand von Zugversuchen wurde das Verbundverhalten erfasst, mittels Auszugsversuchen konnte die in die Aluminiummatrix für den jetzigen Entwicklungsstand übertragbare Kraft ermittelt werden. Durch Versuche an einer zweischnittigen Lochleibungsverbindung erfolgte die Bestimmung der Bauteilbruchkräfte.

Es konnte gezeigt werden, dass mittels dieses Verfahrens tragfähige metallische Verbundwerkstoffe im Bereich der Lasteinleitung eines unidirektionalen Faserkunststoffverbunds herzustellen sind. Die Materialeigenschaften sind in hohem Maße abhängig von der Wirkung des Selbstverschlussprinzips, welches unter anderem von der Fasermenge abhängig ist. Daher streuen die Ergebnisse über alle durchgeführten Versuche sehr.

Die bei den Zugversuchen erzielten Werte für die Zugfestigkeiten sind niedriger als erwartet. Die ausführliche Diskussion der Ergebnisse erbrachte, dass die schwankende Qualität der Aluminiummatrix die Streuungen und die niedrigen Bruchdehnungen verursacht. Ein negativer Einfluss des Verfahrens auf die Fasereigenschaften war nicht festzustellen.

Die Auszugsversuche zeigten die Abhängigkeit der übertragbaren Kräfte von der Art und Menge des Aluminiumausgusses und der Infiltrationsgüte in der Übergangzone. Es konnten Ausnutzungsgrade in Abhängigkeit der Faserart und -menge von mehr als 20 % bis zu 75 % der theoretischen Faserfestigkeit erzielt werden.



Anhand der Bauteilversuche konnte je Faserart für eine gewählte Fasermenge die Tragfähigkeit einer Lochleibungsverbindung ermittelt werden. Die Bauteile versagen an der Austrittsstelle der Fasern aus der Aluminiummatrix infolge eines gekrümmten Faserverlaufs. Die erreichten Bruchlasten liegen bereits bei diesem Entwicklungsstand über den Bruchlasten der Pultrusionsprofile und nahe an der einer Standard-Aluminiumknetlegierung. Hervorzuheben ist, dass die übertragenen Kräfte mit einem deutlich kleineren Faservolumen realisiert werden konnten und damit auch bei den Bauteilversuchen die Faserausnutzungsgrade mit 19 % bzw. 25 % deutlich über denen der UD-Bauteile aus FKV (< 5 %) liegen. Aufgrund der Auszugsversuche ist bei entsprechender Ausbildung der Faseraustrittsstelle mit einer weiteren Steigerung zu rechnen.

Aufgrund der hohen Streuungen der Materialeigenschaften wurden keine weiteren Materialversuche zur Bestimmung der Festigkeiten quer zur Faserrichtung sowie der Schubfestigkeiten durchgeführt. Folglich konnte kein geschlossenes Materialmodell für den metallischen Verbundwerkstoff aufgestellt werden.

Die durchgeführten numerischen Berechnungen basieren daher auf vereinfachten Annahmen und sollen anhand einer Grenzwertbetrachtung das über die Versuchsergebnisse hinaus bestehende Potential aufzeigen. Das numerische Modell konnte für diesen Zweck anhand der Bauteilversuche ausreichend validiert werden. Die Simulationen ergaben, dass bei den ausgeführten Faservolumengehalten der Bauteilversuche eine weitere Laststeigerung von bis zu 64 %, d.h. bis etwa  $F_{\max} = 103 \text{ kN}$  bis  $110 \text{ kN}$  möglich erscheint.

Insgesamt kann die neue Verbindungstechnologie als sehr vielversprechend eingestuft werden. Die bisherigen Ergebnisse sind für den Entwicklungsstand sehr gut, die Optimierungsmöglichkeiten sind bekannt und können anhand der im Rahmen dieser Arbeit genutzten Bewertungskriterien schnell beurteilt und weiterentwickelt werden.

## 7.2 Ausblick

### 7.2.1 Verwendung im Bauwesen

Für die Verwendung der hier vorgestellten Technologie im Bauwesen müssen in einem nächsten Entwicklungsschritt reproduzierbare hohe Bauteilqualitäten erzielt werden. Dies erscheint anhand der vorliegenden Ergebnisse mittels einer Optimierung des Selbstverschlussprinzips möglich. Dies sollte durch die Anpassung der Bauteilgeometrie im Übergangsbereich und in der Kühlzone erreicht werden.

Eine Einführung in den Markt sollte mit einer Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung erreicht werden. Sollte die Prognose aus der numerischen Simulation eintreffen, so könnten ähnlich duktile Verbindungseigenschaften wie beim reinen Aluminium realisierbar sein. Darüber hinaus sollten die Bruchlasten über denen der Aluminiumbauteile liegen, so dass eine Bemessung nach den Bemessungsvorschriften für tragende Aluminiumbauteile, die dem konstruktiven Ingenieur bekannt sind und auf der sicheren Seite liegen würde, möglich erscheint. Durch die Verwendung der bestehenden Bemessungsregeln müsste sich der planende Ingenieur keine Spezialkenntnisse für die Anwendung von FKV aneignen. Eine häufigere Verwendung dieser Werkstoffgruppe im Bauwesen könnte dadurch beschleunigt werden.

Für die Kombination des Aluminiums mit den Carbonfasern sollte in einem nächsten Schritt die Korrosionsbeständigkeit anhand von Versuchen geklärt werden.

Die vorgestellte Verbindungstechnologie könnte darüber hinaus das Brandschutzproblem der FKV entschärfen, denn die metallische Matrix ist deutlich temperaturbeständiger als die polymeren Matrices. Somit könnte im Bereich der Fügung eine deutlich höhere Tragfähigkeit bzw. Resttragfähigkeit im Brandfall erzielt werden.

### 7.2.2 Verwendung in anderen Bereichen

Die Recherche zum Thema Verbindungstechnologien von FKV ergab, dass die Verbindungstechnologie in allen Bereichen, in denen FKV eingesetzt werden, noch nicht zufriedenstellend gelöst ist. Gerade der Übergang vom metallischen Werkstoff, im Speziellen von Aluminium zum FKV scheint besonders interessant. Dies belegen unter anderem die von der Deutschen Forschungsgesellschaft (DFG) geförderten Forschungsgruppen DFG-Forschergruppe 524 (bis Juni 2012) *Herstellung, Eigenschaftsanalyse und Simulation geschweißter Leichtbaustrukturen aus Metall/Faser-Kunststoffverbunden* und DFG-Forschergruppe 1224 (laufend) *Bauweisen für CFK-Aluminium-Übergangsstrukturen im Leichtbau*.

Im Vergleich zum Bauwesen wäre eine Verwendung der hier vorgestellten Lösung in der Automobilbranche oder Luftfahrt vermutlich noch schneller realisierbar, da dort die zum jetzigen Zeitpunkt bereits herstellbaren Halbzeuge eingesetzt werden könnten.

### 7.2.3 Weiterentwicklungsansätze

Neben der Optimierung des Verfahrens zur Herstellung der hier untersuchten Bauteilgeometrie sollte anhand eines modular aufgebauten Werkzeugs eine Parameterstudie zu verschiedenen Bauteilabmessungen durchgeführt werden. Das Ziel sollte sein, eine möglichst hohe Formenvielfalt unter den gleichen oder nur geringfügig veränderten Randbedingungen herzustellen. Ein Schwerpunkt sollte hierbei die Dickenreduktion bei Erhaltung der Duktilität sein. Denkbar wäre dann auch eine Kaltumformung der Aluminiumteile quer zur Faserrichtung.

Darüber hinaus sollte überprüft werden, ob das Prinzip auf eine allseitig offene Kavität ausweitbar ist. Dies würde mehr Freiheiten für die Faseranordnung mit sich bringen und dem Verfahren breitere Anwendungsmöglichkeiten eröffnen.

Neben der Lochleibungsverbindung ergibt sich durch die Verwendung von metallischen Matrixwerkstoffen auch die Möglichkeit zur Herstellung von Schweißverbindungen. Aufgrund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums und der niedrigen Temperaturbeständigkeit des angebondenen FKV kommen hierfür nur Verfahren mit niedrigem Wärmeinput in Frage. Erste Versuche das Rührreibschweißverfahren (friction stir welding) anzuwenden waren an der MPA-Stuttgart bereits erfolgreich. Dieses Schweißverfahren könnte für die Anbindung an andere metallischen Werkstoffe oder für die Herstellung von Mehrschichtverbunden verwendet werden.

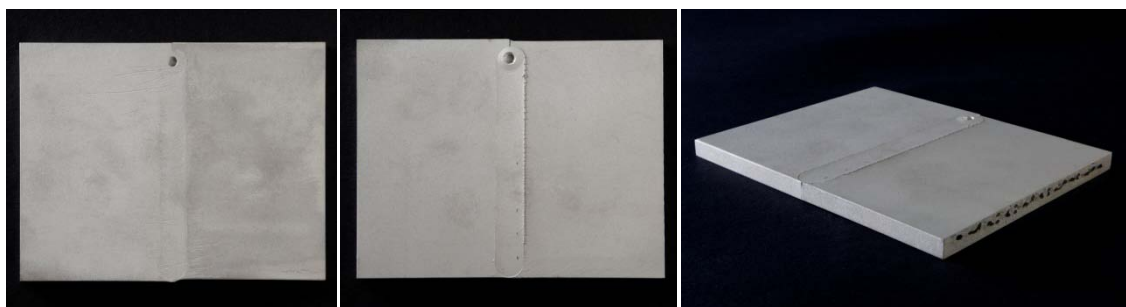


Abbildung 7-1 Erste Versuche zur Anwendung des Rührreibschweißverfahrens, durchgeführt durch die MPA Stuttgart; *links*: Draufsicht; *mittig*: Untersicht; *rechts*: Isometrie

## Literatur

- [1] Denonville, J. et al.: *Materialgerechtes Fügen von Faserverbundprofilen (Kurztitel) Abschlussbericht*, ILEK und IFU der Universität Stuttgart, August 2014.
- [2] Schürmann, H.: *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [3] Genzel, E.: *Zur Geschichte der Konstruktion und der Bemessung von Tragwerken des Hochbaus aus faserverstärkten Kunststoffen 1950-1980*, Weimar: Bauhaus-Universität Weimar, 2006.
- [4] Engelsmann, S.; Spalding, V.; Peters, S.: *Kunststoffe In Architektur und Konstruktion*, Basel: Birkhäuser, 2010.
- [5] Genzel, E.; Voigt, P.: *Kunststoffbauten. Teil 1*, Weimar: Bauhaus-Universität, 2005.
- [6] Knippers, J. et al.: *Atlas Kunststoffe + Membranen: Werkstoffe und Halbzeuge, Formfindung und Konstruktion*, München: Ed. Detail - Inst. für Internat. Architektur-Dokumentation, 2010.
- [7] Allgemeine bauaufsichtliche Zulassung Z-10.9-299: *Pultrudierte Profile aus glasfaserverstärkten Kunststoffen; Doppel-T-Profil, U-Profil, Winkelprofil, Vierkanthohlprofil und Flachprofil*, Berlin, Deutsches Institut für Bautechnik, Dezember 2011.
- [8] Oppe, M.: *Zur Bemessung geschraubter Verbindungen von pultrudierten faserverstärkten Polymerprofilen*, Aachen: Shaker, 2009.
- [9] Huybrechts, D.; Michaeli, W.; Wegener, M.: *Dimensionieren mit Faserverbundkunststoffen: Einführung und praktische Hilfen*, München: Hanser, 1995.
- [10] Carlsson, L.A.; Pipes, R.B.: *Hochleistungsfaserverbundwerkstoffe: Herstellung und experimentelle Charakterisierung*, Stuttgart: Teubner, 1989.
- [11] Unseld, P.: *Ein Beitrag zur Herstellung metallischer Verbundwerkstoffe durch teilflüssigeltixotrope Formgebung*, Frankfurt am Main: MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, 2009.
- [12] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1342-1: Viskosität - Rheologische Begriffe*, November 2003.
- [13] Roos, E.; Maile, K.: *Werkstoffkunde für Ingenieure Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- [14] Hornbogen, E.; Eggeler, G.; Werner, E.: *Werkstoffe - Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, April 2008.
- [15] Griffith, A.A.: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, 221 (1921), 582-593, 163 –198.

