

F 2925

Jürgen Denonville, Walter Haase,
Werner Sobek, Kim Riedmüller, Mathias Liewald

Materialgerechtes Fügen von Faserverbundprofilen

F 2925

Bei dieser Veröffentlichung handelt es sich um die Kopie des Abschlussberichtes einer vom Bundesministerium für Verkehr, Bau und Stadtentwicklung -BMVBS- im Rahmen der Forschungsinitiative »Zukunft Bau« geförderten Forschungsarbeit. Die in dieser Forschungsarbeit enthaltenen Darstellungen und Empfehlungen geben die fachlichen Auffassungen der Verfasser wieder. Diese werden hier unverändert wiedergegeben, sie geben nicht unbedingt die Meinung des Zuwendungsgebers oder des Herausgebers wieder.

Dieser Forschungsbericht wurde mit modernsten Hochleistungskopierern auf Einzelanfrage hergestellt.

Die Originalmanuskripte wurden reprototechnisch, jedoch nicht inhaltlich überarbeitet. Die Druckqualität hängt von der reprototechnischen Eignung des Originalmanuskriptes ab, das uns vom Autor bzw. von der Forschungsstelle zur Verfügung gestellt wurde.

© by Fraunhofer IRB Verlag

2014

ISBN 978-3-8167-9391-5

Vervielfältigung, auch auszugsweise,
nur mit ausdrücklicher Zustimmung des Verlages.

Fraunhofer IRB Verlag

Fraunhofer-Informationszentrum Raum und Bau

Postfach 80 04 69

70504 Stuttgart

Nobelstraße 12

70569 Stuttgart

Telefon 07 11 9 70 - 25 00

Telefax 07 11 9 70 - 25 08

E-Mail irb@irb.fraunhofer.de

www.baufachinformation.de

www.irb.fraunhofer.de/tauforschung

Forschungsprojekt

Materialgerechtes Fügen von Faserverbundprofilen

Abschlussbericht

August 2014



Universität Stuttgart

*Institut für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren
(ILEK)*

M. Eng. Jürgen Denonville

Dr.-Ing. Walter Haase

Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Dr. h.c. Werner Sobek

Institut für Umformtechnik (IFU)

Dipl.-Ing. Kim Riedmüller

Prof. Dr.-Ing. Dr. h.c. Mathias Liewald MBA

Forschungsprojekt	Entwicklung von materialgerechten Füge- verbundwerkstoffprofilen durch Realisierung eines Übergangs des Matrixwerkstoffs von Polymerharzen zu Metallen im Knotenpunkt der Lasteinleitung
Kurztitel	Materialgerechtes Fügen von Faserverbundprofilen (MaFüFa)
Förderstelle	Forschungsinitiative Zukunft Bau Bundesinstitut für Bau-, Stadt- und Raumforschung (BBSR) im Bundesamt für Bauwesen und Raumordnung (BBR) Deichmanns Aue 31-37 53179 Bonn (Germany)
Förderkennzeichen	SF-10.08.18.7-10.22 / II 3-F20-10-1-054
Bearbeitungszeitraum	01.01.2011 bis 31.08.2014
Bearbeitungsstellen	<i>Universität Stuttgart</i> <i>Institut für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren (ILEK)</i> Direktor: Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. Dr.h.c. Werner Sobek Forschungsleiter: Dr.-Ing. Walter Haase Pfaffenwaldring 7 + 14 70569 Stuttgart Telefon 0711 / 685 63599 Telefax 0711 / 685 66968 <i>Universität Stuttgart</i> <i>Institut für Umformtechnik (IFU)</i> Direktor: Prof. Dr.-Ing. Dr.h.c. Mathias Liewald MBA Holzgartenstraße 17 70174 Stuttgart Telefon 0711 / 685 83840 Telefax 0711 / 685 83839
Bearbeiter	M. Eng. Jürgen Denonville (ILEK) Dipl.-Ing. Kim Riedmüller (IFU)

Der Forschungsbericht wurde mit Mitteln der Forschungsinitiative Zukunft Bau des Bundesamtes für Bauwesen und Raumordnung gefördert (AktENZEICHEN SF-10.08.18.7-10.22 / II 3-F20-10-1-054). Die Verantwortung für den Inhalt des Berichts liegt bei den Autoren.

Abschnitte dieses Forschungsberichts sind eine genehmigte Vorveröffentlichung der Dissertation von Herrn Jürgen Denonville [1] und stimmen mit dieser zum Teil inhaltlich und wörtlich überein.

Dieser Bericht umfasst 165 Seiten im Hauptteil und 2 Seiten im Anhang.

Stuttgart, 31.08.2014

Inhalt

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	4
2	Durchführung der Forschungsaufgabe	5
2.1	Beantragter Arbeitsplan	5
2.2	Durchgeführte Tätigkeiten	6
2.3	Gliederung	8
3	Grundlagen (AP2)	9
3.1	Faserverbundwerkstoffe	9
3.1.1	Begriffsdefinitionen	9
3.1.2	Wirkungsprinzip.....	10
3.2	Fasern.....	11
3.2.1	Allgemeines	11
3.2.2	Glasfaser	11
3.2.3	Kennwerte der verwendeten Glasfaser	14
3.2.4	Carbonfaser	14
3.2.5	Kennwerte der verwendeten Carbonfaser	15
3.3	Matrixwerkstoffe	16
3.3.1	Polymere	16
3.3.2	Metalle.....	17
3.4	Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden.....	18
3.4.1	Allgemeines	18
3.4.2	Angewandtes Verfahren für die Probekörperherstellung.....	19
3.5	Herstellung von Faser-Metall-Verbunde.....	20
3.5.1	Allgemeines	20
3.5.2	Permeabilität (Durchlässigkeit).....	21
3.5.3	Umformen im teilerstarten Zustand	22
3.5.4	Grenzflächenreaktionen bei FMV	24
3.6	Mechanische Eigenschaften	27
3.6.1	Allgemeines	27
3.6.2	Spannungsverteilung in Faserrichtung	27
3.6.3	Materialeigenschaften einer UD-Schicht.....	28

3.6.4	Bruchgeschehen.....	28
3.7	Korrosionsverhalten.....	29
4	Verbindungen.....	30
4.1	Allgemeines.....	30
4.2	Lochleibungsverbindungen.....	33
4.3	Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen.....	35
4.3.1	FKV-Bemessungsregeln.....	35
4.3.2	GfK-Pultrusionsprofile der Firma Fiberline	37
4.3.3	GfK mit S-Glasfasern	39
4.3.4	CfK	40
4.3.5	Aluminium.....	41
4.3.6	Metallische Verbundwerkstoffe.....	43
4.4	Referenzwerte	44
4.4.1	Bauteilgeometrie	44
4.4.2	Traglasten der Vergleichsbauteile	45
5	Das neu entwickelte Herstellungsverfahren (AP3 und AP4).....	47
5.1	Randbedingungen.....	47
5.2	Wesentliche Änderung gegenüber dem Thixoschmiedeverfahren	48
5.3	Festlegung der Bauteilgeometrie.....	48
5.4	Bewertung unterschiedlicher Werkzeugkonzepte	50
5.5	Konstruktion des Formgebungswerkzeugs	52
5.6	Simulative Auslegung des Formgebungswerkzeugs.....	54
5.6.1	Thermodynamische Auslegung des Formgebungswerkzeugs.....	54
5.6.2	Simulation des Materialflusses in der Werkzeugkavität.....	56
5.7	Fertigung des entwickelten Formgebungswerkzeugs.....	59
5.8	Verfahrensablauf.....	60
5.9	Parameterstudie zur Maximierung des Faservolumengehalts	61
5.9.1	Parameter	61
5.9.2	Einschränkungen	61
5.9.3	Bewertungskriterium.....	61
5.9.4	Ergebnisse der Parameterstudie.....	63
5.10	Beschreibung der erreichten Bauteilqualität.....	68
5.10.1	Äußeres Erscheinungsbild der hergestellten Bauteile	68
5.10.2	Infiltrationsgüte der Fasern und Materialqualität der Aluminiummatrix.....	70
5.11	Zusammenfassung	71
6	Experimentelle Untersuchungen (AP5).....	72
6.1	Zugversuche.....	73
6.1.1	Untersuchte Parameter	73
6.1.2	Systematik der Probekörperbezeichnung	73
6.1.3	Probekörpergeometrie und Herstellung	73
6.1.4	Versuchsdurchführung.....	75

6.1.5	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	75
6.1.6	Vorversuche	75
6.1.7	Bezeichnungssystematik für die Ergebnisdarstellung.....	77
6.1.8	Versuchsergebnisse des Aluminiumgrundwerkstoffs	78
6.1.9	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C2).....	79
6.1.10	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C4).....	81
6.1.11	Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C8).....	83
6.1.12	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G2).....	85
6.1.13	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G4).....	87
6.1.14	Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G8).....	89
6.1.15	Diskussion der Ergebnisse der Aluminiumproben.....	91
6.1.16	Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben.....	94
6.1.17	Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben.....	100
6.1.18	Zusammenfassung aller Zugversuche.....	103
6.2	Auszugsversuche	104
6.2.1	Randbedingungen und Annahmen	104
6.2.2	Probekörpergeometrie	105
6.2.3	Probekörperherstellung	106
6.2.4	Systematik der Probekörperbezeichnung.....	107
6.2.5	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	107
6.2.6	Versuchsdurchführung	107
6.2.7	Ergebnisse der Auszugsversuche an Carbonfaserproben	108
6.2.8	Ergebnisse der Auszugsversuche an Glasfaserproben	113
6.2.9	Diskussion und Bewertung der Auszugsversuche.....	118
6.3	Bauteilversuche an Lochleibungsverbindungen.....	119
6.3.1	Probekörper	119
6.3.2	Probekörperherstellung	120
6.3.3	Messtechnik zur Dehnungsmessung.....	121
6.3.4	Versuchsanordnung	122
6.3.5	Versuchsdurchführung	122
6.3.6	Ergebnisse der Bauteile mit Carbonfasern	123
6.3.7	Ergebnisse der Bauteile mit Glasfasern	126
6.3.8	Diskussion und Bewertung der Ergebnisse der Bauteilversuche.....	129
7	Numerische Untersuchungen	131
7.1	Allgemeines	131
7.2	Annahmen	133
7.2.1	Verbundverhalten von Faser und Matrix	133
7.2.2	Annahmen zu den Fasereigenschaften.....	133
7.2.3	Annahmen zum Matrixwerkstoff.....	134
7.2.4	Materialkennwerte der Verbundpartner.....	135
7.2.5	Versagenskriterien	135
7.3	Bauteilversuche	138
7.3.1	Modellierung	138
7.3.2	Validierung des numerischen Modells	139
7.3.3	Prognose der Bauteilbruchkräfte	144
7.3.4	Bewertung der Ergebnisse	146
7.4	Optimierung des Übergangs von der polymeren zur metallischen Matrix	149

7.4.1	Modellierung des Übergangs	150
7.4.2	Ergebnisse der numerischen Berechnungen des optimierten Übergangs.....	151
8	Zusammenfassung und Ausblick	152
8.1	Zusammenfassung	152
8.2	Ausblick.....	153
8.2.1	Verwendung im Bauwesen	153
8.2.2	Verwendung in anderen Bereichen.....	153
8.2.3	Weiterentwicklungsansätze	154
	Literatur	155
	Abbildungsverzeichnis	159
	Tabellenverzeichnis	164
	Anhang	A
	Anhang 1 Ergebnisse der Zugversuche aus [71].....	A

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 Hosdorf, 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].

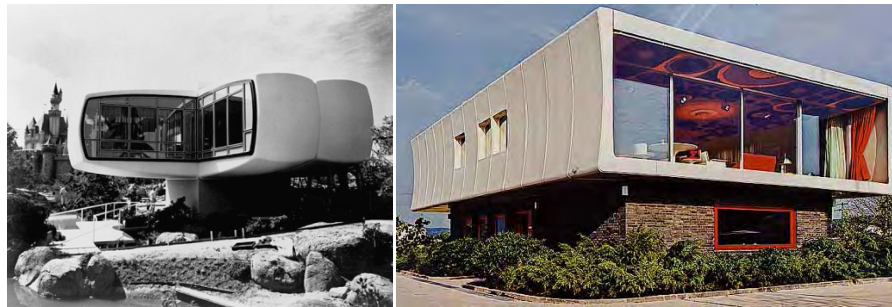


Abbildung 1-1 *links*: Monsanto House of the Future (1957) aus [5]; *rechts*: Fiberglasshaus FG2000 der Firma FG Design Wolfgang Feierbach (1970) aus [6]

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 anderem wird die unüberschaubare Vielfalt an Mischungen aus Fasern und Harzen als Grund genannt. Diese 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).