- [16] Moser, K.: *Faser-Kunststoff-Verbund*, Düsseldorf: VDI-Verl., 1992.
- [17] R&G Faserverbundwerkstoffe GmbH (Hrsg.): *Faserverbundwerkstoffe - Handbuch Edition 06/2009*, Juni 2009.
- [18] Hartmann, D.; Greenwood, M.E.; Miller, D.: *High Strength Glass Fibers*, AGY, Technical Papers, 1996.
- [19] Kleinholz, R.: *Neue Erkenntnisse bei Textilglasfasern zum Verstärken von Kunststoffen*, 22. internationale Chemiefasertagung, Dornbirn, 1983.
- [20] Fitzer, E.; Heine, M.: *Verstärkte Kunststoffe in der Luft und Raumfahrttechnik*, Kohlhammer Stuttgart, 1986.
- [21] SGL Group - The Carbon Company: *Produktdatenblatt „The PAN-Based Carbon Fiber“*, Februar 2012.
- [22] Degischer, H.P.: *Leichtbau : Prinzipien, Werkstoffauswahl und Fertigungsvarianten*, Weinheim: WILEY-VCH, 2009.
- [23] Momentive: *Datenblatt - Epoxydharzsystem*, Februar 2014.
- [24] Kainer, K.U.; Deutsche Gesellschaft für Materialkunde: *Metallische Verbundwerkstoffe*, Weinheim [u.a.]: Wiley-VCH, 2003.
- [25] Bieri, B.G.: *Thixoforming von Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierungen*, Dissertation, Zürich: Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 2000.
- [26] Chawla, N.; Chawla, K.K.: *Metal Matrix Composites*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- [27] Everett, R.K. (Hrsg.); Arsenault, R.J. (Hrsg.): *Metal matrix composites*, Boston: Academic Press, 1991.
- [28] Ostermann, F.: *Anwendungstechnologie Aluminium*, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg unter <<http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-69451-9>>, 2007.
- [29] Ballmes, H.; Rottmaier, C.A.; Singer, R.F.: *Herstellung von Kohlenstofflangfaser-Aluminiumverbunden im Druckguss, Verbundwerkstoffe*, Tagungsbeitrag, 17. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, WILEY-VCH, 04 2009, 80–85.
- [30] Kleiner, S. et al.: Microstructure and mechanical properties of squeeze cast and semi-solid cast Mg-Al alloys, *Journal of Light Metals*, Volume 2 (2002), 4, 277–280.
- [31] Kainer, K.U.: *Magnesium alloys and technology*, [Oberursel]: DGM, 2003.
- [32] Messmer, G.: *Gestaltung von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden von Aluminium- und Messinglegierungen in automatisierten Schmiedezellen*, Frankfurt [Main]: MAT-INFO, Werkstoff-Informationsges., 2006.
- [33] Kiuchi, M.; Kopp, R.: *Mushy / Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future*, *CiRP-Manufacturing Technology*, Tagungsbeitrag, 51, 2002, 653–670.
- [34] Siegert, K. et al.: *Thixoschmieden von Aluminiumbauteilen*, 7. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Tagungsbeitrag, Oktober 2000.

- [35] Siegert, K.; Meßmer, G.: *Gestaltung von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden von Aluminium- und Messinglegierungen in automatisierten Schmiedezellen*, Kompetenzzentrum Gießen und Thixo-Schmieden CCT, Tagungsbeitrag, 24. Aalener Gießereisymposium, April 2003.
- [36] Rajan, T.P.D.; Pillai, R.M.; Pai, B.C.: Review reinforcement coatings and interfaces in aluminium metal matrix composites, *Journal of Materials Science*, 33 (1998), 14, 3491–3503.
- [37] Feldhoff, A.: *Beiträge zur Grenzschichtoptimierung im Metall-Matrix-Verbund Carbonfaser-Magnesium*, Aachen: Shaker, 1998.
- [38] Kuhn, N.; Klapötke, T.M.: *Allgemeine und Anorganische Chemie*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2014.
- [39] Ottmüller, M.: *Leistungsfähigere Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe durch Steuerung der Reaktionen an der Faser-Matrix-Grenzfläche*, 2001.
- [40] Zabolotsky, A.A.: Structure and properties formation of metal matrix composites, *Composites Science and Technology*, 45 (1992), 3, 233–240.
- [41] Portnoi, K.I. et al.: Dependence of the properties of a carbon-aluminium composite material on its carbide phase content, *Soviet powder metallurgy and metal ceramics*, 20 (1981), 2, 116–119.
- [42] Masson, J.-J.: *Festigkeitsoptimierung aus Prepregs hergestellter kohlenstofffaserverstärkter Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffe : 21 Tabellen*, Köln: Wiss. Berichtswesen der DLR, 1992.
- [43] Frank, W.B. et al.: Aluminum, *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2000.
- [44] Standage, A.E.; Gani, M.S.: Reaction Between Vitreous Silica and Molten Aluminium, *Journal of The American Ceramic Society*, Vol. 50 (1967), 2, 101–105.
- [45] Jones, R.M.: *Mechanics of composite materials*, Washington: Scripta Book Comp., 1975.
- [46] Puck, A.: *Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichten-Verbund-Bauelementen*, 1967.
- [47] Puck, A.: *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten : Modelle für die Praxis*, München: Hanser, 1996.
- [48] Beck, F.U.: *Verbindungstechnik strukturell tragender CFK-Al-Mischverbindungen im Automobilbau*, Göttingen: Cuvillier, 2013.
- [49] Schlaich, M. et al.: Zügelemente aus CFK und ihre Verankerungen, *Bautechnik*, 89 (2012), 12, 841–850.
- [50] Kolesnikov, B.; Herbeck, L.; Fink, A.: CFRP/titanium hybrid material for improving composite bolted joints, *Composite Structures*, 83 (2008), 4, 368–380.
- [51] Hau, E.: *Windkraftanlagen: Grundlagen, Technik, Einsatz, Wirtschaftlichkeit*, Berlin: Springer, 2008.
- [52] Wiedemann, J.: *Leichtbau Elemente und Konstruktion*, Berlin; New York: Springer, 2007.

- [53] Wilmes, H. et al.: *Festigkeitsanalysen von Bolzenverbindungen für CFK-Bauteile mit dem Ziel der Erstellung von Dimensionierungsrichtlinien*, 1999.
- [54] Bleier, A.: *Prüfverfahren zur Ermittlung exakter Werkstoffkennwerte einer unidirektionalen Schicht unter besonderer Berücksichtigung physikalischer Nichtlinearitäten*, Schriftenreihe Konstruktiver Leichtbau mit Faser-Kunststoff-Verbunden, Darmstadt: TU Darmstadt, November 2011.
- [55] Fischer, O.W.: *Faserbruchgeschehen in kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff*, Aachen: Mainz, 2003.
- [56] Lechnickij, S.G.: *Anisotropic plates*, New York [u.a.]: Gordon & Breach, 1968.
- [57] Verein Deutscher Ingenieure: *VDI-Richtlinie 2014: Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund - Berechnung*, Beuth Verlag, September 2006.
- [58] Arbeitskreis „Tragende Kunststoffbauteile“ des Bau-Überwachungsvereins (BÜV): *BÜV Empfehlung: Tragende Kunststoffbauteile im Bauwesen - Entwurf, Bemessung und Konstruktion*, August 2010.
- [59] Clarke, J.L.: *Structural Design of Polymer Composites: Eurocomp Design Code and Handbook: Eurocomp Design Code and Background Document*, London: Routledge Chapman & Hall, Mai 1996.
- [60] Gray, E.F.: *Structural Plastics Design Manual*, (1984).
- [61] Fiberline Composite A/S: *Fiberline Konstruktionshandbuch*, Mai 2003.
- [62] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 1259-1: Glas-Teil 1: Begriffe für Glasarten und Glasgruppen*, Beuth Verlag GmbH, September 2001.
- [63] Kopp, J.: *Zur Spannungs- und Festigkeitsanalyse von unidirektionalen Faserverbundkunststoffen*, Dissertation, Aachen: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2000.
- [64] Soden, P.D.; Hinton, M.J.; Kaddour, A.S.: Lamina properties, lay-up configurations and loading conditions for a range of fibre-reinforced composite laminates, *Composites Science and Technology*, (1998), Special Issue, 58, 1011–1022.
- [65] Diem, H.: *Tragfähigkeit von Bolzenverbindungen in dickwandigen Faserverbundstrukturen*, Technische Universität München, 2007.
- [66] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *Eurocode 9: Bemessung und Konstruktion von Aluminiumtragwerken - Teil 1-1: Allgemeine Bemessungsregeln; Deutsche Fassung EN 1999-1-1: 2007*, Beuth Verlag GmbH, Berlin, März 2014.
- [67] AGY: *Datenblatt für S2-Glasfasern*.
- [68] Torayca: *Produktdatenblatt für T300 - No.CFA 001*.
- [69] Hart-Smith, L.J.: Advances in the Analysis and Design of Adhesive Bonded Joints in Composite Aerospace Structures, *SAMPE Process Engineering* 19, (1974), 722–737.
- [70] Müller, A.: *Diplomarbeit: Integration faserartiger Verstärkungs- sowie höherfester Metallkomponenten in Leichtmetallmatrizes durch Formgebung im teilflüssigen Materialzustand*, Betreuer: Kim Riedmüller (IFU), Jürgen Denonville (ILEK), Januar 2013.

- [71] Younes, A. et al.: *Materialverhalten von AR-Glas- und Carbonfilamentgarnen unter Dauerlast- sowie unter Hochtemperatureinwirkung, 4th Colloquium on Textile Reinforced Structures*, Tagungsbeitrag, 4th Colloquium on Textile Reinforced Structures, Dresden.
- [72] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben*.
- [73] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: *DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe-Zugversuche-Teil 1 - Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, Dezember 2009.
- [74] Gabriel, M.: *Numerische Untersuchungen zur Tragfähigkeit einer Schraubenverbindung von Faser-Aluminium-Bauteilen*, Betreuer: Jürgen Denonville, Juli 2013.
- [75] Rust, W.: *Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Geometrie, Material*, Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden, 2011.
- [76] Girkmann, K.: *Flächentragwerke: Einführung in die Elastostatik der Scheiben, Platten, Schalen und Faltwerke*, Wien: Springer, 1959.



## Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1-1	<i>links:</i> Monsanto House of the Future (1957) aus [5]; <i>rechts:</i> Fiberglashaus FG2000 der Firma FG Design Wolfgang Feierbach (1970) aus [6]	1
Abbildung 1-2	Vergleich der spezifischen Eigenschaften von unidirektionalen und quasi-isotropen FKV-Bauteilen [9]	2
Abbildung 1-3	Visualisierung des Lösungsansatzes am Beispiel verschiedener Profile aus GfK; <i>links:</i> Doppel-T-Profil; <i>mittig:</i> U-Profil; <i>rechts:</i> Flachprofil	4
Abbildung 2-1	Grafische Darstellung eines unidirektionalen Verbundwerkstoffs (UD) und eines Mehrschichtverbunds (MSV) [2]	6
Abbildung 2-2	Einfluss des Faserdurchmessers/Faservolumens auf die erreichbare Zugfestigkeit am Beispiel von Glasfasern; nach [15], entnommen aus [2]	7
Abbildung 2-3	Spannungs-Dehnungs-Diagramm für verschiedene Fasertypen aus [17]	8
Abbildung 2-4	Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von $T = 24$ h aus [18]	9
Abbildung 2-5	Herstellungsverfahren im Verhältnis auf das erreichbare Faservolumen [4]; RTM = Resin Transfer Moulding, SMC = Sheet Moulding Compound	15
Abbildung 2-6	Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [6]	15
Abbildung 2-7	Form zur Herstellung des polymer gebundenen Faseranteils der Bauteilversuche; <i>links:</i> Draufsicht mit einem Testbauteil ohne Abdeckung; <i>rechts:</i> Isometrie ohne Abdeckung	16
Abbildung 2-8	Schematische Darstellung des Squeeze-Casting-Verfahrens zur Herstellung von FMV [26]	17
Abbildung 2-9	Entwicklung der spezifischen Oberfläche in Abhängigkeit des Faservolumens und des Faserdurchmessers nach [31]	18
Abbildung 2-10	Schematische Darstellung eines globularen Gefüges und dessen Bewegung bei Gestaltänderung [33]	19
Abbildung 2-11	Einfluss der Formgebungstemperatur auf die Formteilkomplexität und Bauteilfestigkeit mit Zuordnung der Verfahrensbezeichnungen [35]	20
Abbildung 2-12	Vereinfachte Darstellung des Thixoschmiedeverfahrens im offenen Gesenk [32]	21
Abbildung 2-13	Verbundfestigkeit in Abhängigkeit des Volumenanteil des Aluminiumcarbids ( $Al_4C_3$ ) [40]	22
Abbildung 2-14	Eindringtiefe der chemischen Reduktion in die Glasfaser ( $SiO_2$ ) in Abhängigkeit der Eintauchzeit in flüssiges Aluminium; <i>links:</i> an der Faser selbst; <i>rechts:</i> als Funktionen in Abhängigkeit der Aluminiumtemperatur [44]	23
Abbildung 2-15	Exemplarische Darstellung unterschiedlicher Faser-Matrix-Kombinationen für Verbundwerkstoffe entnommen aus [14]	24

---

Abbildung 2-16	Versagensarten unterschieden zwischen Faserbruch und Zwischenfaserbruch [47]	26
Abbildung 3-1	Beispiele der für FKV eingesetzten Verbindungsarten [2]	28
Abbildung 3-2	Übersicht über Verbindungstechniken für Zugglieder aus CfK aus [49]; Die in der Tabelle aufgeführten Quellen beziehen sich auf die Quellenangaben in [49] (Hervorhebung durch den Verfasser)	29
Abbildung 3-3	CfK/Titan-Verbund aus [50]; <i>links</i> : Übergang von Titan zu CfK; <i>rechts</i> : Hybridverbund CfK mit Titaneinlagen	30
Abbildung 3-4	Rotorblattanschluss von Windkraftanlagen aus [51]; <i>links</i> : eingeklebte Aluminiumflansche; <i>rechts</i> : einlamierte Hülsen	30
Abbildung 3-5	<i>links</i> : Stabwerkmodell einer einfachen Lochleibungsverbindung unter Zugbelastung; <i>rechts</i> : Versagensarten einer Lochleibungsverbindung aus [53]	31
Abbildung 3-6	Exemplarische Darstellung der Spannungsüberhöhungen im Wangenbereich	32
Abbildung 3-7	Bezeichnung und schematische Darstellung der Versagensarten aus [58]	33
Abbildung 3-8	Bezeichnungen Bauteilabmessungen für die Nachweisführung aus [58]	34
Abbildung 3-9	Abmessungen der Verbindung für die Nachweise der Vergleichsbauteile; Bauteildicke $t = 10$ mm (Angaben in mm)	42
Abbildung 4-1	Vereinfachte Darstellung der wesentlichen Veränderungen des Herstellungsverfahrens; von <i>links</i> nach <i>rechts</i> : Standardform, Öffnung der Form, gezielte Temperaturregelung, Verjüngung der geöffneten Formöffnungen	46
Abbildung 4-2	Geometrie des Aluminiumanteils der Bauteile in Draufsicht, Ansicht und Isometrie mit Abmessungen (Angaben in mm)	47
Abbildung 4-3	Schematische Darstellung zweier Ausführungsvarianten für den Matrixübergang	48
Abbildung 4-4	Grafische Darstellung des Werkzeugs zur Herstellung des metallisch gebundenen Anteils des Faserverbundbauteils (Quelle: IFU)	49
Abbildung 4-5	Schnitt durch die geschlossene Form ergänzt durch die Sollgeometrie der Aluminiummatrix (grün) und der Faserlage (blau) (Angaben in mm)	49
Abbildung 4-6	Verfahrensablauf des Herstellungsverfahrens in Bildern a) bis f)	50
Abbildung 4-7	Darstellung der Trennschnittposition für die Überprüfung der Faserinfiltration	52
Abbildung 4-8	Exemplarische Darstellung eines Schnittbilds für den Schnitt A-A	52
Abbildung 4-9	Mikroskopaufnahmen des in Abbildung 4-8 markierten Faserstrangs in 100-, 500- und 1000-facher Vergrößerung (Faserdurchmesser $d_F = 7$ $\mu\text{m}$ )	52
Abbildung 4-10	Finale Faseranordnung bei der Bauteilherstellung (Angaben in mm)	53
Abbildung 4-11	Einspannvorrichtung; <i>links</i> : unterer Teil oben offen; <i>rechts</i> : geschlossen	55

Abbildung 4-12	Vorspannvorrichtung im eingebauten Zustand; <i>links</i> : vollständige Darstellung des Werkzeugs; <i>rechts</i> : Draufsicht des unteren Teils des Werkzeugs mit Beschriftung ((1)Vorspanneinrichtung, (2) Abstandhalter, (3) Kontur des Werkzeugs, (4) Kontur des Aluminiumanteils nach dem Umformen)	55
Abbildung 4-13	Schematische Darstellung der Verteilung der Aluminiumschmelze (blau) in der Form (schwarz) nach dem Eingießen direkt vor dem Formschluss	56
Abbildung 4-14	Exemplarische Darstellung der Ergebnisse einer Temperaturmessung für die Zieltemperatur $T = 140\text{ °C}$	57
Abbildung 4-15	Ergebnis der Temperaturmessung für eine Zieltemperatur von $T = 140\text{ °C}$ , bezogen auf die Formenabmessungen anhand eines Schnitts durch die geschlossene Form	57
Abbildung 4-16	Drei mit Carbonfasern und Aluminiummatrix hergestellte Bauteile	58
Abbildung 4-17	Unterseite zweier glasperlgestrahlter Bauteile; <i>links</i> : einfache Ansicht; <i>rechts</i> : Ansicht mit markierten Fließfronten	59
Abbildung 4-18	Verfärbung an AR-Glasfasern unter steigender Temperatur, aus [71]	60
Abbildung 4-19	Querschnittsbilder unterschiedlicher Faservolumenanteile der Carbonfaser; <i>oben</i> : 6,6 % sehr gute Infiltration (= 4 Stränge je Stift); <i>unten</i> : 13,2 % schlechte Infiltration (= 8 Stränge je Stift)	61
Abbildung 4-20	Bestimmung des Faservolumenanteils eines sehr gut infiltrierten Faserbündels; <i>links</i> : Carbonfaser; <i>rechts</i> : Glasfaser	61
Abbildung 5-1	Experimentell untersuchte Bereiche des neuen Verfahrens; A = FMV; B = Übergang von FMV zu FKV; C = Bauteil	63
Abbildung 5-2	Faserlage innerhalb der Probekörper für die untersuchten Fasermengen	65
Abbildung 5-3	<i>links</i> : Grafische Darstellung der Sollmaße der Probekörper für Zugversuche (Angaben in mm); <i>rechts</i> : zugeschnittene Zugproben mit Farbkodierung	66
Abbildung 5-4	Draufsicht einer geprüften Probe mit angeschnittenen Fasern	67
Abbildung 5-5	Vergleich ausgewählter Spannungs-Dehnungs-Verläufe von $\text{AlSi7Mg0,3}$ -Zugproben	68
Abbildung 5-6	Theoretische Spannungs-Dehnungs-Verläufe gemäß RoM für $\text{AL}_{\text{C}2,4,8}$ ; $\text{AL}_{\text{G}2,4,8}$ unter Verwendung der Proben $\text{Alu}_{\text{06}_R_{23}}$ (AL) und $\text{AL5}$	69
Abbildung 5-7	Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination $\text{AL}_{\text{C}}$ ; <i>links</i> : Versuchsergebnisse; <i>rechts</i> : Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der beiden Verbundpartner selbst	72
Abbildung 5-8	<i>links</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben $\text{AL4}$ und $\text{AL5}$ ; <i>rechts</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben	75

Abbildung 5-9	Spannungs-Dehnungs-Verläufe der Vorversuche zu Carbonfaserverstärkten Proben mit einem Faservolumen von $\varphi = 18,9\%$ , mittig entnommen, ergänzt durch die Werte der Verbundpartner; Werte entnommen aus [70]	77
Abbildung 5-10	Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL_G; <i>links</i> : Versuchsergebnisse solo; <i>rechts</i> : Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der Verbundpartner	79
Abbildung 5-11	<i>links</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche G2, G4 und G8, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben <i>Alu_06_R_23</i> , <i>AL4</i> und <i>AL5</i> ; <i>rechts</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben	80
Abbildung 5-12	Probekörpergeometrie für die Auszugsversuche in Ansicht und Draufsicht (Angaben in mm)	84
Abbildung 5-13	Probe <i>C4_AZ04</i> als Beispiel für Faseranschnitt; <i>links</i> : vor der Bearbeitung <i>rechts</i> : nach der Bearbeitung	85
Abbildung 5-14	Kraft-Weg-Diagramm der Auszugsversuche mit Carbonfaser (Erstversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8; Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 5-12	87
Abbildung 5-15	Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit C-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle	88
Abbildung 5-16	Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)	91
Abbildung 5-17	Auszugsversuche der C-Faser mit DMS im Vergleich mit Ergebnissen der ausgewählten Zugproben	92
Abbildung 5-18	Kraft-Weg-Diagramm der Auszugsversuche mit Glasfaser (Erstversuch) der Fasermengen G2, G4 und G8; Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 5-12	94
Abbildung 5-19	Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen G2, G4 und G8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)	95
Abbildung 5-20	Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit G-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle	96
Abbildung 5-21	Spannungs-Dehnungs-Verläufe der mit DMS versehenen Proben der Reihen G4 und G8 im Vergleich mit Referenzproben der Zugversuche	97
Abbildung 5-22	Abmessungen der Prüfkörper für Bauteilversuche in Draufsicht (oben) und Längsschnitt (unten) (Angaben in mm)	99

---

Abbildung 5-23	Position und Richtung der DMS für die Bauteilversuche; DMS mit ungerader Nummer: Dehnungsmessung in Faserrichtung; DMS mit gerader Nummer: Dehnungsmessung orthogonal zur Faserrichtung (Angaben in mm)	101
Abbildung 5-24	Versuchsordnung für die Bauteilversuche (Angaben in mm)	102
Abbildung 5-25	Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche <i>ALC4</i> ( <i>BT1</i> bis <i>BT5</i> )	103
Abbildung 5-26	Bruchbilder der Bauteilversuche mit Carbonfasern	104
Abbildung 5-27	Ergebnisse der DMS-Messungen an den Bauteilen mit Carbonfasern bezogen auf die Prüfkraft; Zuordnung der Kurven zu den Bauteilen über die Bruchkraft	105
Abbildung 5-28	Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche <i>ALG8</i> ( <i>BT1</i> bis <i>BT5</i> )	106
Abbildung 5-29	Bruchbilder der Bauteilversuche mit Glasfasern	107
Abbildung 5-30	Ergebnisse der DMS 1, 2, 3, 4, 6 der Bauteile <i>BT1</i> bis <i>BT3</i> bezogen auf die Prüfkraft	108
Abbildung 6-1	Wirkebenenbezogenes Bruchkriterium einer UD-Schicht nach [47]; <i>links</i> : ohne Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [47]; <i>rechts</i> : mit Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [2]	113
Abbildung 6-2	Vergleich der Ergebnisse der Zugversuche mit den simulierten Spannungs-Dehnungsverläufen des Aluminiums; ergänzt um eine exemplarische Darstellung der Spannungsverteilung in der Schulterprobe für verschiedene Spannungszustände 1 bis 6	117
Abbildung 6-3	Darstellung der modellierten Geometrie; <i>von links nach rechts</i> : Gesamtmodell, Faserlagen, Bolzen, Aluminiumplatte	119
Abbildung 6-4	<i>links</i> : Theoretische Lochleibungsspannung nach [76]; <i>rechts</i> : Leibungsspannungsverlauf in der numerischen Simulation	120
Abbildung 6-5	Draufsicht der modellierten Verbindung; <i>links</i> : unverformt; <i>mittig</i> : verformt; <i>rechts</i> : Schraubenloch ohne Bolzen verformt; Überhöhungsfaktor = 1,0	120
Abbildung 6-6	Darstellung der modellierten Faseranordnung, die den in Abbildung 6-7 dargestellten Dehnungen zugrunde liegt	121
Abbildung 6-7	Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den <i>Al_G8</i> -Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation (Sim)	121
Abbildung 6-8	Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der <i>Al_G8</i> -Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)	122
Abbildung 6-9	Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den <i>Al_C4</i> -Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation (Sim)	123
Abbildung 6-10	Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der <i>Al_C4</i> -Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)	124