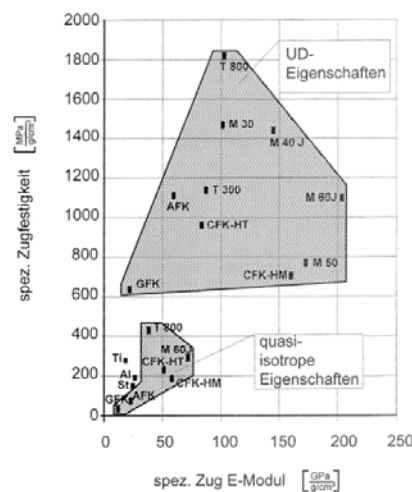


Abbildung 1-2 Vergleich der spezifischen Eigenschaften von unidirektionalen und quasi-isotropen FKV-Bauteilen [9]

Die vorrangig im Bauwesen eingesetzten pultrudierten Profilbauteile und Lamellen besitzen aufgrund des Herstellungsverfahrens einen sehr hohen Anteil an unidirektional angeordneten Fasern in Bauteillängsrichtung (Kapitel 3). Ihr Leichtbaupotential kann für normalkraftbeanspruchte Bauteile wie Zugelemente 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 4 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, die 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 diesem Forschungsprojekt 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, Spannungsspitzen abzubauen.
- Konzentrierte Lasten können aufgrund der höheren Schubsteifigkeit auf kürzere Distanzen verteilt werden.
- Die Lochleibungsfestigkeit von stiftförmigen Verbindungen wird erhöht.
- Die Tragfähigkeit der matrixdominierten Beanspruchungsrichtungen wird durch die höheren Festigkeiten des metallischen Werkstoffs erhöht.
- 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 (metall matrix composites) genannt, kommen verschiedene Verfahren in Frage, die in Kapitel 3.5 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 teilerstartete 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 und es 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 5 beschrieben.

1.5 Ziele

Das vorrangige Ziel dieses Projekts 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.

2 Durchführung der Forschungsaufgabe

2.1 Beantragter Arbeitsplan

Der folgende Arbeitsplan führt stichwortartig die gemäß dem bewilligten Antrag durchzuführenden Tätigkeiten auf.

Arbeitspaket 1: Grundlagen

- ILEK Analyse der möglichen Anwendungsbereiche und der sich hieraus ergebenden Anforderungen an Faserverbundwerkstoffprofile und deren Knotenverbindungen im Bauwesen
Analyse bestehender Verbindungstechnologien
- IFU Konstruktion von Modulen für ein Thixoschmiedewerkzeug

Arbeitspaket 2: Entwurf und Konzeption

- ILEK Theoretische Entwicklung und Konzeption der Knoten
Untersuchung des Übergangs harzgebundene–metallgebundene Faserverbundwerkstoffe
Festlegung der Versuchsgeometrie des Matrixübergangsbereichs
Theoretische Untersuchung möglicher Verbindungstechnologien im metallgebundenen Knotenbereich
- IFU Strömungssimulation zur Verifikation der rheologischen Verhältnisse im konstruierten Werkzeug
Thermodynamische Auslegung des Werkzeugs

Arbeitspaket 3: Bemessungskonzepte und Herstellung des Schmiedewerkzeugs

- ILEK Vergleich bestehender Bemessungskonzepte für FKV-Bolzenverbindungen
- IFU Fertigung des Thixoschmiedewerkzeugs
Ermittlung der mechanischen Kennwerte verschiedener Verstärkungskomponenten
Auswahl geeigneter metallischer Matrixkomponenten und Ermittlung der rheologischen und mechanischen Kennwerte

Arbeitspaket 4: Simulation und Versuchsdurchführung

- ILEK Erstellung eines FE-Modells der Verbindung
Variantenstudie zur Geometrie des Übergangsbereichs harzgebundene–metallgebundene Matrix
- IFU Aufbau und Inbetriebnahme des Werkzeugs
Formgebungsversuche mit Matrixwerkstoff
Versuche zur Fixierfähigkeit unterschiedlicher textiler Halbzeuge

Arbeitspaket 5: Bemessungsmodell und Variation der Faserposition

- ILEK Aufstellen eines ersten Bemessungsmodells der FMV-Knoten
Statische Prüfungen der Prüfkörper im Matrixübergangsbereich auf Zug und Druck
Statische Versuche an Bolzen- und Schweißverbindungen

- | | |
|---|--|
| IFU | Versuche zur Einbringung der Verstärkung
Untersuchungen zum Verhalten bei der Formgebung, Parameter für Erwärmung, Umformgeschwindigkeit und Werkzeugtemperatur |
| Arbeitspaket 6: Validierung der numerischen Simulation | |
| ILEK | Validierung des numerischen Modells zur Abbildung der Knotenbereiche
Optimierung der Prüfkörpergeometrie anhand einer Parameterstudie |
| IFU | Untersuchung des Gefügebauaufbaus, der Gefügeeigenschaften und der Reaktionsprodukte an der Interfaceschicht |
| Arbeitspaket 7: Optimierung | |
| ILEK | Übertrag der Optimierungsergebnisse auf die Herstellung weiterer Prüfkörper und statische Prüfung der optimierten Prüfkörper
Validierung des Bemessungsmodells für die Knoten
Untersuchung der Umsetzbarkeit des Herstellprozesses im Bauwesen |
| IFU | Untersuchungen verschiedener Effekte wie Degradierung der Verstärkungskomponente |
| Arbeitspaket 8: Dokumentation | |

2.2 Durchgeführte Tätigkeiten

Aufgrund der Projektentwicklung konnte dieser Arbeitsplan nicht wie vorgesehen durchgeführt werden. Die wesentliche Ursache hierfür ist, dass die Verfahrensentwicklung einen deutlich höheren zeitlichen, technischen und personellen Aufwand erforderte als ursprünglich angenommen (Kapitel 3 und 4). Die ursprüngliche Projektidee war es, eine bestehende Technologie in wenigen Punkten zu verändern und damit möglichst schnell hochwertige Bauteile herzustellen, deren Eigenschaften zu bewerten und ein Bemessungskonzept zu entwickeln.

Im Laufe des Projekts wurde ersichtlich, dass es sich bei der Realisierung des im Antrag formulierten Lösungsansatzes um eine weitestgehende Neuentwicklung eines Verfahrens zur Herstellung von partiell mit einer Aluminiummatrix versehenen Endlosfasern handelt.

Die mit dem entwickelten Verfahren realisierbaren Bauteile entsprechen einem Entwicklungsstand und sind keine Endprodukte. Daher liegt der Schwerpunkt der durchgeführten Arbeiten auf der Entwicklung des Verfahrens, auf experimentellen Untersuchungen der Materialeigenschaften und auf der Bewertung der Tragfähigkeit anhand von Probebauteilen. Die Erarbeitung eines Bemessungskonzepts ist auf Grundlage dieses Entwicklungsstands nicht möglich.

Aufgrund der Versuchsergebnisse (Kapitel 6) wird deutlich, dass die numerische Simulation des Bauteilverhaltens nur in geringem Umfang möglich ist. Sie dient daher vorrangig einer Abschätzung des Leistungspotentials nach Abgleich mit den Versuchsergebnissen.

Diese Veränderungen des Projektablaufs begründen die gegenüber der beantragten deutlich längere (kostenneutrale) Projektlaufzeit.

Im Folgenden ist der durchgeführte Projektablauf beschrieben:

Arbeitspaket 1: Grundlagen

- ILEK Analyse der möglichen Anwendungsbereiche und der sich hieraus ergebenden Anforderungen an Faserverbundwerkstoffprofile und deren Knotenverbindungen im Bauwesen
Analyse bestehender Verbindungstechnologien
- IFU Konstruktion von Modulen für ein Thixoschmiedewerkzeug

Arbeitspaket 2: Entwurf und Konzeption

- ILEK Theoretische Entwicklung und Konzeption der Knoten
Untersuchung des Übergangs harzgebundene–metallgebundene Faserverbundwerkstoffe
Festlegung der Versuchsgeometrie des Matrixübergangsbereichs
- IFU Strömungssimulation zur Verifikation der rheologischen Verhältnisse im konstruierten Werkzeug
Thermodynamische Auslegung des Werkzeugs

Arbeitspaket 3: Bemessungskonzepte und Herstellung des Schmiedewerkzeugs

- ILEK Vergleich bestehender Bemessungskonzepte für FKV-Bolzenverbindungen
- IFU Fertigung des Thixoschmiedewerkzeugs
Auswahl geeigneter metallischer Matrixkomponenten und Ermittlung der rheologischen und mechanischen Kennwerte

Arbeitspaket 4: Verfahrensentwicklung

- IFU Aufbau und Inbetriebnahme des Werkzeugs
Formgebungsversuche mit Matrixwerkstoff
- ILEK und IFU Entwicklung einer Vorspanneinrichtung zur Einbringung der Fasern in die Aluminiummatrix
Parameterstudie zur Erfassung und Einstellung der Prozessrelevanten Herstellungsparameter

Arbeitspaket 5: Experimentelle Untersuchungen

- ILEK Bewertung der erzielbaren Materialeigenschaften anhand von Zugversuchen an Zugproben mit variierenden Faserarten und Fasermengen
Auszugsversuche zur Erfassung der Tragverhaltens des Materialübergangs unter Variation der Faserart und Fasermenge
Durchführung von Bauteilversuchen zur Ermittlung des Tragverhaltens einer zweischnittigen Lochleibungsverbindung für einen Faservolumengehalt je Faserart
- IFU Herstellung der für die Versuche notwendigen Grundbauteile

Arbeitspaket 6: Numerische Simulation

- ILEK Erstellung eines numerischen Modells zur Abbildung der im Arbeitspaket 5 durchgeführten Bauteilversuche und Ermittlung des theoretisch möglichen Potentials der neuen Verbindungstechnologie

Arbeitspaket 7: Dokumentation

Die im folgenden Kapitel ausführlich dargestellten Grundlagen sollen Einblick in die Komplexität des Themas geben und die erforderlichen Veränderungen des Arbeitsplans nachvollziehbar darstellen.

2.3 Gliederung

In Kapitel 3 sind die für das Verständnis dieses Projekts 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 4 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 5 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 6.

Kapitel 7 beinhaltet die für die numerische Simulation der Tragfähigkeit der Bauteile unterstellten Annahmen, die berechneten Ergebnisse und einen Abgleich mit den Versuchsergebnissen und den Referenzwerten aus Kapitel 4.

Zum Abschluss dieses Berichts fasst Kapitel 8 die Ergebnisse zusammen und gibt einen Ausblick auf weiterführende Arbeiten.

3 Grundlagen (AP2)

3.1 Faserverbundwerkstoffe

3.1.1 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 diesem Projekt 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.

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 3-1). Die mechanische Analyse aller Verbundwerkstoffe basiert auf dem mechanischen Verhaltens der UD-Schichten.

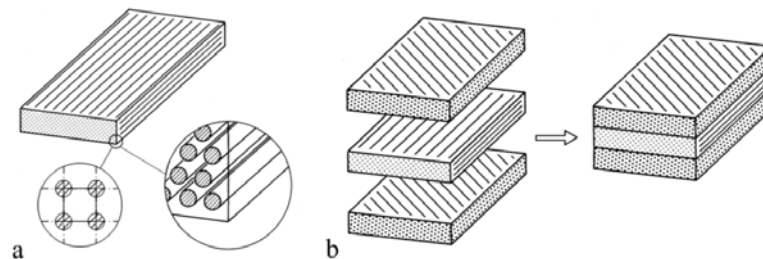


Abbildung 3-1 Grafische Darstellung eines unidirektionalen Verbundwerkstoffs (UD) und eines Mehrschichtverbunds (MSV) [2]

Die in diesem Projekt angestellten Untersuchungen finden an UD-Verbundbauteilen statt.

3.1.2 Wirkungsprinzip

Das vorrangige Ziel, das mit der Herstellung von Verbundwerkstoffen verfolgt wird, 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.

Die höheren Festigkeiten und teils auch höheren Steifigkeiten von Fasern gegenüber anderen Materialvolumen sind auf verschiedene, sich zum Teil überlagernde Effekte, zurückzuführen. Gemäß [2] sind dies der Größeneinfluss, die Orientierung der atomaren Bindungen, eine Verminderung von Fehlstellen und Kerben, die Eigenspannungen und der Einfluss der Faserquerschnittsform auf den Versagensfortschritt.

In Abbildung 3-2 ist der Größeneinfluss am Beispiel einer Glasfaser nach [15] dargestellt. Er besagt, dass je geringer das betrachtete Materialvolumen ist, desto geringer ist die Wahrscheinlichkeit einer Fehlstelle. Der Faserdurchmesser steht hier für das Faservolumen.

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].

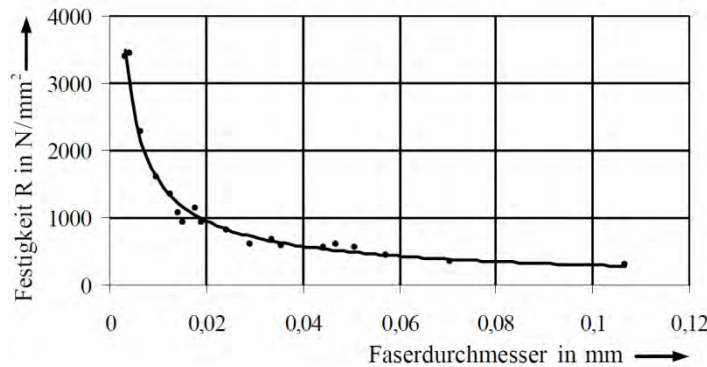


Abbildung 3-2 Einfluss des Faserdurchmessers/Faservolumens auf die erreichbare Zugfestigkeit am Beispiel von Glasfasern; nach [15], entnommen aus [2]

Neben den Festigkeiten der Fasern sind für das Verbundverhalten die Steifigkeiten der Verbundpartner interessant, da sich die Beanspruchungen anhand der Steifigkeitsverhältnisse der Verbundpartner zueinander aufteilen. 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. Bei FMV ist diese Einteilung nicht so eindeutig, da es aufgrund der hohen Materialkennwerte zu einer höheren Mitwirkung der Matrix kommt.

Für die Berechnung der Steifigkeitsverhältnisse ist neben den Materialsteifigkeiten auch das Querschnittsverhältnis der Verbundpartner zu beachten. Dies wird über den Faservolumenanteil φ_f erfasst, der sich nach Formel 3-1 berechnen lässt.

$$\text{Faservolumenanteil (für } L = \text{const.)} = \varphi_f = \frac{V_f}{V_V} = \frac{A_f}{A_V} \quad (3-1)$$

3.2 Fasern

3.2.1 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 dieses Projekts 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 3-3 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 rein linear-elastisch.

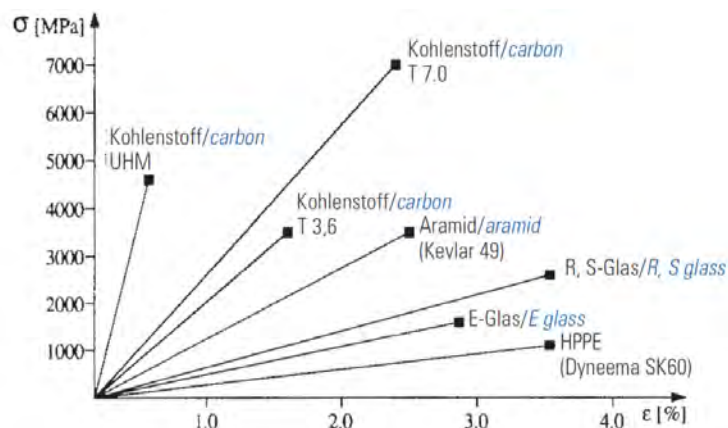


Abbildung 3-3 Spannungs-Dehnungsdiagramm für verschiedene Fasertypen aus [17]

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, denn in einem Bündel können nicht alle Fasern gleichmäßig belastet werden [2].

3.2.2 Glasfaser

Die Glasfaser ist die am häufigsten eingesetzte und günstigste Faser. Die wesentlichen Materialkennwerte der unterschiedlichen verfügbaren Faserarten sind in Tabelle 3-1 zu-

sammengestellt. 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. Sie 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 ν_f	0,22		0,22		
Therm. Ausdehnungsk. α_{Tf} in $10^{-6}/^\circ\text{C}$	5,1	4,1	5,58	7,2	3,5
Wärmeleitfähigkeit λ_f in $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$	1				
Zugfestigkeit R_{f1}^+ in N/mm^2	2 400	3 600	4 500	2 400	1 650
Eigenschaftsverluste ab	300°C	350°C			
Dichte ρ_f in g/cm^3	2,54	2,55	2,49	2,51	2,14

Tabelle 3-1 Materialkennwerte verschiedener Glasfaserarten aus [2]

Mit Blick auf das hier anzuwendende Verfahren ist die Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften bei den Glasfasern von Nachteil. In Tabelle 3-1 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 3-4 wird deutlich, dass die Faserfestigkeiten für beide dargestellten Glasfaserarten relativ gleichmäßig sinken.

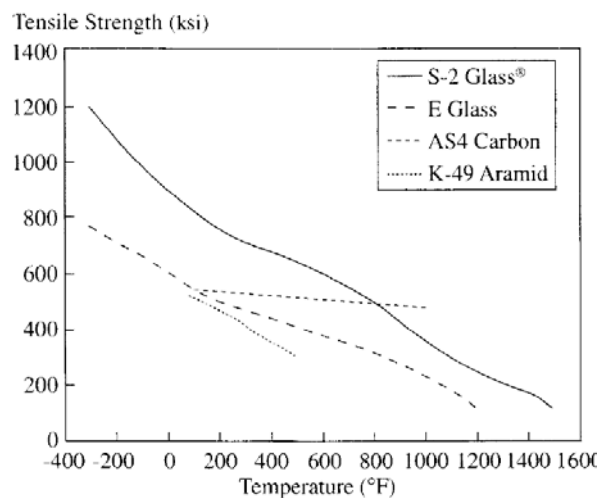


Abbildung 3-4 Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von $T = 24$ h aus [18]

Die tabellarische Darstellung der Ergebnisse bestätigt dies, denn sowohl für die E-Glasfaser als auch für die S2-Glasfaser halbiert sich die Zugfestigkeit bei Temperaturen von $T_3 = 538 \text{ °C}$ gegenüber der Festigkeit bei Raumtemperatur ($T_1 = 23 \text{ °C}$). 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 3-2 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 bei R- und S-Glasfasern unter $T = 700 \text{ °C}$ 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. Dieses wird vor der Einbringung in die Form auf Temperaturen zwischen 560 und 650 °C erhitzt. Die Form selbst wird auf Temperaturen $T < 200 \text{ °C}$ vorgeheizt, so dass von einer schnellen Abkühlung des Aluminiums infolge der Temperaturdifferenz ist auszugehen.

Es wird angenommen, dass keine oder nur geringe Eigenschaftsverlusten entstehen werden. Auf der sicheren Seite liegend wird für dieses Projekt eine S2-Glasfaser verwendet.

3.2.3 Kennwerte der verwendeten Glasfaser

Im Rahmen dieses Projekts 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 3-3 aufgeführten Werte sind dem Firmendatenblatt entnommen und mit Werten aus [2] ergänzt oder berechnet.

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

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

Tabelle 3-3 Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Glasfaser

3.2.4 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 3-4 sind Materialkennwerte verschiedener Faserarten auf PAN-Basis aufgelistet. PAN steht für Polyacrylnitril, dies ist neben Pech einer der beiden Ausgangsstoffe zur Herstellung von Carbonfasern.

	HT-Faser	ST-Faser	IM-Faser	HM-Faser	UHM-Faser
E-Modul längs E_{\parallel} in N/mm^2	230 000	245 000	294 000	392 000	450 000
E-Modul quer E_{\perp} in N/mm^2	28 000			15 200	
G-Modul G_{\parallel} in N/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 N/mm^2	3 430	4 510	4 210	2 450	2 150
Dichte ρ_f in g/cm^3	1,74	1,8	1,74	1,81	1,9

Tabelle 3-4 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 ist die Orientierung der C-Gitter stärker ausgeprägt und daher auch deren Anisotropie. Die Orientierung der Gitterstruktur ist auch die Ursache für den negativen thermischen Ausdehnungskoeffizienten in Faserrichtung.

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

Die Temperaturbeständigkeit der Carbonfasern ist deutlich stabiler als die der Glasfasern (Abbildung 3-4). Allerdings kommt es je nach Fasertyp und Umgebungsbedingungen zur Oxidation der Fasern. Ist eine Sauerstoffzufuhr bei Temperaturen von $T > 400$ °C vorhan-

den, oxidieren die HT-Fasern, d.h. einzelne Kohlenstoffatome werden aus der Struktur herausgelöst. Es kommt zu Masseverlusten der Fasern. Laut [20] kann dies auch gezielt zur Oberflächenbehandlung und damit zur Verbesserung der Matrixhaftung eingesetzt werden.

Für den hier 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 3.5.4 zu finden.

3.2.5 Kennwerte der verwendeten Carbonfaser

Im Rahmen dieses Projekts 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 3-5 aufgeführten Werte sind dem Firmendatenblatt [21] entnommen und durch Werte aus [2] ergänzt.

	D_f μm	Garnfeinheit tex	Dichte g/cm^3	A_{Roving} mm^2		
Sigrafil C30 (50k)	7	3.300	1,8	1,83		

	$R_{f,\parallel}^+$ MPa	$E_{f,\parallel}$ MPa	$E_{f,\perp}$ MPa	ε_u %	$\nu_{\perp,\parallel}$ -	$G_{\perp,\parallel}$ MPa
Sigrafil C30 (50k)	4.000	235.300	~28.000	1,7	~0,23	~50.000

Tabelle 3-5 Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Carbonfaser

3.3 Matrixwerkstoffe

3.3.1 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.

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 3-6 ist eine Übersicht über die möglichen Matrixwerkstoffe und deren wesentliche Materialeigenschaften aufgeführt.

		Dichte [g/cm ³]	Zug-E-Modul [GPa]	Zugfestigkeit [MPa]	Bruchdehnung [%]	Max. Einsatz- temperatur [°C]	Wärmeausdehnungs- koeffizient [10 ⁻⁶ K ⁻¹]
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 3-6 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 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.

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

Tabelle 3-7: Materialkennwerte des Epoxidharzsystems bestehend aus dem Harz *Epikote Resin LR235* und Härter *Epikure Curing Agent LH235* der Firma Momentive [23]

3.3.2 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 wurden verschiedene Aluminiumlegierungen auf die Eignung für das verwendete Verfahren untersucht (Tabelle 3-8). Hierfür wurden Bauteile in einer geschlossenen Form hergestellt und diese dann anhand der Formfüllung, des Fließverhaltens, der Oberflächenbeschaffenheit und der mechanischen Kennwerte bewertet.

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

Tabelle 3-8 Im Rahmen des Forschungsprojekts untersuchte Aluminiumlegierungen [25]

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 am häufigsten verwendet [26]. Gemäß [11] ist sie ebenfalls für die Herstellung von FMV geeignet.

3.4 Herstellung von Faser-Kunststoff-Verbunden

3.4.1 Allgemeines

Die für Faser-Kunststoff-Verbunde angewandten Verfahren 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 φ_f . In Abbildung 3-5 sind verschiedene Verfahren und deren erzielbare Faservolumenanteile dargestellt.

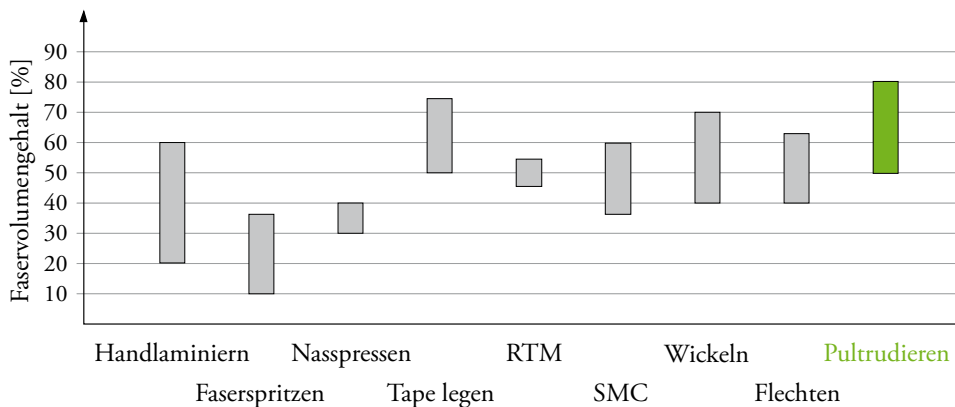


Abbildung 3-5 Herstellungsverfahren im Verhältnis auf das erreichbare Faservolumen [4]; RTM = Resin Transfer Moulding, SMC = Sheet Moulding Compound

Hervor gehoben ist das Pultrusionsverfahren, das auch unter den Namen kontinuierliches Strangziehverfahren bekannt ist. Es eignet sich sehr gut, um endlos lange Bauteile mit parallelen Kanten und offene Querschnittprofile herzustellen. Dadurch eignet es sich gerade für die industrielle Fertigung standardisierter Strukturprofile mit einem Faservolumenanteil von bis zu $\varphi_f = 80\%$.

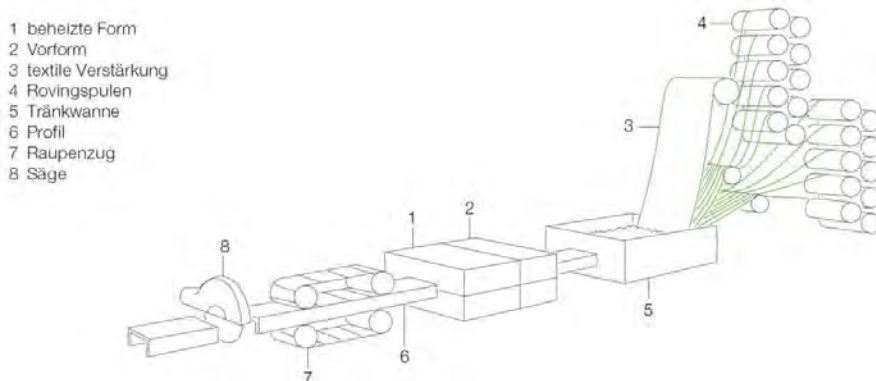


Abbildung 3-6 Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [6]

Die Fasern werden mit einer kontinuierlichen Geschwindigkeit durch die einzelnen Prozessschritte (Abbildung 3-6) 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 Gelmanteel und ein Vlies (Wirrfaser) 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.

3.4.2 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. Daher ist es notwendig, dass bei der Herstellung der Probekörper beide Matrices in unterschiedlichen Fertigungsschritten aufgebracht werden. Zuerst erfolgt die Einbringung der metallischen, danach die der polymeren Matrix.