Abbildung 6-11	Kraft-Weg-Diagramm der Simulationsergebnisse der Bauteilversuche <i>Al_C4</i> und <i>Al_G8</i> im Vergleich mit der reinen Aluminiumlegierung <i>Al55</i> ; als Weg wird die Lochaufweitung <i>LA</i> in Krafrichtung herangezogen (siehe Abbildung 6-12)	125
Abbildung 6-12	Vergleich der Spannungsverteilungen bei der jeweiligen maximal erreichbaren Kraft; <i>links</i> : <i>Al55</i> ; <i>mittig</i> : <i>Al_C4</i> ; <i>rechts</i> : <i>Al_G8</i>	126
Abbildung 6-13	Entwicklung der Spannungsverteilung vor dem Schraubenloch über verschiedene Lastinkremente am Beispiel <i>Al_C4</i> ; die horizontalen roten Linien stellen die Faserlage dar; Laststeigerung von <i>links</i> nach <i>rechts</i> ; konstante Farbskala	126
Abbildung 6-14	Kraft-Verformungs-Diagramm für verschiedene Faservolumina der unterschiedlichen Faserarten; <i>C4</i> = 6,6 %; <i>C6</i> = 9,9 %; <i>C8</i> = 13,2 %; <i>G8</i> = 7,1 %; <i>G12</i> = 10,7 %; <i>G16</i> = 14,2 %	127
Abbildung 6-15	Grafische Darstellung der überarbeiteten Übergangsgeometrie in Draufsicht, Ansicht und Isometrie (Angaben in mm)	131
Abbildung 6-16	Darstellung der modellierten Geometrie; <i>links</i> : ausgeführte Geometrie; <i>rechts</i> : optimierte Geometrie	132
Abbildung 6-17	Vergleich der normierten Fasernormalspannungen über die Faserlänge der ausgeführten Bauteilgeometrie und der optimierten Form für die Glasfaser und Carbonfaser; <i>L</i> = 0 = Faserende; <i>L</i> = 70 mm = Matrixende	133
Abbildung 7-1	Erste Versuche zur Anwendung des Rührreißschweißverfahrens, durchgeführt durch die MPA Stuttgart; <i>links</i> : Draufsicht; <i>mittig</i> : Untersicht; <i>rechts</i> : Isometrie	137
 Anhang		
Abbildung 0-1	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminiumzugproben	iii
Abbildung 0-2	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2	iv
Abbildung 0-3	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	v
Abbildung 0-4	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4	vi
Abbildung 0-5	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	vii
Abbildung 0-6	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8	viii
Abbildung 0-7	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	ix

## Abbildungsverzeichnis

---

Abbildung 0-8	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2	x
Abbildung 0-9	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	xi
Abbildung 0-10	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4	xii
Abbildung 0-11	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	xiii
Abbildung 0-12	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8	xiv
Abbildung 0-13	Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	xv

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1	Materialkennwerte verschiedener Glasfaserarten aus [2]	9
Tabelle 2-2	Tabellarische Auflistung der Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von $T = 24$ h aus [18]	10
Tabelle 2-3	Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Glasfaser	11
Tabelle 2-4	Materialkennwerte verschiedener Carbonfaserarten aus [2]; (S = Super; I = Intermediate; U = Ultra)	11
Tabelle 2-5	Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Carbonfaser	12
Tabelle 2-6	Übersicht verschiedener polymerer Matrixwerkstoffe aus [22]	13
Tabelle 2-7	Materialkennwerte des Epoxidharzsystems bestehend aus dem Harz <i>Epikote Resin LR235</i> und Härter <i>Epikure Curing Agent LH235</i> der Firma Momentive [23]	13
Tabelle 2-8	Im Rahmen des Forschungsprojekts durch das IFU untersuchte Aluminiumlegierungen [1]	14
Tabelle 2-9	Chemische Zusammensetzung der verschiedenen Glasfaserarten aus [18]	23
Tabelle 3-1	Materialkennwerte der Fiberline Profile aus [8]	32
Tabelle 3-2	Minimale Rand- und Lochabstände gemäß [7]	35
Tabelle 3-3	Materialkennwerte der Fiberline Profile; <sup>1)</sup> aus [7]; <sup>2)</sup> aus [8]	35
Tabelle 3-4	Grenzdehnungen für den Nachweis des Grenzzustands der Gebrauchstauglichkeit, ergänzt um die zugehörigen Materialparameter aus [7]	36
Tabelle 3-5	Materialkennwerte der UD-Schicht S-Glas + LY556/HY917/DY070 aus [55]; <sup>1)</sup> berechnete Werte; <sup>2)</sup> Versuchsergebnis von [55]; <sup>3)</sup> Versuchsergebnisse von [63]	37
Tabelle 3-6	Materialkennwerte der UD-Schicht C-Faser; <sup>1)</sup> Werte aus [55] T300 + LY556/HY917/DY070; <sup>2)</sup> Versuchsergebnis von [55]; <sup>3)</sup> Versuchsergebnis aus [64]; <sup>4)</sup> Versuchsergebnis aus [63]; <sup>5)</sup> Versuchsergebnis aus [50]; <sup>6)</sup> Werte aus [54] für UD-CfK mit $\phi_f = 60$ % ohne Materialangaben	38
Tabelle 3-7	Mindest- und Regelabstände für Schraubenverbindungen nach [66], bezogen auf den Lochdurchmesser $d_0$	39
Tabelle 3-8	Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen für verschiedene Aluminiumlegierungen; <sup>1)</sup> Vorversuche MFF; <sup>2)</sup> aus [11]; <sup>3)</sup> aus [66]	40
Tabelle 3-9	Referenzwerte; <sup>1)</sup> Werte und Nachweise nach AbZ [7]; <sup>2)</sup> Maximalwert aus Tabelle 3-3, Nachweise gemäß [57] und [58]; <sup>3)</sup> Werte aus Tabelle 3-5, Nachweise gemäß [57] und [58]; <sup>4)</sup> Maximalwerte aus Tabelle 3-6, Nachweise gemäß [57] und [58]	44
Tabelle 3-10	Referenzwerte; <sup>1)</sup> Vorversuche MFF; <sup>2)</sup> aus [11]; <sup>3)</sup> Standard-Knetlegierung; <sup>4)</sup> hochfeste Legierung	44



Tabelle 3-11	Vergleich der Faserfestigkeit mit den Faserspannungen bei Bruch des Bauteils; <sup>1)</sup> Angaben aus [11]; <sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]	44
Tabelle 5-1	Untersuchte Parameter der Zugversuche	64
Tabelle 5-2	Sollmaße der Probekörper für die Zugversuche; Bezeichnungen gemäß DIN 50125 [72]	65
Tabelle 5-3	Sollmaße der Probekörper der Vorversuche aus [70]	67
Tabelle 5-4	Festigkeit, Bruchdehnung, Elastizitätsmodul der Verbundpartner und daraus ermittelte Kennwerte der Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der theoretischen Faservolumenanteile gemäß RoM	70
Tabelle 5-5	Vergleich der Steigungen des faserdominierten Bereichs ( $0,15 \% < \varepsilon < 0,6 \%$ ) der ausgewählten Aluminium-Carbonfaser-Proben	74
Tabelle 5-6	Untersuchte Parameter der Auszugsversuche	83
Tabelle 5-7	Referenzwerte für Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit C-Fasern verstärkten Proben	88
Tabelle 5-8	Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen <i>AZ_C2, C4</i> und <i>C8</i> erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander	89
Tabelle 5-9	Referenzwerte für den Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit G-Fasern verstärkten Proben	93
Tabelle 5-10	Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen <i>AZ_G2, G4</i> und <i>G8</i> erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander	93
Tabelle 5-11	Ergebnisse der Bauteilversuche mit Carbonfasern	104
Tabelle 5-12	Ergebnisse der Bauteilversuche mit Glasfasern	107
Tabelle 5-13	Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilversuche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 3.4.2; <sup>1)</sup> Werte aus AbZ; <sup>2)</sup> Werte aus [8]; <sup>3)</sup> Werte aus den Zugversuchen; <sup>4)</sup> Werte aus [11]; <sup>5)</sup> Standardknetlegierung; <sup>6)</sup> hochfeste Legierung	110
Tabelle 5-14	Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten; <sup>1)</sup> Angaben aus [11]; <sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]; <sup>4)</sup> Herstellerangaben aus [21]	111
Tabelle 6-1	Angenommene Materialkennwerte für die numerischen Berechnungen; <sup>1)</sup> aus der Modellbildung (embedded region)	116
Tabelle 6-2	Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilversuche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 3.4.2 und der numerischen Simulation; <sup>1)</sup> Werte aus AbZ; <sup>2)</sup> Werte aus [8]; <sup>3)</sup> Werte aus den Zugversuchen; <sup>4)</sup> Werte aus [11]; <sup>5)</sup> Standardknetlegierung; <sup>6)</sup> hochfeste Legierung	129

Tabelle 6-3	Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten der Referenzwerte, der Versuchsergebnisse und der Ergebnisse der numerischen Simulation; <sup>1)</sup> Angaben aus [11]; <sup>2)</sup> Herstellerangaben aus [67]; <sup>3)</sup> Herstellerangaben aus [68]; <sup>4)</sup> Herstellerangaben aus [21]	130
-------------	--	-----

Anhang

Tabelle 0-1	Einstufungsbereiche der visuell abgeschätzten Infiltrationsgüte	ii
Tabelle 0-2	Abkürzungen für die Bruchstelle und Bruchart	ii
Tabelle 0-3	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium	iii
Tabelle 0-4	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 2	iv
Tabelle 0-5	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 4	vi
Tabelle 0-6	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 8	viii
Tabelle 0-7	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 2	x
Tabelle 0-8	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 4	xii
Tabelle 0-9	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 8	xiv

# Anhang

A 1	Ergebnisse der Zugversuche.....	ii
A 1.1	Bezeichnungssystematik für die Ergebnisdarstellung.....	ii
A 1.2	Versuchsergebnisse des Aluminiumgrundwerkstoffs .....	iii
A 1.3	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C2).....	iv
A 1.4	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C4).....	vi
A 1.5	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C8).....	viii
A 1.6	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G2) .....	x
A 1.7	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G4) .....	xii
A 1.8	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G8) .....	xiv
A 2	Ergebnisse der Zugversuche aus [70] .....	xvi
A 2.1	Versuchsergebnisse des Aluminiumgrundwerkstoffs aus [70].....	xvi
A 2.2	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben aus [70] .....	xvi
A 2.3	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben aus [70] .....	xvii

## A 1 Ergebnisse der Zugversuche

### A 1.1 Bezeichnungssystematik für die Ergebnisdarstellung

Der Anteil der infiltrierten Fasern gegenüber den nicht infiltrierten ist für die Auswertung der Ergebnisse der Proben mit eingebetteten Fasern von großer Bedeutung. Für die hier angebrachte Genauigkeit ist eine visuelle Einschätzung ausreichend. Diese Einschätzung erfolgt in fünf Bereichen, welche über die in Tabelle 0-1 aufgeführten Symbole gekennzeichnet sind. Proben, deren Fasern infolge der Probenherstellung angeschnitten wurden, werden ergänzend mit *A* deklariert.

Infiltrationsgüte [%]	0	25	50	75	100
Symbol	--	-	o	+	++

Tabelle 0-1 Einstufungsbereiche der visuell abgeschätzten Infiltrationsgüte

Die Bewertung der Infiltrationsgüte erfolgt an der Bruchstelle. Falls die Bruchstelle dazu nicht geeignet ist, wird die Probe in der Mitte durchtrennt und die Infiltration an der geschliffenen Fläche bewertet.

Die Bruchstelle und die Bruchart sind für die Auswertung der Ergebnisse ebenfalls interessant. Sie werden als Kombination der in Tabelle 0-2 aufgeführten Abkürzungen bezeichnet.

Bruchstelle	Abkürzung	Bruchart	Abkürzung
Mittig (innerhalb $L_0$ )	M	Glatter Bruch	G
Nahe der Schulter (innerhalb $L_0$ )	N	Geborstene Fasern	B
Im Schulterbereich (außerhalb $L_0$ )	S	Auszug	Z
Fließfront	F		

Tabelle 0-2 Abkürzungen für die Bruchstelle und Bruchart

## A 1.2 Versuchsergebnisse des Aluminiumgrundwerkstoffs

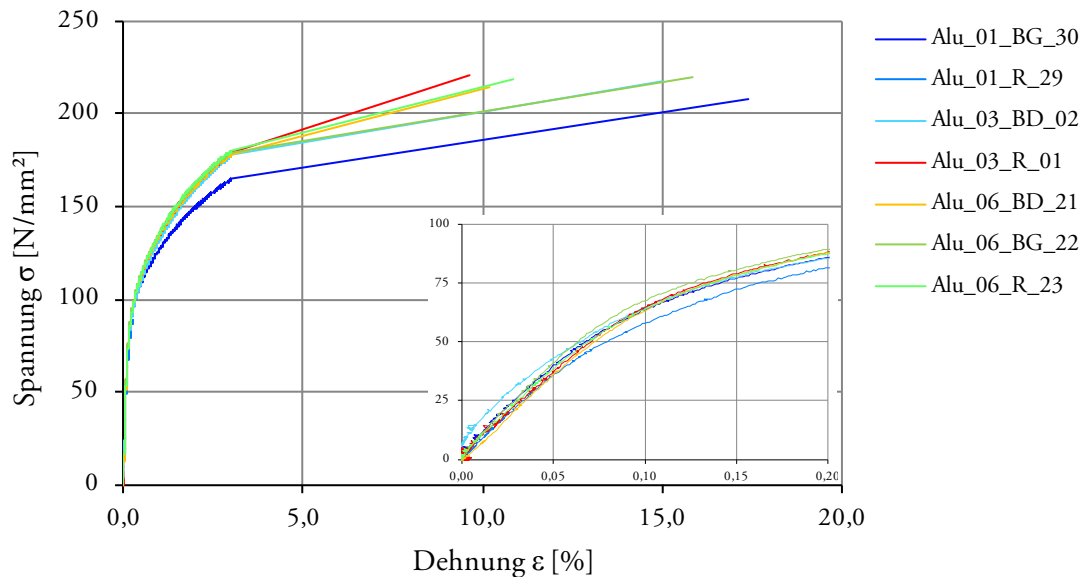


Abbildung 0-1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminiumzugproben

	a mm	b mm	$S_0$ mm <sup>2</sup>	$F_{max}$ N	$\epsilon_u$ %	$R_m$ MPa	$R_{p0.2}$ MPa	E GPa
Alu_01_BG_30	6,52	11,89	77,52	16.163	17,4	208,5	99,2	72,61
Alu_01_R_29	6,5	11,86	77,09	6.801	0,26	88,22	n.a.	69,72
Alu_03_BD_02	6,28	11,93	74,92	16.564	15,0	221,1	99,4	71,48
Alu_03_R_01	6,34	11,94	75,70	16.691	9,6	220,5	103,6	68,90
Alu_06_BD_21	6,58	11,89	78,24	16.806	10,2	214,8	102,1	75,27
Alu_06_BG_22	6,58	11,90	78,30	17.234	15,8	220,1	103,1	76,69
Alu_06_R_23	6,58	11,89	78,24	17.080	10,8	218,3	102,8	72,88

Tabelle 0-3 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium

Beschreibung:

- Die Streuung der ermittelten Materialkennwerte ist relativ gering.
- Die Probe *Alu\_01\_R\_29* kann aufgrund der niedrigen Bruchdehnung als Ausreißer betrachtet werden und wird im Weiteren nicht mehr berücksichtigt.
- Bruchdehnung der übrigen Proben  $\epsilon_u > 9,5$  %.
- Bruchspannungen  $\sigma_u > 200$  MPa.
- Spannungs-Dehnungsverlauf der Probe *Alu\_01\_BG\_30* weist im nichtlinearen Bereich ab einer Spannung von  $\sigma = 100$  MPa einen deutlich anderen Verlauf auf.
- Beide auffälligen Proben sind der Grundplatte *Alu\_01* entnommen.
- Linearer Bereich gültig für  $\sigma < 40$  MPa.

## A 1.3 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al\_C2)

Anzahl der eingelegten Rovings: 2

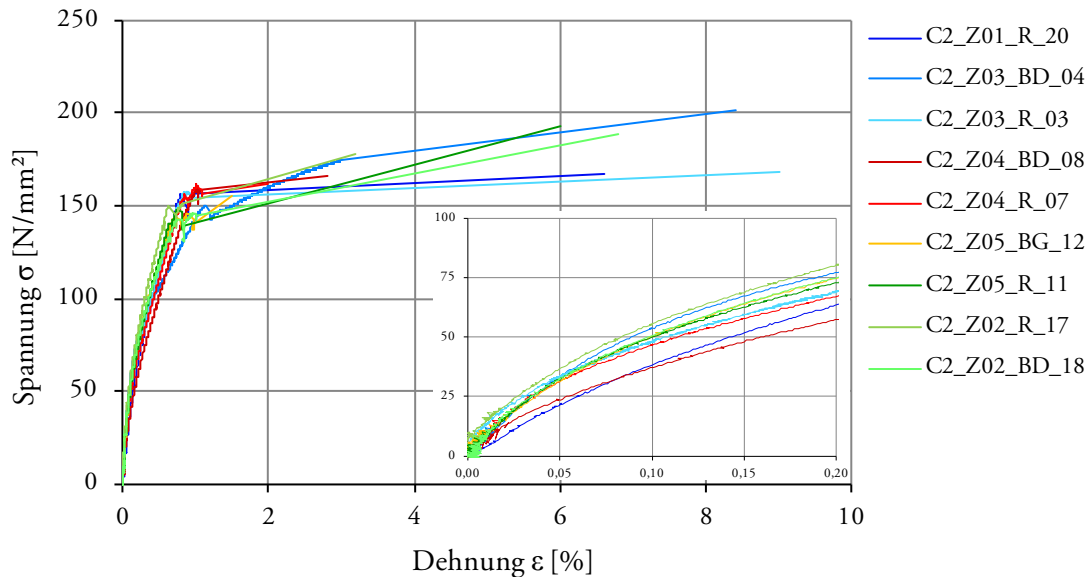
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 4,36 \%$ 

Abbildung 0-2 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2

	a	b	$S_0$	$F_{max}$	$\epsilon_u$	$R_m$	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm <sup>2</sup>	N	%	MPa	GPa		
C2_Z01_R_20	6,48	11,93	77,31	12.917	6,6	167,1	44,78	++	M
C2_Z02_BD_18	7,03	12,10	85,06	16.056	6,8	188,8	83,23	++	M/F
C2_Z02_R_17	7,04	12,15	85,54	15.226	3,2	178	72,03	++	M/G
C2_Z03_BD_04	6,51	11,97	77,92	15.800	8,4	202,8	71,41	o	M/Z
C2_Z03_R_03	6,54	11,96	78,22	13.127	9,0	167,8	71,16	+ / ++	M
C2_Z04_BD_08	6,49	11,97	77,69	12.925	2,8	166,4	54,46	-	M
C2_Z04_R_07	6,50	11,97	77,81	12.565	2,0	161,5	71,99	- / o	M/G
C2_Z05_BG_12	6,75	11,95	80,66	12.511	1,5	155,1	66,00	o / +	M/B
C2_Z05_R_11	6,75	12,00	81,00	15.671	6,0	193,5	74,51	++	M/G

Tabelle 0-4 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 2

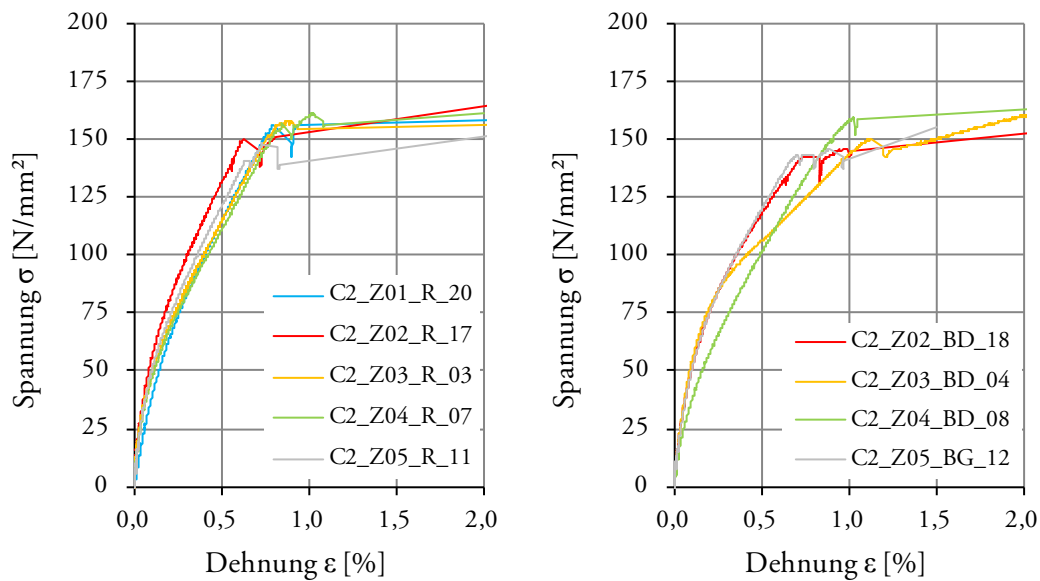


Abbildung 0-3 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

Beschreibung:

- Die Streuung der ermittelten Materialkennwerte ist relativ hoch.
- Spannungs-Dehnungs-Kurvenverläufe sind affin.
- Ein markanter Unterschied zwischen den Mittelproben und den Randproben besteht nicht. Die Streuung der Kurvenverläufe ist tendenziell bei den randnahen Proben höher.
- Bruchdehnungen streuen von  $1,5 \% < \epsilon_u < 9,0 \%$ .
- Der lineare Bereich ist klein, der angegebene E-Modul gilt für Spannungen  $\sigma < 25 \text{ MPa}$ .
- Alle Spannungs-Dehnungs-Linien weisen im Bereich  $140 \text{ MPa} < \sigma < 160 \text{ MPa}$  und  $0,5 \% < \epsilon_u < 1,0 \%$  einen Knick auf.
- Hinsichtlich der Steifigkeit zeigen die Proben aus der Mitte ein ähnliches Verhältnis zueinander wie die Proben vom Rand untereinander.
- Die Abnahme des Dehnungsaufnehmers erfolgte stets nach dem Knick bei  $\epsilon > 0,6 \%$ .