Der Schwerpunkt der Untersuchungen liegt auf dem metallisch gebundenen Anteil des Gesamtbauteils (Abbildung 1-3). Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften des Kunststoffanteils sind gering. Damit kommen Handfertigungsverfahren in Frage. Allerdings sollen die Fasern während der Herstellung der Kunststoffmatrix leicht vorgespannt werden und die Matrixoberflächen sollen parallel und eben sein, damit eine Einspannung in die Prüfmaschine möglich ist. Herkömmliche Verfahren wie das Handlaminierten, das Vakuumsackverfahren oder das Vakuuminfusionsverfahren kommen deshalb nicht zur Ausführung.

Es wird 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.

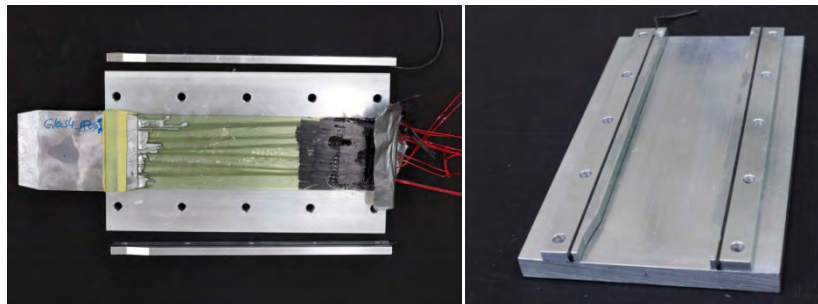


Abbildung 3-7 Form zur Herstellung des polymer gebundenen Faseranteils der Bauteilver-suche; *links*: Draufsicht mit einem Testbauteil ohne Abdeckung; *rechts*: Isometrie ohne Abdeckung

3.5 Herstellung von Faser-Metall-Verbunde

3.5.1 Allgemeines

Faser-Metall-Verbundwerkstoffe können mittels spezieller, hoch technisierter Herstellungsverfahren erzeugt werden. Eine Übersicht und die Klassifizierung der Verfahren ist u.a. in [13], [27], [24] und [28] 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 Partikel. 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 [27].

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 [27]. Dieser Druck kann mechanisch, z.B. durch eine Verkleinerung des Formvolumens, 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 3-8) [29].

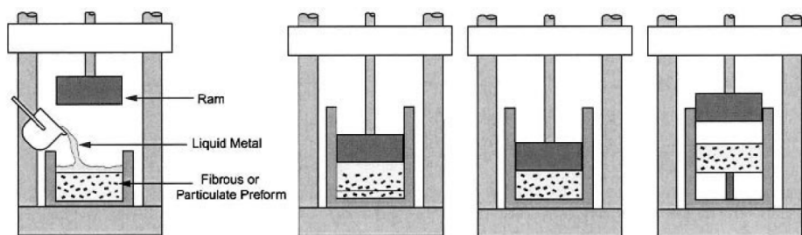


Abbildung 3-8 Schematische Darstellung des Squeeze-Casting-Verfahrens zur Herstellung von FMV [27]

Die Geschwindigkeit, mit 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 Beanspruchungen der eingebrachten Fasern durch die Matrix. Eine Lagetreue bzw. Ausrichtung der Fasern ist ohne zusätzliche Fixierungselemente innerhalb der Form, wie in [30] 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.

Je nach Verfahren und Matrixwerkstoff variiert die Materialtemperatur, Umgebungstemperatur und der Formgebungsdruck. Die Verfahrenstemperaturen liegen über der Liquidustemperatur der verwendeten Legierung. Beim direkten Squeeze Casting einer AISi7Mg0,6 Legierung wird diese überhitzt auf $T = 685 \text{ °C}$ ($T_{\text{liquidus}} = 615 \text{ °C}$) [31].

Aufgrund der hohen Anzahl an Einflussparametern ist eine generelle Aussage zu den erreichbaren Faservolumengehalten in Abhängigkeit des Herstellungsverfahrens nicht möglich. In [28] wird ein Faservolumenanteil von $\varphi_f = 55\%$ für eine gegossene carbonfaserverstärkte Aluminiumlegierung AlMg1SiCu aufgeführt. Für eine AlSi7Mg0,3-Legierung sind es für das Squeeze-Casting-Verfahren $\varphi_f = 35\%$.

3.5.2 Permeabilität (Durchlässigkeit)

Die Infiltration einer Faseranordnung ist unter anderem von der Permeabilität K_{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

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

Permeabilität orthogonal zur Faserrichtung

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

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. [32] begründet dieses Verhalten mit der vom Faserdurchmesser und dem Faservolumenanteil abhängigen spezifischen Faseroberfläche. Demnach sinkt die Permeabilität bei Zunahme der spezifischen Oberfläche und diese wiederum steigt überproportional mit der Zunahme des Faservolumens (Abbildung 3-9). Die im Rahmen dieser Projekts untersuchten Fasertypen besitzen unterschiedliche Einzelfaserdurchmesser Glasfaser $d = 17 \mu\text{m}$ und Carbonfaser $d = 7 \mu\text{m}$.

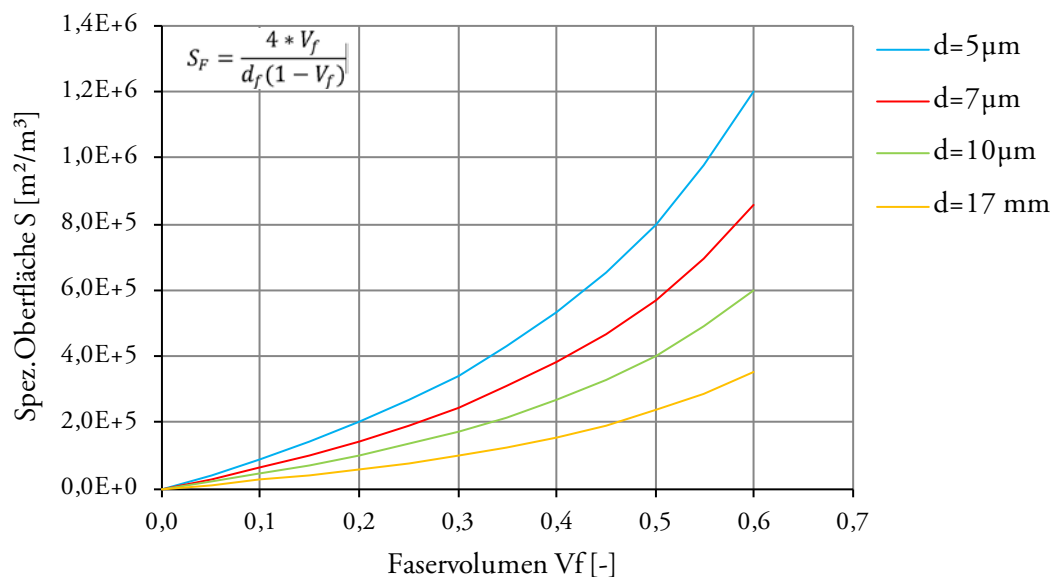


Abbildung 3-9 Entwicklung der spezifischen Oberfläche in Abhängigkeit des Faservolumens und des Faserdurchmessers nach [32]

3.5.3 Umformen im teilerstarrten Zustand

Formgebungsverfahren metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand (Semi Solid Metal Forming (SSMF)) nutzen die thixotropen Eigenschaften der teilerstarrten 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 [33]. In Abbildung 3-10 ist das Gefüge und die Bewegungen bei der Gestaltänderung innerhalb des Gefüges dargestellt.

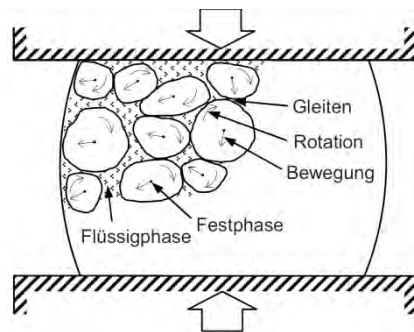


Abbildung 3-10 Schematische Darstellung eines globularen Gefüges und dessen Bewegung bei Gestaltänderung [34]

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-Temperaturverlauf aus [35] 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. Denn die Verarbeitungstemperatur liegt unterhalb der Liquidustemperatur.
- Es kann mit deutlich geringem Druck und damit geringen Kräften umgeformt werden, da die Viskosität schon bei geringen Beanspruchungen stark abnimmt.
- Durch die niedrige Viskosität können komplexe Bauteilformen ohne weitere Nachbearbeitung hergestellt werden.
- Die Formfüllung erfolgt mit laminarer Strömung, dies begünstigt eine porenfreie Herstellung.

In Abbildung 3-11 sind die Abhängigkeiten zwischen der Formgebungstemperatur, der Formteilkomplexität und der Bauteilfestigkeit aufgeführt und den Formgebungsverfahren zugeordnet. 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 °C und für das Gießen oberhalb von $T = 660 \text{ °C}$ [33].

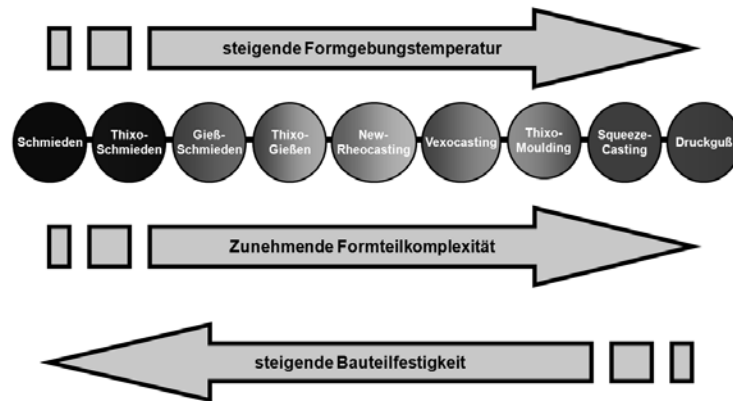


Abbildung 3-11 Einfluss der Formgebungstemperatur auf die Formteilkomplexität und Bauteilfestigkeit mit Zuordnung der Verfahrensbezeichnungen [36]

Der Ablauf des Formgebungsverfahrens ist vereinfacht in Abbildung 3-12 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 Flunkern oder Poren durch Erstarrungsschrumpfen zu verhindern.

Das vorrangige Ziel bei der Werkzeugkonstruktion und Verfahrenssteuerung ist es, bei der Formfüllung das Material möglichst schnell, gleichmäßig und mit laminarer Strömung in der Form zu verteilen. Hierfür werden der Verfahrensweg und die Geschwindigkeit des Oberteils ebenso auf die Form und die Legierung abgestimmt, wie die Druckhaltezeit während der Erstarrung. Um Einfluss auf die Erstarrungsgeschwindigkeit zu nehmen, können die Umformwerkzeuge gezielt temperiert werden. Nach [33] werden Temperaturen im Bereich von 150 °C bis 300 °C verwendet.

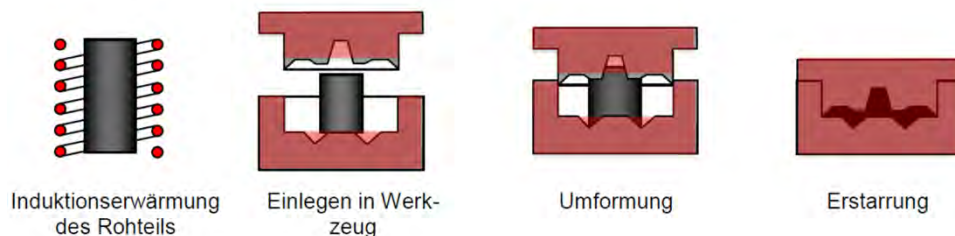


Abbildung 3-12 Vereinfachte Darstellung des Thixoschmiedeverfahrens im offenen Gesenk [33]

Zusammengefasst sind bei der Formgebung drei Parameter, der Druck, die Geschwindigkeit und die Temperatur qualitätsbestimmend des Aluminiumbauteil [33].

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

Das hier angewandte Verfahren bedingt eine veränderte Werkzeugkonstruktion, die zusammen mit dem Verfahren selbst, in Kapitel 5 beschrieben wird.

3.5.4 Grenzflächenreaktionen bei FMV

Die Grenzfläche zwischen Faser und Matrix ist für Verbundwerkstoffe von besonderem Interesse. Wesentliche Parameter sind die Benetzbarkeit und die Haftung [16]. Die Benetzbarkeit der Carbonfaser mit Aluminium ist eher schlecht, da die Oberflächenspannung der flüssigen Aluminiumschmelze auf Carbon hoch ist [27]. Dieses Manko soll für dieses Projekt jedoch über das Verfahren, genauer den Infiltrationsdruck, und explizit nicht über technisch aufwendige Beschichtungssysteme gelöst werden.

Die Haftung kann mechanisch oder chemisch sein. Die mechanische Wechselwirkung beruht auf der Oberflächenrauigkeit der Faser. Die chemische Bindung basiert auf chemischen Reaktionen der Verbundpartner oder Diffusionsvorgängen [27]. Chemische Reaktionen an der Grenzfläche sind abhängig von der Prozesstemperatur, dem Prozessdruck, der Atmosphäre, der Zusammensetzung der Matrix und der Oberflächenchemie der Fasern [37]. 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],[38],[27]) als problematisch gesehen wird, erfolgt hier eine Zusammenstellung der eigenen Recherche und Wertung für dieses Projekt.

Aluminium - Carbon

Bei der Kombination von Aluminium (Al) und Carbon (C) können an der Grenzfläche Aluminiumcarbide (Al_4C_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 [39]. Begünstigende kinetische Bedingungen wie lang andauernde hohe Temperaturen beschleunigen die Reaktion [27].

Die Aluminiumcarbide sind Kristalle, die sich an der Oberfläche der C-Faser bilden. Ihre Wachstumsrichtung ist orthogonal zur Faser. Zuerst wachsen sie in die Aluminiummatrix hinein und dann auch in die Carbonfaser. Sie erzeugen Spannungskonzentrationen und reduzieren den Faserquerschnitt. Beide Effekte reduzieren die Faserfestigkeit signifikant und schwächen den Verbundwerkstoff, folglich sollte ein übermäßiges Wachstum vermieden werden.

Prinzipiell stellen die Carbide eine Oberflächenvergrößerung und eine mechanische Verzahnung mit der Matrix dar. Sie sind also nicht ausschließlich nachteilig. Laut [40] können Aluminiumcarbide gezielt für die Verbesserung der Querkzugfestigkeit von Magnesium-Carbon-FMV eingebracht werden. Abbildung 3-13 zeigt, dass es für die Zugfestigkeit ebenfalls einen optimalen Volumenanteil des Aluminiumcarbids gibt, der allerdings von der Aluminiumlegierung und der Beschichtung abhängig ist.

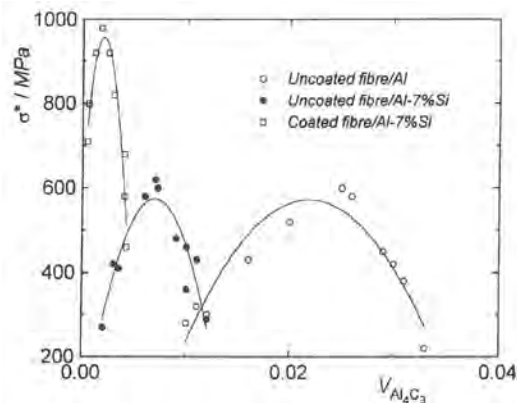


Abbildung 3-13 Verbundfestigkeit in Abhängigkeit des Volumenanteil des Aluminiumcarbids (Al_4C_3) [41]

Zur Vermeidung wie auch Steuerung der Aluminiumcarbidbildung ist die Kenntnis über die Einflussfaktoren notwendig. Relevant ist die Einwirkungsdauer in Wechselwirkung mit der einwirkenden Temperatur. In der Literatur wurden unterschiedliche Werte gefunden. Bei [27] beginnt ein extensives Karbidwachstum ab $700\text{ }^\circ\text{C}$, in [41] werden Temperaturen von $627\text{ }^\circ\text{C}$ genannt und in [42] liegt die Bandbreite bei $670\text{ }^\circ\text{C}$ bis $760\text{ }^\circ\text{C}$. Die Dauer der Einwirkung ist nur bei [41] genannt: sie beträgt 60 s . Deutlich längere Haltezeiten, aber ähnliche Temperaturbereiche wurden in [43] 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 [27] und [40] darauf, dass die Zugabe von Silicium und Magnesium die Bildung von Aluminiumcarbid verhindert oder abschwächt.

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

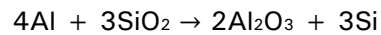
Aluminium-Glas

Im Rahmen dieses Projekts 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, denn die E-Moduln von Glas und Aluminium sind in etwa gleichgroß. 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 ₂	63-72	64-68	72-75	52-56	54-62	55-75	55-60	64-66
Al ₂ O ₃	0-6	3-5	0-1	12-16	9-15	0-5	23-28	24-25
B ₂ O ₃	0-6	4-6	21-24	5-10		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 ₂ O						0-1.5		
Na ₂ O + K ₂ O	14-16	7-10	0-4	0-2	0-2	11-21	0-1	0-0.2
TiO ₂	0-0.6			0-1.5	0-4	0-12		
ZrO ₂						1-18		
Fe ₂ O ₃	0-0.5	0-0.8	0-0.3	0-0.8	0-0.8	0-5	0-0.5	0-0.1
F ₂	0-0.4			0-1		0-5	0-0.3	

Tabelle 3-9 Chemische Zusammensetzung der verschiedenen Glasfaserarten [18]

In Tabelle 3-9 sind die chemischen Zusammensetzungen der verschiedenen Glasfaserarten aufgeführt. Im Wesentlichen bestehen alle Glasfasern aus SiO₂. In [44] wird darauf hingewiesen, dass reines Aluminium (Al) Silikate (SiO₂) reduziert, es entstehen Al₂O₃ und Si.



Es handelt sich hierbei um ein thermodynamisches Ungleichgewicht, das durch die Temperatur und Dauer beeinflusst wird. Gemäß [45] kommt es jedoch erst bei Temperaturen über 700°C zu beträchtlichen Eindringungen in die Fasern (Abbildung 3-14).

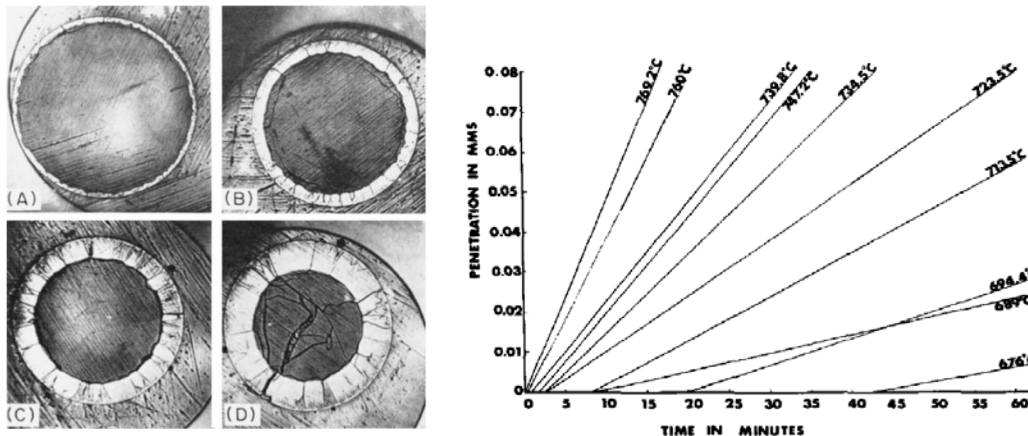


Abbildung 3-14 Eindringtiefe der chemischen Reduktion in die Glasfaser(SiO₂) in Abhängigkeit der Eintauchzeit in flüssiges Aluminium; links: an der Faser selbst rechts: als Funktionen in Abhängigkeit der Aluminiumtemperatur [45]

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

3.6 Mechanische Eigenschaften

3.6.1 Allgemeines

Bei den Faserverbundwerkstoffen werden im Regelfall hochfeste und hochsteife Fasern mit weniger festen und weniger steifen Matrixwerkstoffen kombiniert. Abbildung 3-15 zeigt unterschiedliche Kombinationen für Verbundwerkstoffe.

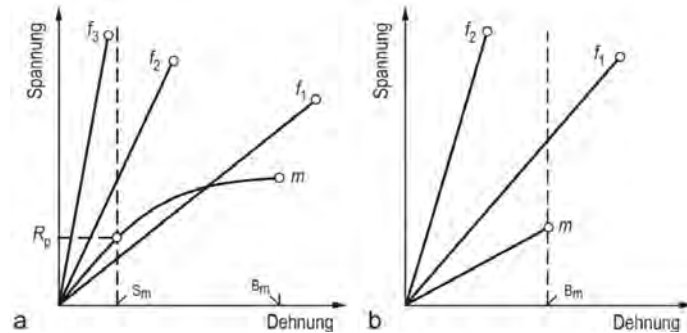


Abbildung 3-15 Exemplarische Darstellung unterschiedlicher Faser-Matrix-Kombinationen für Verbundwerkstoffe entnommen aus [14]

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.

3.6.2 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 sehr einfach und für das Verständnis des Projekts wichtig. Daher folgt nun die kurze Herleitung der RoM.

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

$$\varepsilon_v = \varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (3-2)$$

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

$$\sigma_v \cdot A_v = \sigma_f \cdot A_f + \sigma_m \cdot A_m \quad (3-3)$$

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

$$\sigma_v = \sigma_f \cdot \varphi_f + \sigma_m \cdot (1 - \varphi_f) \quad (3-4)$$

Gemäß Formel (3-4) 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 (3-4) eignet sich sehr gut zur Berechnung der auf die einzelnen Verbundkomponenten entfallenden Spannungen infolge einer auf den Verbund einwirkenden Spannung.

3.6.3 Materialeigenschaften einer UD-Schicht

Mit den folgenden Formeln nach [46] und [47] können die Materialkennwerte von UD-Schichten ermittelt werden.

Elastizitätsmodul in Faserrichtung E_x :

$$E_x = E_{x,F} * \varphi_F + E_M * (1 - \varphi_F) \quad (3-5)$$

Elastizitätsmodul senkrecht zur Faserrichtung E_y :

$$E_y = \frac{E_M^*(1+0,85*\varphi_F^2)}{\varphi_F * E_M^*/E_F + (1-\varphi_F)^{1,25}}; \text{ mit } E_M^* = \frac{E_M}{(1-\mu_M^2)} \quad (3-6)$$

Querkontraktionszahl μ_{yx} :

$$\mu_{yx} = \mu_{yx,F} * \varphi_F + \mu_M * (1 - \varphi_F) \quad (3-7)$$

Schubmodul G_{xy} :

$$G_{xy} = \frac{G_M*(1+0,6*\varphi_F^{0,5})}{\varphi_F * G_M/G_F + (1-\varphi_F)^{1,25}} \quad (3-8)$$

3.6.4 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 3-16).

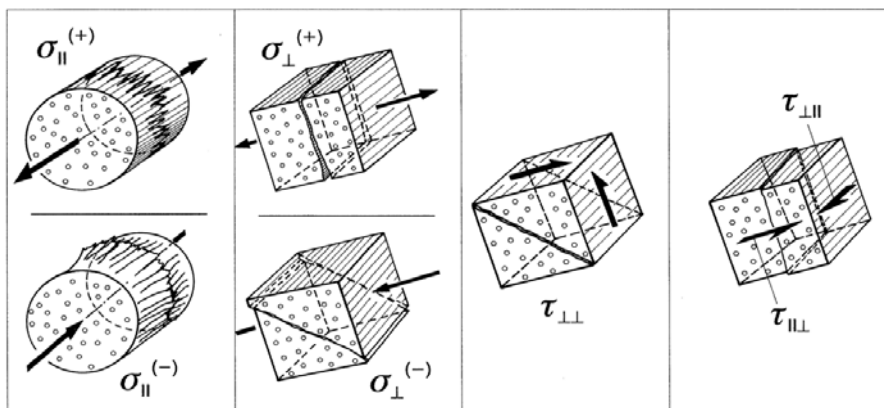


Abbildung 3-16 Versagensarten unterschieden zwischen Faserbruch und Zwischenfaserbruch [48]

3.7 Korrosionsverhalten

Die im Rahmen dieses Projekt verwendeten Werkstoffgruppen, Faser-Kunststoffe und Aluminiumlegierungen, sind für sich 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 [29]. Die Aluminiumlegierung ist deutlich unedler als die Carbonfaser.

Nach [49] 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 eine Anwendung der Bauteile im Innenbereich auch ohne zusätzliche Korrosionsschutzmaßnahmen erfolgen. 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 dieses Projekt nicht als Ausschlusskriterium angesehen.

4 Verbindungen

4.1 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.

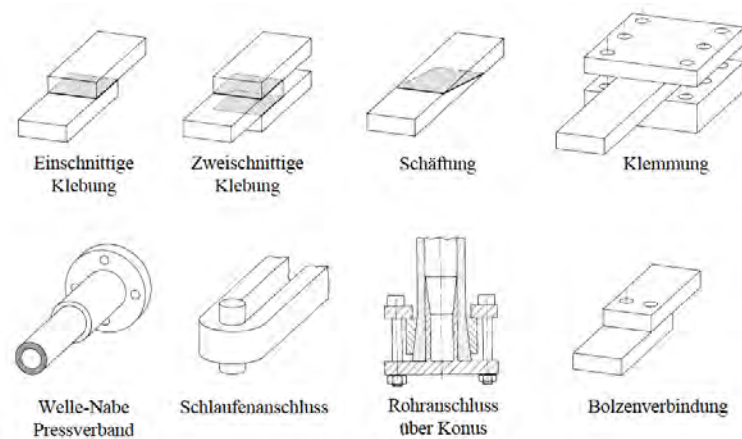


Abbildung 4-1 Beispiele der für FKV eingesetzten Verbindungsarten [2]

Auf eine ausführliche Beschreibung der einzelnen Fügearten sowie deren Vor- und Nachteile wird hier verzichtet und 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 weitest gehend 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 dieses Projekts liegt der Fokus auf einer einfach ausführbaren, lösbaren Verbindung bei möglichst hoher Tragfähigkeit eines Zugelements aus unidirektionalen FKV. Für diese Problemstellung gibt es bereits zahlreiche Lösungsansätze, die in [50] sehr gut zusammengefasst sind. Die in Abbildung 4-2 dargestellte tabellarische Übersicht ist dieser Veröffentlichung entnommen.