## A 1.4 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al\_C4)

Anzahl der eingelegten Rovings: 4

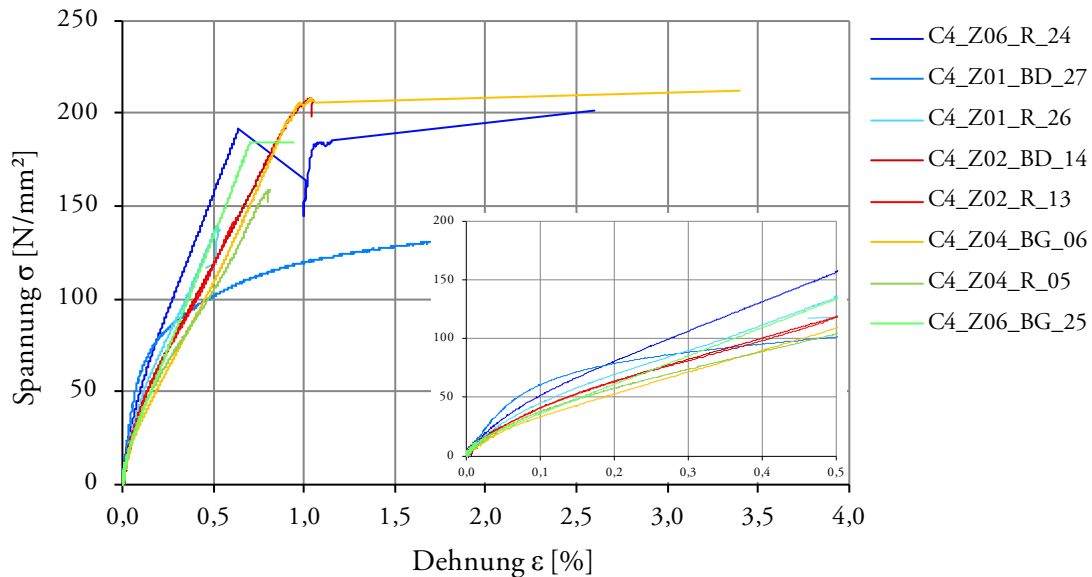
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 8,71 \%$ 

Abbildung 0-4 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4

	a	b	$S_0$	$F_{max}$	$\epsilon_u$	$R_m$	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm <sup>2</sup>	N	%	MPa	GPa		
C4_Z01_BD_27	6,53	11,97	78,16	11.383	3,20	145,6	83,54	--	S/F
C4_Z01_R_26	6,52	11,97	78,04	10.958	0,53	140,4	64,77	++	N/F
C4_Z02_BD_14	6,36	11,95	76,00	15.815	1,05	208,1	64,85	-/o	N/G
C4_Z02_R_13	6,36	11,93	75,87	10.915	0,64	143,9	55,05	o	N
C4_Z04_BG_06	6,53	11,98	78,23	16.584	3,4	212,0	46,37	-	M
C4_Z04_R_05	6,53	11,97	78,16	12.409	2,4	158,8	54,35	o/+	N
C4_Z06_BG_25	6,66	11,97	79,72	14.705	2,4	184,5	63,09	++	M/G
C4_Z06_R_24	6,65	11,96	79,53	16.022	2,6	201,4	74,00	++	M/G

Tabelle 0-5 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 4



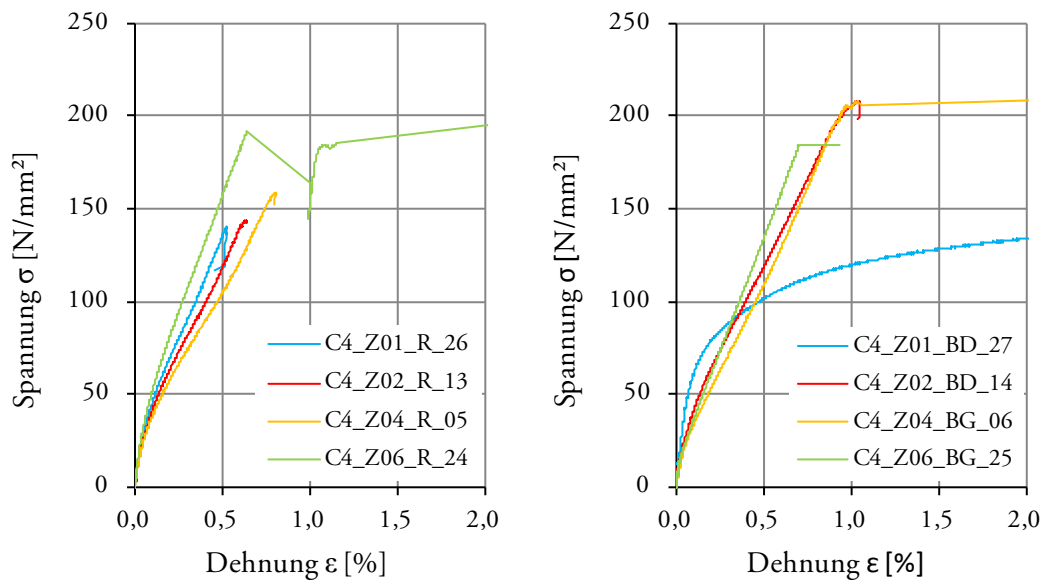


Abbildung 0-5 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

#### Beschreibung:

- Die Streuung der ermittelten Materialkennwerte ist hoch.
- Der Kurvenverlauf kann stark vereinfacht in drei Segmente unterteilt werden:
  - Teilbereich 1: linearer Verlauf
  - Teilbereich 2: erst stetige Abnahme, dann Zunahme der Steifigkeit
  - Teilbereich 3: linearer Verlauf, mit höherer Steifigkeit als in Teilbereich 2
- Teilbereich 2 ist unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei Probe *C4\_Z06\_R\_24* handelt es sich um einen quasi bilinearen Verlauf.
- Der lineare Bereich ist klein, der angegebene E-Modul gilt für Spannungen  $\sigma < 20$  MPa.
- Die randnahen Proben erreichen höhere Bruchspannungen.
- Bruchdehnungen streuen von  $0,53 \% < \varepsilon_u < 3,4 \%$ .
- Bei fünf von acht Proben liegt der Probenbruch im Bereich  $0,5 \% < \varepsilon_u < 1,0 \%$ . Zwei weitere Proben weisen einen Knick in diesem Bereich auf.
- Die Abnahme des Dehnungsaufnehmers erfolgte bei drei Proben jeweils nach einer Bruchankündigung (z.B. Knick)  $\varepsilon > 0,8 \%$ ,  $1,0 \%$  und  $1,1 \%$ .
- Ein Einfluss der Herstellung der Grundplatte zeigt sich anhand der Steifigkeitsverteilung, die innerhalb der Probekörpergruppen ähnlich ist.
- Probe *C4\_Z01\_BD\_27* zeigt einen zum reinen Aluminium affinen Verlauf. Der Probenbruch und ein Kontrollschnitt in Probenmitte ergaben, dass bei dieser Probe nahezu keine Infiltration vorhanden ist. Hier liegt demzufolge für die Ermittlung der Spannung der falsche Querschnitt zugrunde.

## A 1.5 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al\_C8)

Anzahl der eingelegten Rovings: 8

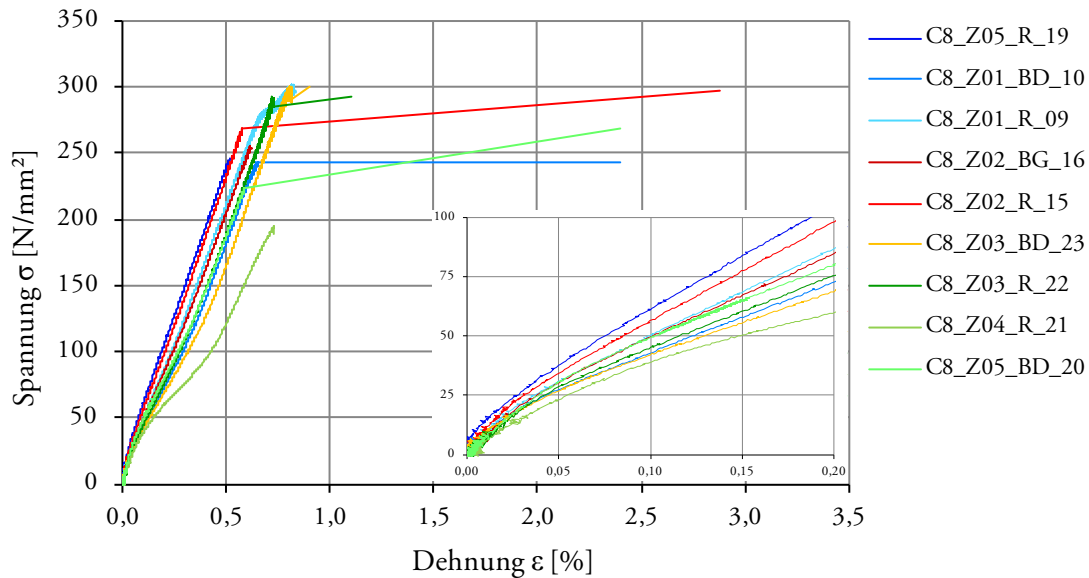
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 17,43 \%$ 

Abbildung 0-6 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8

	a mm	b mm	$S_0$ $\text{mm}^2$	$F_{\max}$ N	$\epsilon_u$ %	$R_m$ MPa	E GPa	Inf.	Bruch
C8_Z01_BD_10	6,52	11,95	77,91	18.977	2,40	243,6	67,59	o	N/Z
C8_Z01_R_09	6,52	11,96	77,98	23.528	0,83	301,7	74,07	+/A	N/G
C8_Z02_BG_16	6,40	11,94	76,42	19.520	0,62	255,4	74,41	+/A	N/F
C8_Z02_R_15	6,42	11,95	76,72	22.789	2,88	297	81,80	++	N
C8_Z03_BD_23	6,52	11,96	77,98	23.414	0,90	300,3	64,00	-	N
C8_Z03_R_22	6,51	11,96	77,86	22.830	1,10	293,2	66,09	-	N
C8_Z04_R_21	6,44	11,96	77,02	14.969	0,73	194,3	60,00	--/-	N
C8_Z05_BD_20	6,61	11,95	78,99	21.193	2,40	268,3	71,36	o/+	M
C8_Z05_R_19	6,60	11,93	78,74	19.412	3,60	246,5	94,15	++	M

Tabelle 0-6 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 8

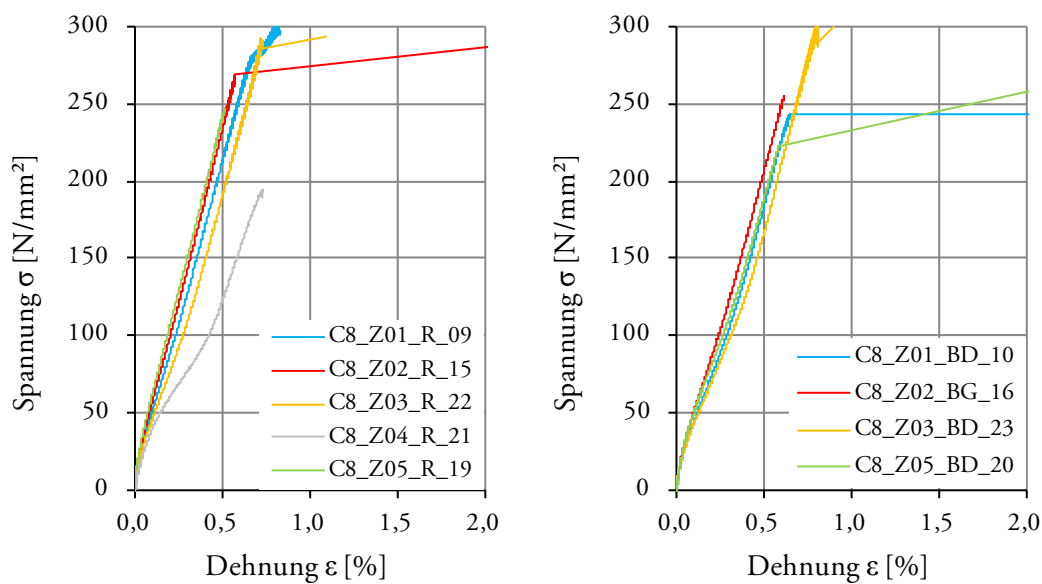


Abbildung 0-7 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

#### Beschreibung:

- Die Streuung der ermittelten Materialkennwerte über alle Versuche ist hoch. Bezogen auf die Position in der Grundplatte (Abbildung 0-7) sind die Streuungen relativ gering.
- Der Kurvenverlauf der Randproben und mancher Mittelproben kann stark vereinfacht in drei Segmente unterteilt werden.
  - Teilbereich 1: linearer Verlauf
  - Teilbereich 2: erst stetige Abnahme, dann Zunahme der Steifigkeit
  - Teilbereich 3: linearer Verlauf, mit höherer Steifigkeit als in Teilbereich 2
 Besonders deutlich zeigt sich diese drei Teilbereiche Probe *C8\_Z04\_R21*.
- Der lineare Bereich ist klein, das angegebene E-Modul gilt für Spannungen  $\sigma < 15$  bzw. 20 MPa.
- Bruchdehnungen streuen von  $0,62 \% < \varepsilon_u < 3,6 \%$ .
- Bei sechs von neun Proben liegt der Probenbruch im Bereich  $0,5 \% < \varepsilon_u < 1,0 \%$ . Zwei weitere Proben weisen einen Knick in diesem Bereich auf.
- Die Abnahme des Dehnungsaufnehmers erfolgte bei den Proben *C8\_Z01\_BD\_10*, *C8\_Z02\_R\_15*, *C8\_Z03\_R\_22*, *C8\_Z05\_BD\_20* vor der Bruchankündigung. Die jeweiligen Abnahmestellen sind deutlich durch einen Knick im Spannungs-Dehnungs-Verlauf zu erkennen.
- Der Einfluss der Herstellung der Grundplatte ist erkennbar.
- In Abbildung 0-6 ist gut zu erkennen, dass alle Proben im Bereich  $150 \text{ MPa} < \sigma < 250 \text{ MPa}$  nahezu die gleiche Steifigkeit besitzen. Die Steifigkeit liegt hier bei den Proben *C8\_Z02\_R15* und *C8\_Z05\_R19* bei  $E_1 = 45,2 \text{ GPa}$ , sonst bei  $E_1 = 43 \pm 0,5 \text{ GPa}$ .