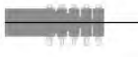










Verankerungen	Verankerungen
 Nichtlaminierte Strangschleife Verankerung durch Umlenkung für Strangschlaufen, Tragfähigkeit < 100 % [27], in der Anwendung	 Klemmkeile Klemmverankerung für Stäbe, in der Anwendung
 Vorgespannte Strangschleife Verankerung durch Umlenkung für Strangschlaufen, in der Anwendung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

Abbildung 4-2 Übersicht über Verbindungstechniken für Zugglieder aus CfK aus [50]; Die in der Tabelle aufgeführten Quellen beziehen sich auf die Quellenangaben in [50] (Hervorhebung durch den Verfasser)

Es 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 [51] dar.

Des Weiteren besteht nur bei einer Variante, dem CfK/Titan-Verbund, die Möglichkeit eine einfache Lochleibungsverbindung mit hoher Tragfähigkeit auszuführen. (Abbildung 4-3). 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 (Titanblechen oder Stahlblechen und CfK-Prepregs) bei der Bauteilherstellung eines Mehrschichtverbunds wird zudem die Möglichkeit eines vollständigen Materialübergangs von CfK zu Titan geschaffen [51].

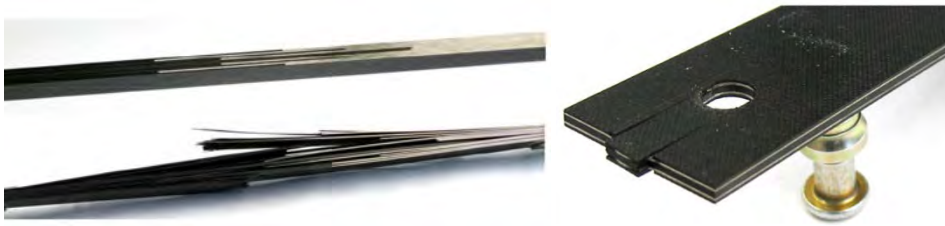


Abbildung 4-3 CfK/Titan-Verbund aus [51]; *links*: Übergang von Titan zu CfK; *rechts*: Hybridverbund CfK mit Titaneinlagen

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 [52] (Abbildung 4-4). Ziel ist es, dass die montagefreundliche Schraubenverbindung im metallischen und damit bekannten Werkstoff zu ermöglichen.

Eine weitere Variante stellen die in [53] beschriebenen Aluminiumpflaster dar. Hierbei handelt es sich um Aluminiumbleche, die auf die FKV-Oberfläche aufgeklebt werden, um die Lochleibungseigenschaften zu verbessern.

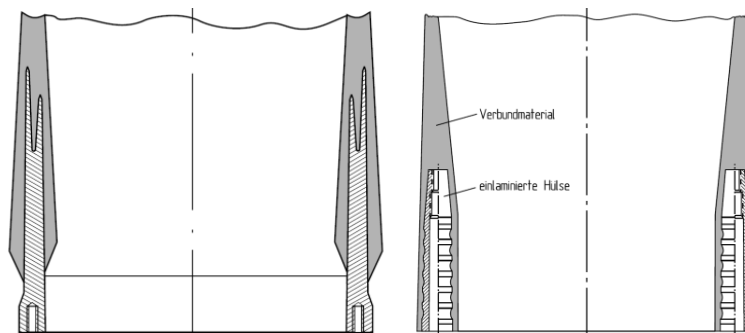


Abbildung 4-4 Rotorblattanschluss von Windkraftanlagen aus [52]; *links*: eingeklebte Aluminiumflansche; *rechts*: einlamierte Hülsen

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 [51]. Darüber hinaus findet der Kraftübertrag vom FKV zum Metall über eine Klebverbindung 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.

4.2 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 4-5 ist ein Stabwerksmodell aufgeführt, das das prinzipielle Tragverhalten vereinfacht darstellt. Daraus abgeleitet ergeben sich die im rechten Bildteil die grundsätzlichen Versagensarten, die für die Bemessung relevant sind.

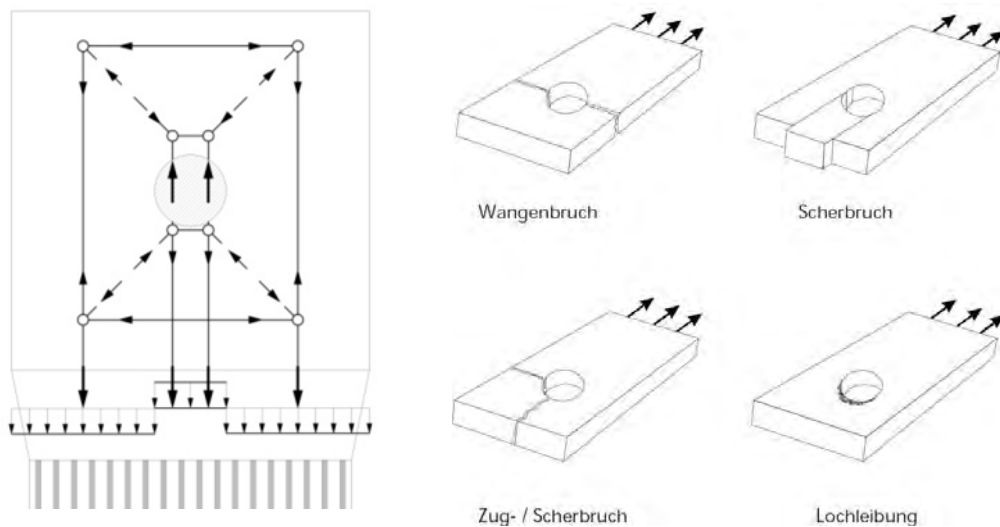


Abbildung 4-5 *links*: Stabwerkmodell einer einfachen Lochleibungsverbindung unter Zugbelastung; *rechts*: Versagensarten einer Lochleibungsverbindung aus [54]

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, ist er von entscheidender Bedeutung. Denn die Unterschiede zwischen faserdominierten und matrixdominierten Festigkeiten sind groß.

Die in Tabelle 4-1 aufgeführten Kennwerte sollen exemplarisch die Festigkeitsunterschiede in Abhängigkeit der Faserrichtung veranschaulichen. Sie sind aus [8] entnommen und an pultrudierten GfK-Profilen ermittelt ([55] und [56]). Es wird deutlich, dass die für die Bemessung maßgebenden Bereiche diejenigen mit Beanspruchungen orthogonal zur Faserrichtung sind.

<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_{τ}	MPa	33
Faservolumengehalt	ϕ_F	Vol.- %	46,5

Tabelle 4-1 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 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].

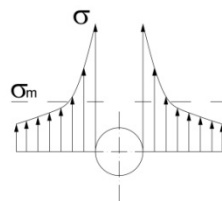


Abbildung 4-6 Exemplarische Darstellung der Spannungsüberhöhungen im Wangenbereich

Zusätzlich wirkt 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 [57]. Bei orthotropen Werkstoffen kann dieser Wert den Faktor ($K_{\infty} = 9$) erreichen [10]. Je größer die Steifigkeitsunterschiede, desto höher die Spannungserhöhung.

$$K_{\infty} = 1 + \sqrt{2 \left(\frac{E_{\parallel}}{E_{\perp}} - \nu_{\perp\parallel} \right) + \frac{E_{\parallel}}{G_{\perp\parallel}}} \quad (4-1)$$

Für UD-Verbunde aus CfK und GfK (S2-Glasfaser) mit jeweils einem Fasergehalt $\phi_f = 60\%$ ergeben sich nach Formel (3-1) aus [57] Spannungskonzentrationsfaktoren von $K_{\infty, CfK} = 6,8$ und $K_{\infty, GfK} = 4,8$.

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 dieser Zahlenwerte wird jedoch deutlich, dass eine Annäherung der Steifigkeitsverhältnisse sich günstig auf das Tragverhalten auswirkt.

4.3 Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen

4.3.1 FKV-Bemessungsregeln

Die Bemessungsregeln für Lochleibungsverbindungen aus FKV sind allgemein in der VDI-Richtlinie 2014-3 [58], der BÜV-Empfehlung *Tragende Kunststoffbauteile im Bauwesen* [59], dem EUROCOMP *Designcode and Handbook* [60] und dem ASCE *Structural Plastics Design Manual* [61] dargestellt. Für die Pultrusionsprofile der Firma Fiberline A/S sind sie in der Allgemeinen bauaufsichtlichen Zulassung [7] und dem Konstruktionshandbuch der Firma [62] 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 der Herstellung erfasst werden können [58],[59],[60],[61]. Gleiches gilt für Spannungskonzentrationsfaktoren im Lochleibungsbereich und direkt neben dem Bohrloch [59]. 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 diesem Projekt die Bezeichnungen konsistent sind, werden diejenigen aus [59] 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 4-7 sind die Bezeichnungen und schematischen Darstellungen der vier unterschiedlichen und unabhängig nachzuweisenden Versagensarten aufgeführt. Die kombinierte Beanspruchung ist in [59] nicht aufgeführt und in [8] nur für mehrreihige Verbindungen.

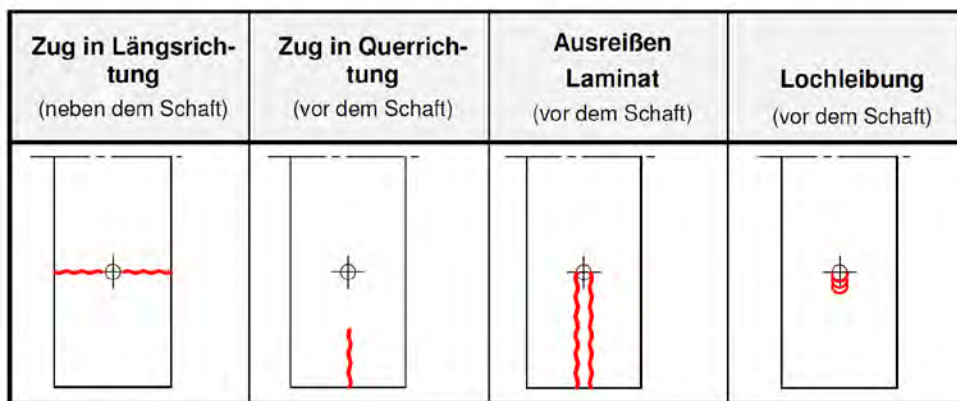


Abbildung 4-7 Bezeichnung und schematische Darstellung der Versagensarten aus [59]

Folgende Nachweise sind unter Verwendung der in Abbildung 4-8 aufgeführten Bezeichnungen gemäß [59] für Beanspruchungen in Faserrichtung zu führen:

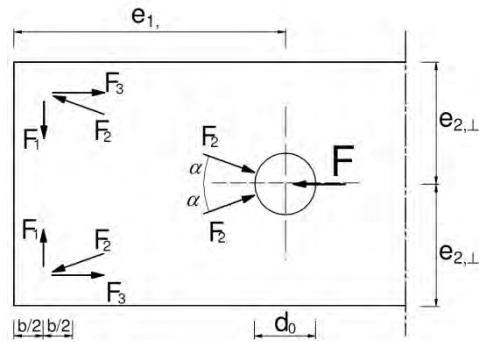


Abbildung 4-8 Bezeichnungen Bauteilabmessungen für die Nachweisführung aus [59]

Zug in Längsrichtung (neben dem Schaft)

$$f_{t,0^\circ} \geq F / [\alpha_l (2e_{2\perp} - d_0) t] \quad (4-2)$$

Zug in Querrichtung (vor dem Schaft)

$$f_{t,90^\circ} \geq F_1 / (b \cdot t) \quad (4-3)$$

Ausreißen Laminat (vor dem Schaft)

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

$$f_{\tau xy} \geq F_d / (2e_{1\parallel} t) \quad ; \text{ Nachweis gemäß Zulassung [7] und [58]} \quad (4-5)$$

Lochleibungsversagen (unmittelbar vor dem Schaft)

$$f_{pb,0^\circ} \geq F_d / (d \cdot t) k_{cc} \quad (4-6)$$

mit:

F einwirkende Schraubenkraft

t Laminatdicke

d Durchmesser des Schraubenschafts

d_0 Lochdurchmesser

$e_{1\parallel}$ Randabstand in Krafrichtung

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

α_l Faktor zur Berücksichtigung der Spannungserhöhung der Normalspannungen direkt neben dem Loch für Spannungen in Krafrichtung. Laut [59] 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_{tc} erfasst. Hierbei handelt es sich grundsätzlich um den Kehrwert von α_l , allerdings wird hier ein höherer Globalwert $k_{tc} = 2,25$ ($\cong \alpha_l = 0,44$) für die vereinfachte Berechnung angegeben. Darüber hinaus werden in Abhängigkeit der Randabstände und Lochgrößen differenzierte Angaben gemacht.

F_1 Querzugkraft 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° und 30°

b effektive Breite, auf der F_1 wirkt; näherungsweise $b = d$; gemäß [58] 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 die den Ausdruck $k_{cc} = (d_0/d)^2$ errechnet werden.

Für Belastungen orthogonal zur Faserrichtung sind die Festigkeiten mit Index 0° gegen die Festigkeiten mit Index 90° zu ersetzen.

Neben den zu führenden Nachweisen sind die in Tabelle 4-2 aufgeführten minimalen Rand- und Lochabstände aus [7] einzuhalten. In [59] sind keine Empfehlungen gegeben, daher werden die Werte aus [7] in diesem Projekt 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 4-2 Minimale Rand- und Lochabstände gemäß [7]

4.3.2 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 dieses Projekts erzielten Ergebnissen werden die charakteristischen Kennwerte herangezogen.

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

Tabelle 4-3 Materialkennwerte der Fiberline Profile; ¹⁾ aus [7]; ²⁾ 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 dieses Projekts untersuchten Bauteilen sind die Faserart und der Faseraufbau. Für die Herstellung der in [7] geregelten Pultrusionsprofile sind E-Glasfasern nach DIN 1259 [63] 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 4-3).

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 4-4) 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, müssen 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 überprüfen und warten zu lassen.

<i>Bez.</i>	<i>Grenzdehnung</i>	<i>E-Modul</i>	<i>Grenzspannung</i>
ϵ_{t0°	0,40 %	24 Gpa	96 MPa
ϵ_{t90°	0,15 %	7 GPa	10,5 MPa
ϵ_{c0°	0,40 %	24 GPa	96 MPa
ϵ_{c90°	0,40 %	10 GPa	40 MPa

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

4.3.3 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 4-5 aufgeführten Werte sind [55] und [56] 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 4-5). Die für die Bemessung maßgebenden Werte basieren auf Versuchsergebnissen.

<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Kennwerte</i>
f_{t0°	MPa	1.795 ¹⁾
f_{t90°	MPa	46 ²⁾
f_{c0°	MPa	965 ¹⁾
f_{c90°	MPa	155 ³⁾
f_{pb0°	MPa	k.A.
f_{pb90°	MPa	k.A.
f_τ	MPa	61 ³⁾
ϕ_F	Vol.- %	60

Tabelle 4-5 Materialkennwerte der UD-Schicht S-Glas + LY556/HY917/DY070 aus [56]; ¹⁾ berechnete Werte; ²⁾ Versuchsergebnis von [56]; ³⁾ Versuchsergebnisse von [64]

4.3.4 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 [56] 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 [55] aufgeführten Festigkeitswerten. Daher werden auch die Festigkeiten aus [55] herangezogen. In beiden Quellen werden jedoch keine Angaben zu der Lochleibungsfestigkeit des FKV gemacht. In [51] 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 [55] und [56], so dass sie für eine Vergleichsrechnung geeignet sind.

<i>Bez.</i>	<i>Einheit</i>	<i>Kennwerte¹⁾</i>	<i>Kennwerte⁶⁾</i>
f_{t0°	MPa	1.955 ²⁾	1.900
f_{t90°	MPa	27 ³⁾	51
f_{c0°	MPa	1.347 ²⁾	1.000
f_{c90°	MPa	164 ⁴⁾	165
f_{pb0°	MPa	366 ⁵⁾	366 ⁵⁾
f_{pb90°	MPa	k.A.	k.A.
f_τ	MPa	85 ⁴⁾	85
ϕ_F	Vol.- %	60	60

Tabelle 4-6 Materialkennwerte der UD-Schicht C-Faser; ¹⁾ Werte aus [56] T300 + LY556/HY917/DY070; ²⁾ Versuchsergebnis von [56]; ³⁾ Versuchsergebnis von [65]; ⁴⁾ Versuchsergebnis aus [64]; ⁵⁾ Versuchsergebnis aus [51]; ⁶⁾ Werte aus [55] für UD-CfK mit $\phi_f = 60$ % ohne Materialangaben

Darüber hinaus werden in [66] 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 [51] nicht als zu konservativ einzustufen sind.

4.3.5 Aluminium

Die Bemessung einer Lochleibungsverbindung von Aluminiumbauteilen erfolgt auf Grundlage des Eurocode 9 [67]. 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. Sie sind auf Basis von Versuchen zu ermitteln (Anhang C.3 in [67]). 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 ₀	1,2 d ₀	2,2d ₀	2,4d ₀
<i>Regelabstände</i>	2,0d ₀	1,5d ₀	2,5d ₀	3,0d ₀

Tabelle 4-7 Mindest- und Regelabstände für Schraubenverbindungen nach [67], bezogen auf den Lochdurchmesser d₀

Gemäß Anhang C.3 in [67] 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 4-7 sind die geforderten Mindestabstände und Regelabstände gemäß [67] aufgeführt. Diese 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 dieses Projekt relevanten Nachweise aufgeführt:

Lochleibungsfestigkeit

$$F_{v,Ek} \leq F_{b,Rk} = k_1 \alpha_b f_u d t \quad (4-7)$$

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

α_b in Krafrichtung der kleinste Wert aus α_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

$$\sum F_{v,Ek} \leq N_{net,Rk} = 0,9A_{net}f_u \quad (4-8)$$

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

$$\sigma_{v,E} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2} \leq \sigma_{v,R} \quad (4-9)$$

mit:

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

In der folgenden Tabelle 4-8 sind Zugfestigkeiten der zum Vergleich herangezogenen Legierungen aufgeführt.

	Einheit	AlSi7Mg0,3 ¹⁾	AlSi7Mg0,3 ²⁾	AlMgSi0,5 ³⁾	AlZn4,5Mg1 ³⁾
Zugfestigkeit f_u	MPa	213	260	170	350
Bruchdehnung ε_u	%	15	13	8	10

Tabelle 4-8 Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen für verschiedene Aluminiumlegierungen; ¹⁾ Vorversuche MFF; ²⁾ aus [11]; ³⁾ aus [67]

4.3.6 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 sollte sowohl gegenüber dem FKV als auch dem reinen Aluminium gesteigert werden. Für die Flankenzugfestigkeit bzw. den Nachweis des Nettoquerschnitts gilt dies ebenfalls.

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 dieses Projekts nicht vollständig ermittelt werden, da der Entwicklungsstand der neuen Technologie noch nicht zulässt. Daher werden ausgewählte Materialparameter experimentell ermittelt und an einer ausgewählten Bauteilkonfiguration die Dehnungs- und Spannungszustände an ausgewählten Stellen erfasst (Kapitel 6).

4.4 Referenzwerte

4.4.1 Bauteilgeometrie

Im Rahmen dieses Projekts werden Bauteile hergestellt, die im Anschlussbereich eine Breite von $B = 100$ mm und eine Bauteildicke von $t = 10$ mm aufweisen. Die Länge des metallisch gebundenen Bereichs mit konstanter Dicke beträgt $L = 100$ mm (Kapitel 5.3).

Aus den Bemessungsregeln und der Bauteilgeometrie ergeben sich verschiedene mögliche Ausführungsvarianten für eine Bauteilfugung. Für die Bewertung der Tragfähigkeit wird eine gelenkige, zweischnittige 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 mm gewählt ($d_o = 20,5$ mm).

In Abbildung 4-9 sind die Bauteilabmessungen und Randabstände in der Draufsicht dargestellt. Infolge der einzuhaltenden Mindestabstände werden zwei unterschiedliche Randabstände in Krafrichtung 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 6.3.1).

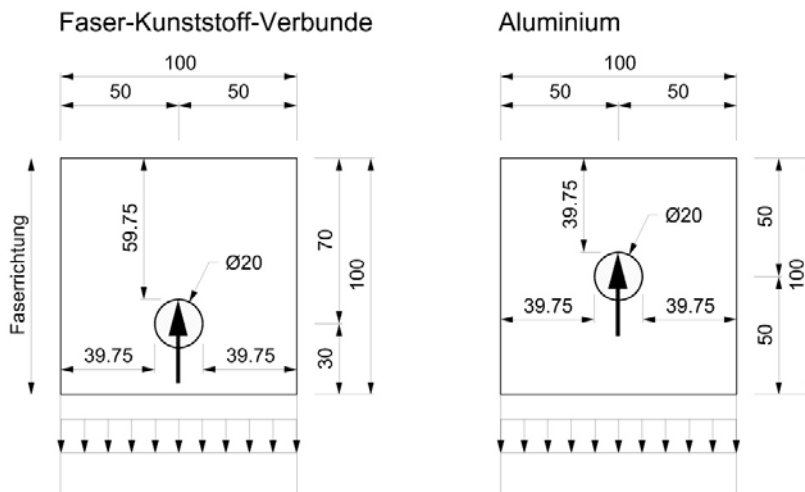


Abbildung 4-9 Abmessungen der Verbindung für die Nachweise der Vergleichsbauteile; Bauteildicke $t = 10$ mm (Angaben in mm)

4.4.2 Traglasten der Vergleichsbauerteile

Die Traglasten der Vergleichsbauerteile sind nicht eindeutig zu berechnen. Zum einen liegen nicht für alle interessanten FKV die Lochleibungsfestigkeiten 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 mit Versuchsergebnissen verglichen. Dies führt zu unterschiedlichen Bruchlasten und zur Veränderung der Versagensart für die jeweiligen Werkstoffe. Einen Überblick bietet die folgende Tabelle 4-9. Sie führt die 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).

- (A): $b = d$; gemäß [59]
- (B): $b = (e_{1\parallel} - d_0/2)$; gemäß [58]

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

- (A): $f_{\tau} \geq F_d/[2(e_{1\parallel} - d_0/2)t]$; gemäß [59]
- (B): $f_{\tau xy} \geq F_d/(2e_{1\parallel}t)$; gemäß [58]

Für die Berechnung der 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.

- (A): $f_{pb,0^\circ}$; gemäß [59]
- (B): $f_{c,0^\circ}$; gemäß [58]

Sofern unterschiedlich hohe Festigkeiten für einzelne Materialeigenschaften vorliegen, wurden stets die höheren Werte verwendet. Deshalb werden neben den Traglasten gemäß Zulassung auch für die pultrudierten Profile weitere, höhere Traglasten aufgeführt.

Als maßgebend werden die Lasten deklariert, die unter Ansatz der günstigeren Bemessungsvariante den niedrigsten Wert ergeben. Die nach dieser Definition maßgebenden Lasten sind in der Tabelle 4-9 hervorgehoben.

Insgesamt kann festgehalten werden, dass die Traglasten für die unterschiedlichen Brucharten, 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 4-10 wird ersichtlich, dass bei den Aluminiumbauteilen stets die Lochleibungsfestigkeit maßgebend wird.

Ein weiterer interessanter Aspekt für den Vergleich mit den hier angestellten Versuchen ist in Tabelle 4-11 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.

Nachweis	Fiberline ¹⁾	Fiberline ²⁾	S2- Glasfaser ³⁾	Carbonfaser ⁴⁾
	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	85	119
Lochleibung (A)	38	50	-	70
Lochleibung (B)	-	63	184	257

Tabelle 4-9 Referenzwerte ; ¹⁾ Werte und Nachweise nach AbZ [7]; ²⁾ Maximalwert aus Tabelle 4-3, Nachweise gemäß [58] und [59]; ³⁾ Werte aus Tabelle 4-5, Nachweise gemäß [58] und [59]; ⁴⁾ Maximalwerte aus Tabelle 4-6, Nachweise gemäß [58] und [59]

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

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

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

Tabelle 4-11 Vergleich der Faserfestigkeit mit den Faserspannungen bei Bruch des Bauteils; ¹⁾ Angaben aus [11]; ²⁾ Herstellerangaben [68]; ³⁾ Herstellerangaben [69]

5 Das neu entwickelte Herstellungsverfahren (AP3 und AP4)

5.1 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 Faserrichtung 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 schwächende chemische 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.

5.2 Wesentliche Änderung gegenüber dem Thixoschmiedeverfahren

Das 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.

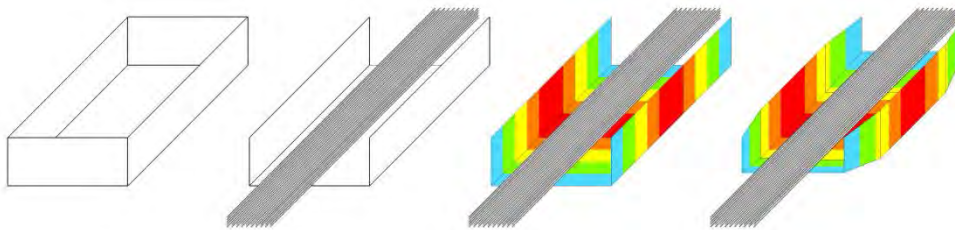


Abbildung 5-1 Vereinfachte Darstellung der wesentlichen Veränderungen des Herstellungsverfahrens

Die Erstarrung der Aluminiumlegierung erfolgt durch die 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.

5.3 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 5-2 sind die Abmessungen dargestellt.

Der mittlere Teil ist eine Platte der Breite $B = 100 \text{ mm}$ und Dicke $t = 10 \text{ mm}$. 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 sym-

metrisch aufgebaut. Nach Aufbringung der Aluminiummatrix könnten in einem kontinuierlichen Herstellungsprozess durch Zertrennen der Platte die Lasteinleitung für zwei Bauteile in einem Prozessschritt aufgebracht werden.