## A 1.6 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al\_G2)

Anzahl der eingelegten Rovings: 2

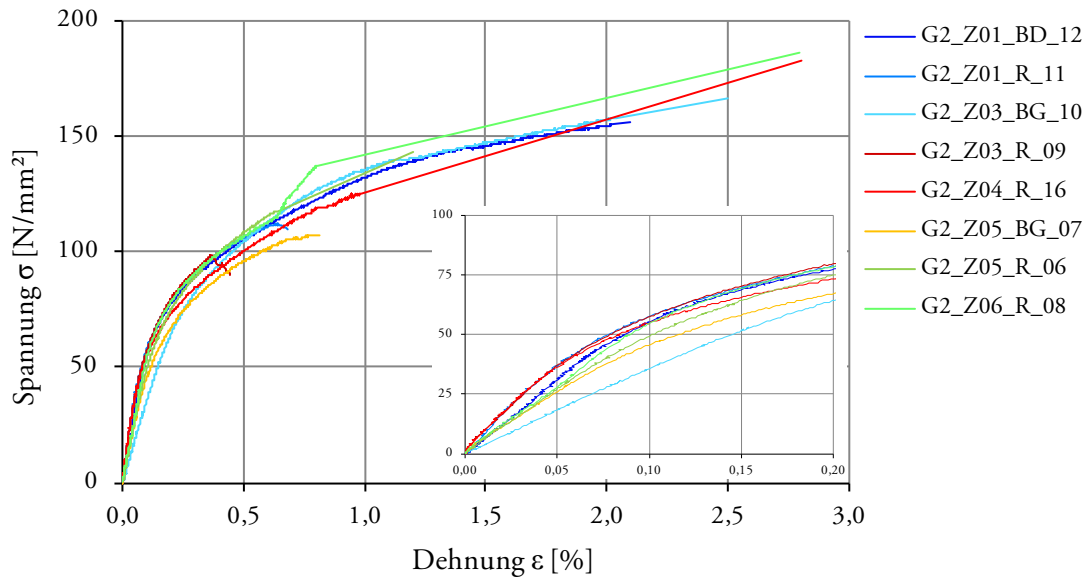
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 2,36 \%$ 

Abbildung 0-8 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2

	a	b	$S_0$	$F_{\max}$	$\epsilon_u$	$R_m$	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm <sup>2</sup>	N	%	MPa	GPa		
G2_Z01_BD_12	6,45	11,86	76,50	11.955	2,10	156,3	63,41	++/A	M
G2_Z01_R_11	6,44	11,86	76,38	8.923	0,68	116,8	85,00	++	M/Z
G2_Z03_BG_10	6,22	11,86	73,77	12.258	2,50	166,2	35,62	++	M
G2_Z03_R_09	6,22	11,84	73,64	7.502	0,44	101,9	75,02	++	M
G2_Z04_R_16	6,37	11,84	75,42	14.240	2,80	188,8	74,79	++	M
G2_Z05_BG_07	6,40	11,86	75,90	8.159	0,81	107,5	48,60	++	M/F
G2_Z05_R_06	6,38	11,87	75,73	10.843	1,20	143,2	52,24	++	N/B
G2_Z06_R_08	6,43	11,85	76,20	14.201	2,80	186,4	55,64	++	M

Tabelle 0-7 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 2

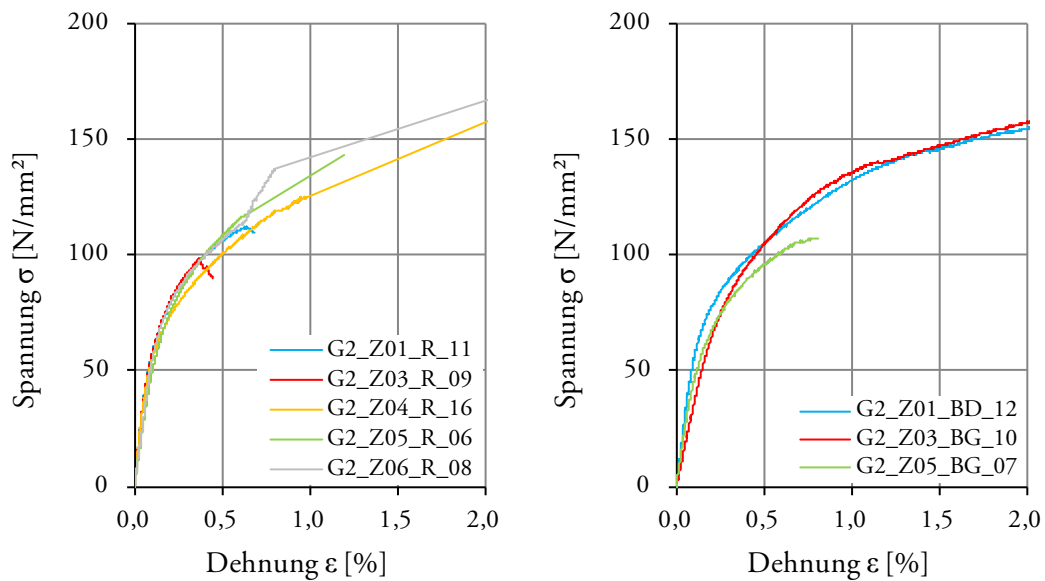


Abbildung 0-9 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

#### Beschreibung:

- Die ermittelten Kennwerte Elastizitätsmodul, Bruchdehnung und Bruchspannung weisen insgesamt eine große Bandbreite auf.
- Besonders hervorzuheben sind die Elastizitätsmoduln mit  $35 \text{ GPa} < E < 85 \text{ GPa}$ , denn diese Bandbreite ist bei diesem Faservolumengehalt nicht ausschließlich auf das Verbundverhalten zurückzuführen.
- Die Qualität der Infiltration ist über die gesamte Versuchsreihe sehr gut.
- Ein markanter Unterschied zwischen den Mittelproben und den Randproben besteht nicht. Die Streuung der Kurvenverläufe ist tendenziell bei den randnahen Proben höher.
- Ein Zusammenhang der Ergebnisse mit der Herstellungsqualität der Grundplatten lässt sich nicht ableiten.

## A 1.7 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al\_G4)

Anzahl der eingelegten Rovings: 4

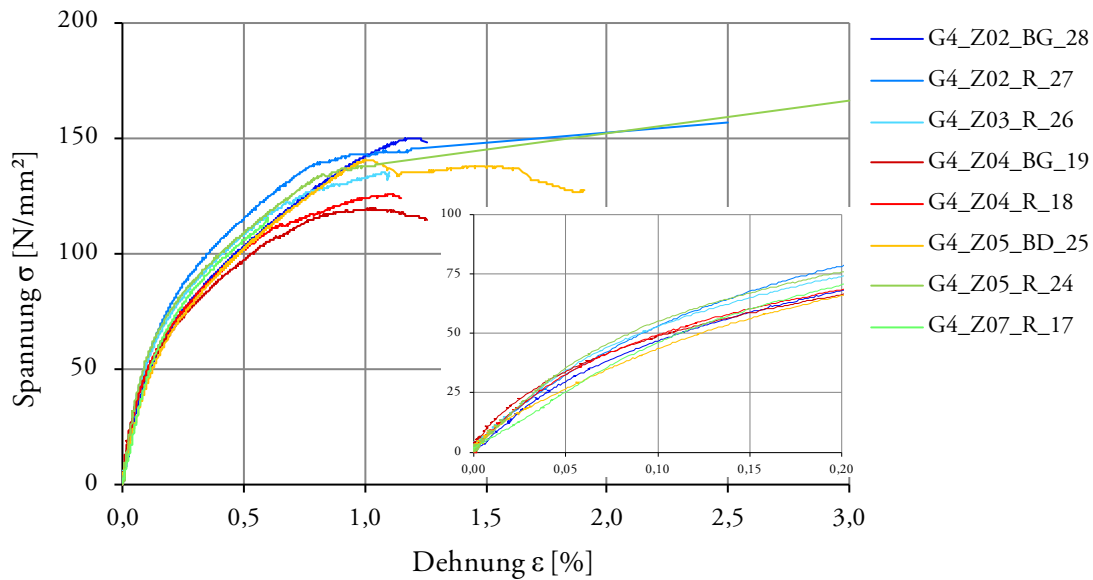
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 4,72\%$ 

Abbildung 0-10 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4

	a	b	$S_0$	$F_{max}$	$\epsilon_u$	$R_m$	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm <sup>2</sup>	N	%	MPa	GPa		
G4_Z02_BG_28	6,35	11,90	75,56	1.341	1,25	150,1	65,40	++	M/Z
G4_Z02_R_27	6,33	11,89	75,26	11.821	2,50	157,1	78,74	++/A	S
G4_Z03_R_26	6,44	11,90	76,64	10.363	1,10	135,2	75,96	++	S/Z
G4_Z04_BG_19	6,43	11,90	76,52	9.149	1,26	119,6	87,68	++	M/F
G4_Z04_R_18	6,40	11,87	75,97	9.693	1,14	127,6	68,00	++	M/F
G4_Z05_BD_25	6,43	11,86	76,26	10.718	1,90	140,5	85,00	++	M/F
G4_Z05_R_24	6,44	11,86	76,38	12.684	3,00	166,1	73,89	++	S
G4_Z07_R_17	6,44	11,85	76,31	8.778	0,60	115,0	47,48	o	S

Tabelle 0-8 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 4

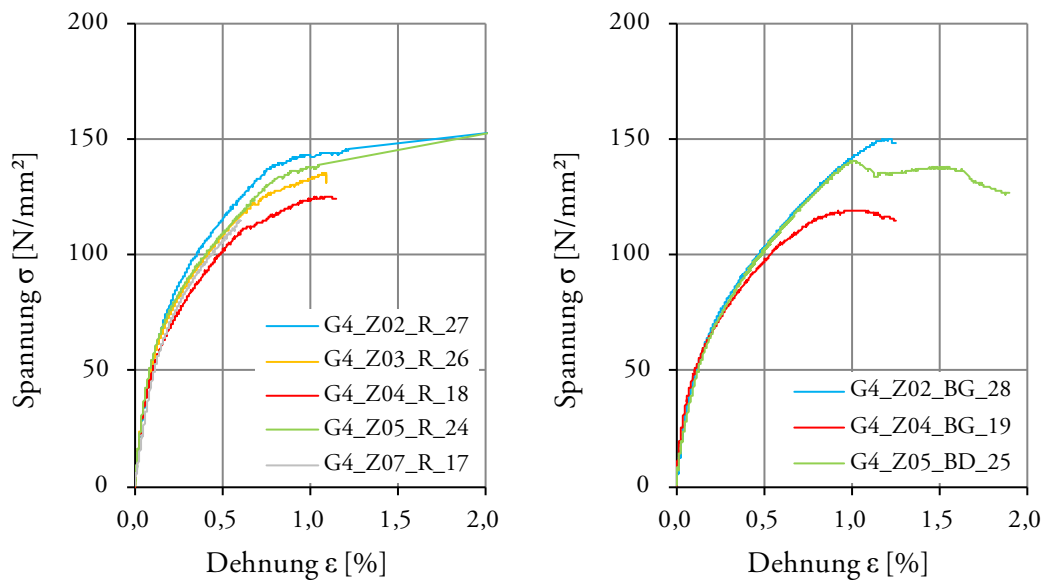


Abbildung 0-11 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

#### Beschreibung:

- Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe sind affin zueinander und zu den Verläufen der Aluminiumproben.
- Der Bruch kündigt sich mit einer Ausnahme (*G4\_Z07\_R\_17*) im Bereich  $0,6 \% < \epsilon < 1,2 \%$  an.
- Die Qualität der Infiltration ist mit einer Ausnahme (*G4\_Z07\_R\_17*) über die gesamte Versuchsreihe sehr gut.
- Ein markanter Unterschied zwischen den Mittelproben und den Randproben besteht nicht. Die Streuung der Kurvenverläufe ist tendenziell bei den randnahen Proben geringer, denn zwei Proben weisen einen nahezu identischen Kurvenverlauf auf.
- Ein Zusammenhang der Ergebnisse mit der Herstellungsqualität der Grundplatten lässt sich anhand der Grundplatte *G4\_Z04* ableiten.

## A 1.8 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al\_G8)

Anzahl der eingelegten Rovings: 8

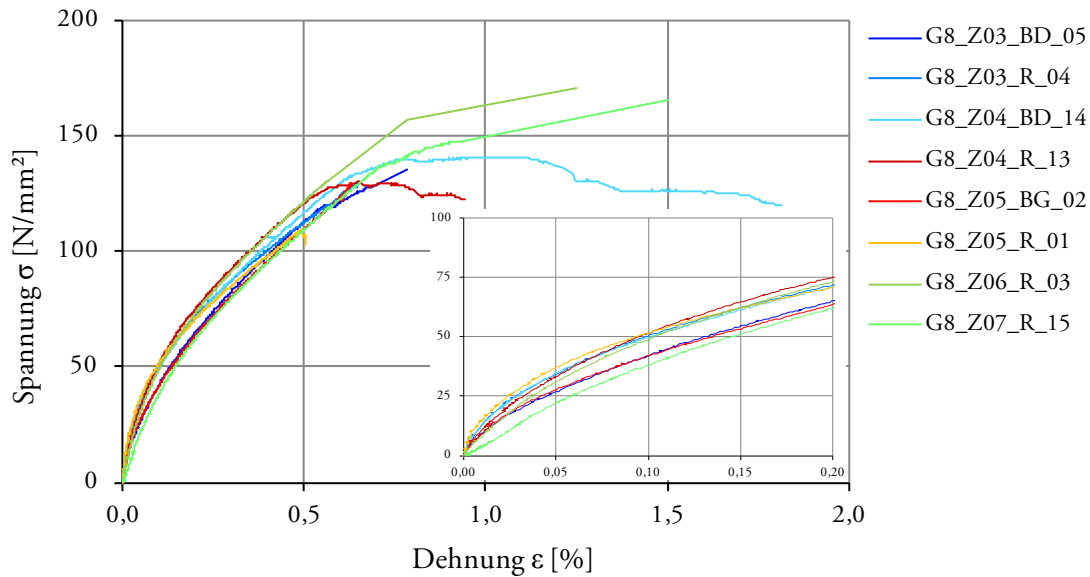
Theoretischer Faservolumenanteil:  $\varphi_f = 9,43 \%$ 

Abbildung 0-12 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8

	a	b	$S_0$	$F_{\max}$	$\varepsilon_u$	$R_m$	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm <sup>2</sup>	N	%	MPa	GPa		
G8_Z03_BD_05	6,40	11,87	75,97	10.268	0,78	135,2	85,00	++	M/G
G8_Z03_R_04	6,42	11,83	75,95	9.859	0,64	129,8	86,00	+	M/G
G8_Z04_BD_14	6,42	11,88	76,27	10.745	1,81	140,9	82,30	++	M/G
G8_Z04_R_13	6,39	11,84	75,66	9.847	0,94	130,1	74,24	++	M/G
G8_Z05_BG_02	6,41	11,82	75,77	9.781	0,63	129,1	72,56	++	N/B
G8_Z05_R_01	6,40	11,88	76,03	8.337	0,50	109,7	74,49	++	N
G8_Z06_R_03	6,44	11,84	76,25	13.001	1,25	170,5	67,34	++	N/F
G8_Z7_R_15	6,47	11,87	76,80	12.716	1,50	165,6	45,21	++	S/F/B

Tabelle 0-9 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 8



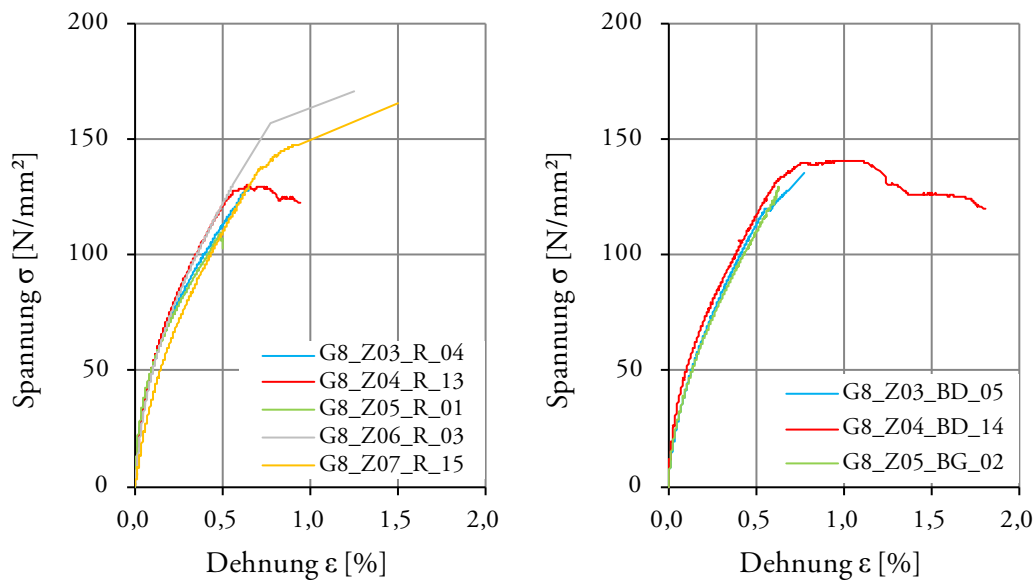


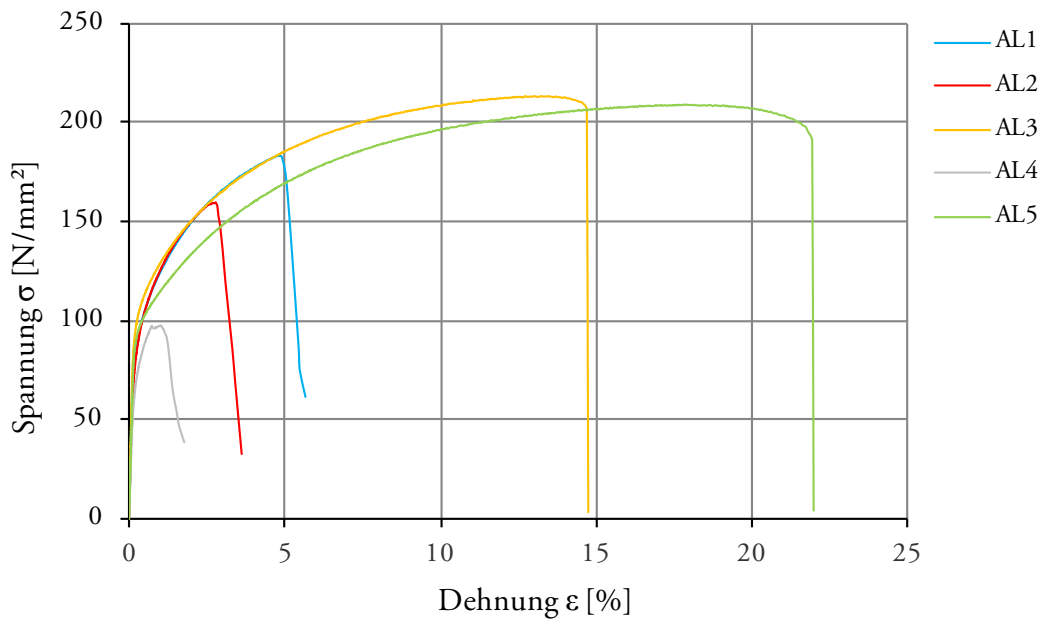
Abbildung 0-13 Spannungs-Dehnungs-Diagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

Beschreibung:

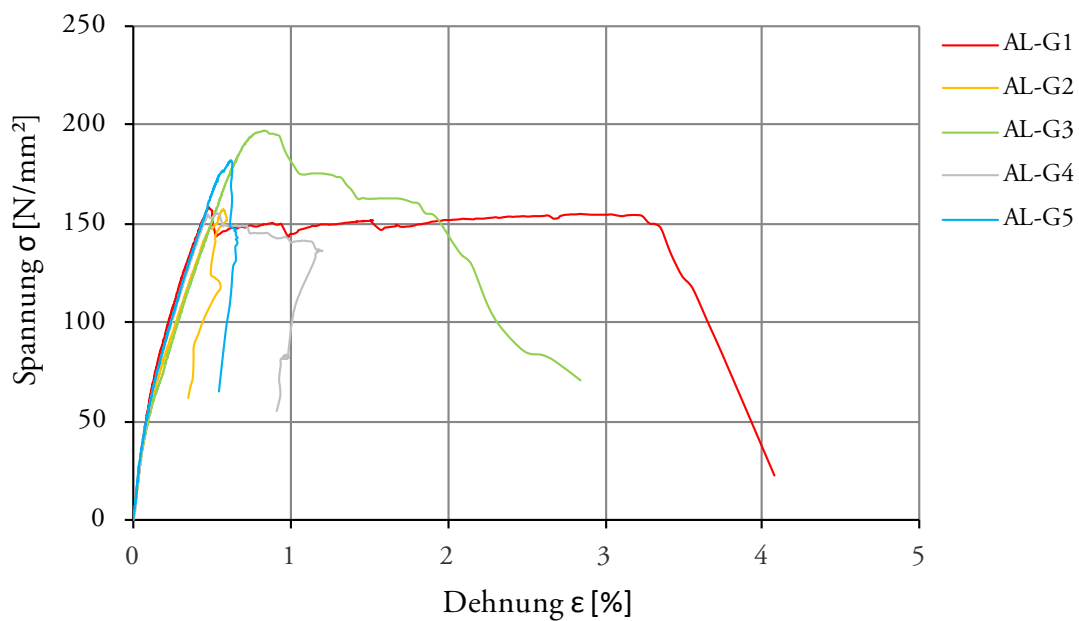
- Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe sind affin zueinander und zu den Verläufen der Aluminiumproben.
- Der Bruch kündigt sich an oder tritt ein im Bereich  $0,5 \% < \epsilon < 0,8 \%$ .
- Die Qualität der Infiltration ist über die gesamte Versuchsreihe sehr gut.
- Ein markanter Unterschied zwischen den Mittelproben und den Randproben besteht nicht. Die Streuung der Kurvenverläufe ist tendenziell bei den randnahen Proben geringer.
- Ein Zusammenhang der Ergebnisse mit der Herstellungsqualität der Grundplatten lässt sich u.a. anhand der Grundplatte G8\_Z04 ableiten.

## A 2 Ergebnisse der Zugversuche aus [70]

### A 2.1 Versuchsergebnisse Aluminiumgrundwerkstoffe aus [70]



### A 2.2 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben aus [70]



A 2.3 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben aus [70]