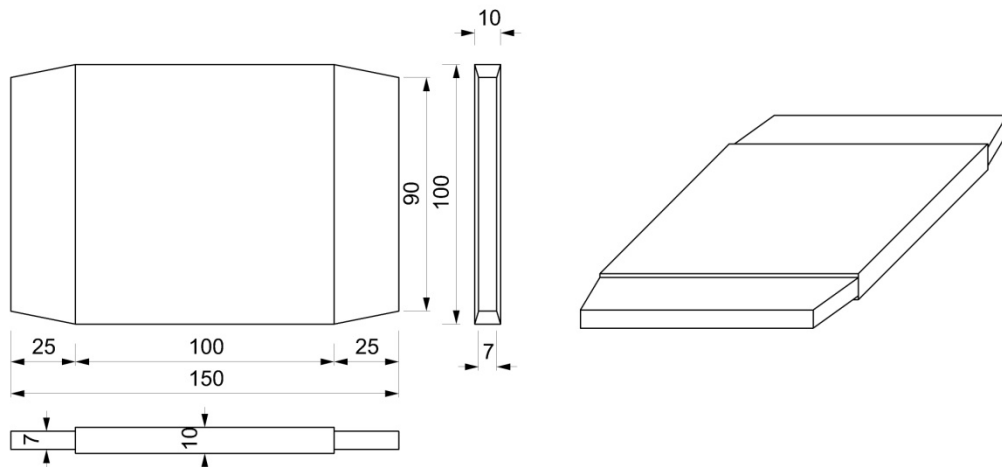


Abbildung 5-2 Geometrie des Aluminiumanteils der Bauteile in Draufsicht, Ansicht und Isometrie mit Abmessungen (Angaben in mm)

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 ([49], [70], [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, da dieser Fall der Fügung zweier unterschiedlicher Bauteile gleicht.

Aus verfahrenstechnischen Gründen ist eine Querschnittsverjüngung zu den Bauteilenden hin sinnvoll, da so die Erstarrungsgeschwindigkeit beeinflusst werden soll. Daraus ergibt sich eine Begrenzung der Faserverteilung in der Aluminiummatrix, wie in Abbildung 5-3 zu erkennen ist. Es entstehen Grenzflächen auf der Mesoebene. Eine gradierte Anpassung der Querschnittshöhe der Aluminiumkontur, wie in Variante (a) gezeigt, wäre günstig.

Ausgeführt wurde Variante (b), denn zum Zeitpunkt der Geometriefestlegung lagen noch keine Erkenntnisse über das Selbstverschlussverfahren vor. Ein frühzeitiges Erstarren im gevouteten Bereich erschien möglich. Dies hätte zu unterschiedlichen Faservolumenanteilen an der Austrittsstelle infolge variierender Matrixanteile geführt. Eine Erfassung und Bewertung der mechanischen Eigenschaften wäre dadurch erschwert worden.

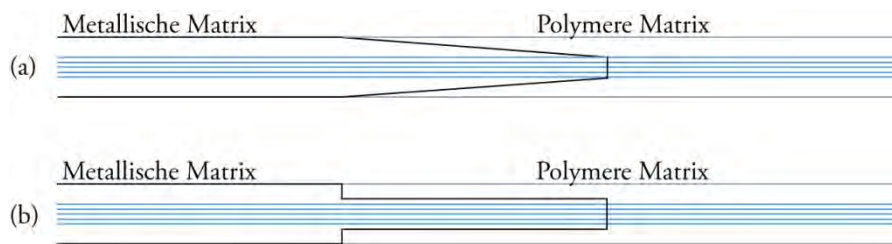


Abbildung 5-3 Schematische Darstellung zweier Ausführungsvarianten für den Matrixübergang

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 niedriger.

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

5.4 Bewertung unterschiedlicher Werkzeugkonzepte

Die partielle Infiltration von Faserrovings mit Metallen im teilflüssigen bzw. flüssigen Zustand erfordert ein Werkzeugkonzept mit einer teilweise geöffneten Kavität. Dadurch wird es möglich, die Faserwerkstoffe mittels einer Einspannvorrichtung vor dem Formgebungsprozess im Werkzeug zu spannen und durch Öffnungen der Kavität zu führen. Öffnungen in den Werkzeugeinsätzen können allerdings auch dazu führen, dass aufgrund des Austretens von flüssigem Matrixwerkstoff kein Kavitätinnendruck bei der Formgebung aufgebaut werden kann. Da ein hoher Innendruck innerhalb der Kavität während und auch noch für eine gewisse Haltezeit nach dem Formgebungsprozess im teilflüssigen Zustand einen entscheidenden Faktor für die erreichbare Bauteilqualität im Sinne der mechanischen Eigenschaften, der Oberflächenqualität und der Maßhaltigkeit darstellt, steht ein derartiges Konzept im Widerspruch zu konventionellen Semi-Solid-Werkzeugkonstruktionen.

Im Rahmen des ersten Arbeitspakets, welches die Konstruktion von Modulen für ein Thixoschmiedewerkzeug beinhaltete, musste daher ein Lösungsansatz gefunden werden, der die Verhinderung des Materialaustritts und damit die Aufbringung des nötigen Kavitätinnendrucks gewährleistete. Bei den hier vorgestellten Werkzeugkonzepten bestand dieser Lösungsansatz in einer partiellen Kühlung des Werkzeugs an den Kavitätsöffnungen in Kombination mit einer sich nach außen hin verjüngenden, plattenförmigen Bauteilgeometrie. Hierdurch konnte eine kontrollierte Abkühlung des teilflüssigen bzw. flüssigen Materials

und damit die Selbsthemmung des eingesetzten Metallwerkstoffs durch die eintretende Erstarrung ermöglicht werden.

Bei der Entwicklung der Werkzeugkonzepte wurde daher auf den Aufbau einer modularen Kavität Wert gelegt, um bei eventuell anfallenden konstruktiven Änderungen einzelne Komponenten, zum Beispiel zur Variation des Bauteilübergangs von Metall- zu Kunststoffmatrix, leicht austauschen zu können. Auf diese Weise sollte es möglich sein, fertigungstechnische Optimierungen am Werkzeugaufbau kostengünstig und mit geringem Aufwand umzusetzen.

Das erste Werkzeugkonzept, welches im Rahmen dieses Forschungsprojekts entwickelt wurde, besaß eine einseitig geöffnete Kavität und ist in Abbildung 5-4 dargestellt. Die beiden Zeichnungen auf der rechten Seite zeigen darüber hinaus zwei Gestaltungsmöglichkeiten des sich verjüngenden Bauteilübergangs.

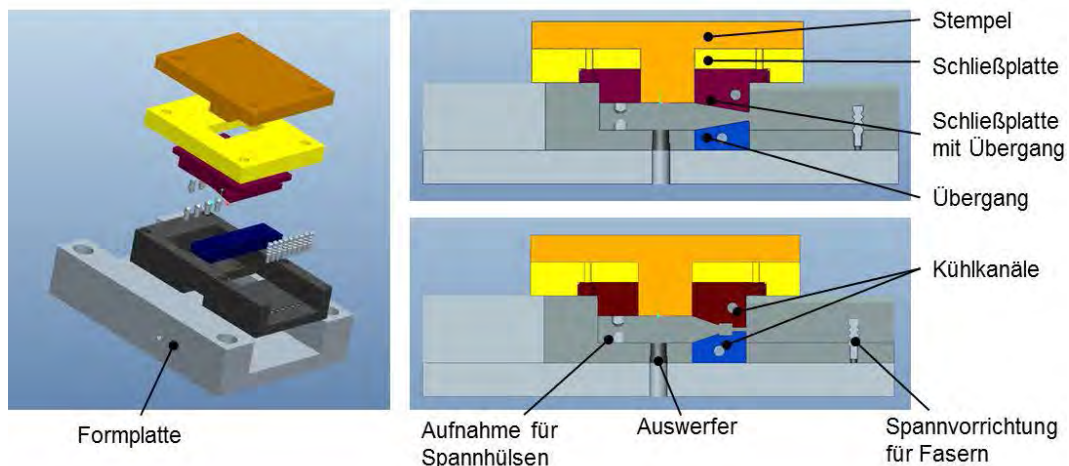


Abbildung 5-4 Erstes Werkzeugkonzept mit unterschiedlichen Bauteilübergängen

Die Konstruktion wurde nach dem Prinzip eines geschlossenen Gesenkes aufgebaut. Die Kavität wird dabei vor dem eigentlichen Formgebungsvorgang von den in Abbildung 5-4 gelb und dunkelrot dargestellten Schließplatten bis auf einen schmalen Spalt verschlossen. Dieser Spalt dient der Aufnahme der Verstärkungsfasern, welche zuvor in der Kavität eingespannt werden müssen. Anschließend wird das Matrixmaterial durch die Aussparungen der Schließplatten eingebracht und danach durch das Zufahren des orangefarbenen dargestellten Stempels in die Kavität gepresst. Zur Realisierung der kontrollierten Erstarrung der Leichtmetalllegierung werden das dunkelrote Oberteil sowie das blaue Unterteil mit Kühlkanälen in Form von eingebrachten Bohrungen versehen. Im Gegensatz dazu müssen die übrigen Werkzeugteile beheizt werden, um eine zu frühe Erstarrung des Matrixmaterials und dadurch eine unzureichende Formfüllung der Kavität zu vermeiden. Es zeigte sich bereits in diesem ersten Konzept, dass die Einstellung der unterschiedlichen Temperaturbereiche im Formgebungswerkzeug einen essentiellen Einfluss auf die finale Bauteilqualität haben würde.

Einen Nachteil dieses Werkzeugkonzepts bildete die aufwendige Wicklung der Faserwerkstoffe im beheizten Bereich der Kavität. Die Fasern müssten anhand eingelegter Hülsen innerhalb des Bauteils fixiert werden, wodurch eine unerwünschte Umlenkung im Bauteilinneren erfolgen würde. Bei den folgenden Konzepten wurde daher darauf geachtet, dass das Wickeln bzw. Spannen der Fasern außerhalb des Werkzeugs erfolgte und dass die Fasern unidirektional im fertigen Bauteil integriert werden konnten.

Zur Umsetzung dieser Vorgaben besaß das zweite Werkzeugkonzept eine Kavität mit zwei gegenüberliegenden Öffnungen. Durch die herausnehmbare Spannvorrichtung wird es möglich, die Verstärkungsfasern außerhalb des Werkzeugs zu wickeln und anschließend unidirektional durch die Kavität hindurchzuführen. Das beschriebene Werkzeugkonzept ist in Abbildung 5-5 dargestellt.

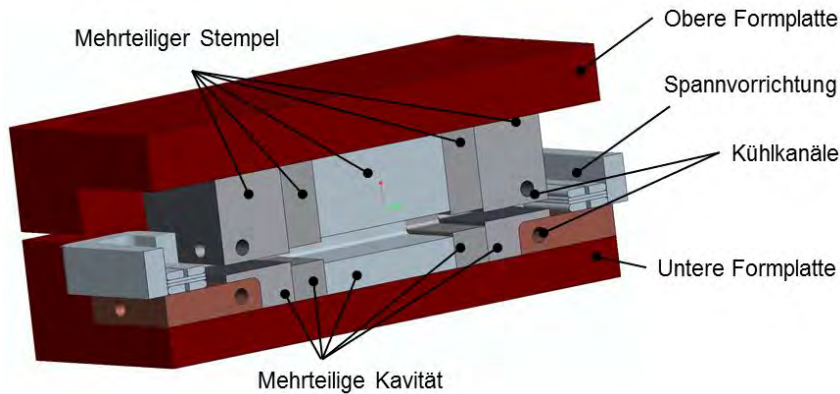


Abbildung 5-5 Zweites Werkzeugkonzept mit einer zweiseitig geöffneten Kavität

Die an den beiden Öffnungen angeordneten Stempel- bzw. Kavitätenelemente wurden wiederum mit integrierten Kühlkanälen ausgestattet, sodass es auch durch dieses Werkzeugkonzept möglich wäre, die für den Formgebungsprozess notwendige Erstarrung bzw. die Selbsthemmung des Matrixwerkstoffes zu gewährleisten.

Aufbauend auf diesem zweiten Konzept wurde auch die dritte Werkzeugvariante entwickelt, welche im Rahmen dieses Forschungsprojektes umgesetzt und zur Herstellung von Versuchsbauteilen verwendet wurde. Die konstruktive und die simulative Auslegung sowie die Fertigung dieses Formgebungswerkzeugs werden in den folgenden Kapiteln näher erläutert.

5.5 Konstruktion des Formgebungswerkzeugs

Der durch die Temperierung entstehende Temperaturgradient zwischen Kavitätinnen- und Kavitätsaußenteilen wurde zum einen durch die Beheizung der innenliegenden Stempel- bzw. Kavitätseinsätze (in Abbildung 5-6 rot eingefärbt) durch Heizpatronen und zum anderen durch die Kühlung der Randbereiche (blau eingefärbt) mittels eingebrachter Kühlkanäle erreicht. Auf diese Weise konnte das (teil-)flüssige Material beim Einfüllen in den erwärmten Bereich der Kavität langsam abgekühlt werden, sodass der Materialfluss zu Beginn des Formgebungsprozesses nur in geringem Maße beeinträchtigt wurde. Beim Erreichen der gekühlten Randlelemente am Ende der Formgebung erfolgte ein zügiges Erstarren des Materials, sodass durch dessen Selbsthemmung der für eine gute Bauteilqualität und eine optimale Faserinfiltration erforderliche Kavitätinnendruck realisiert werden konnte.

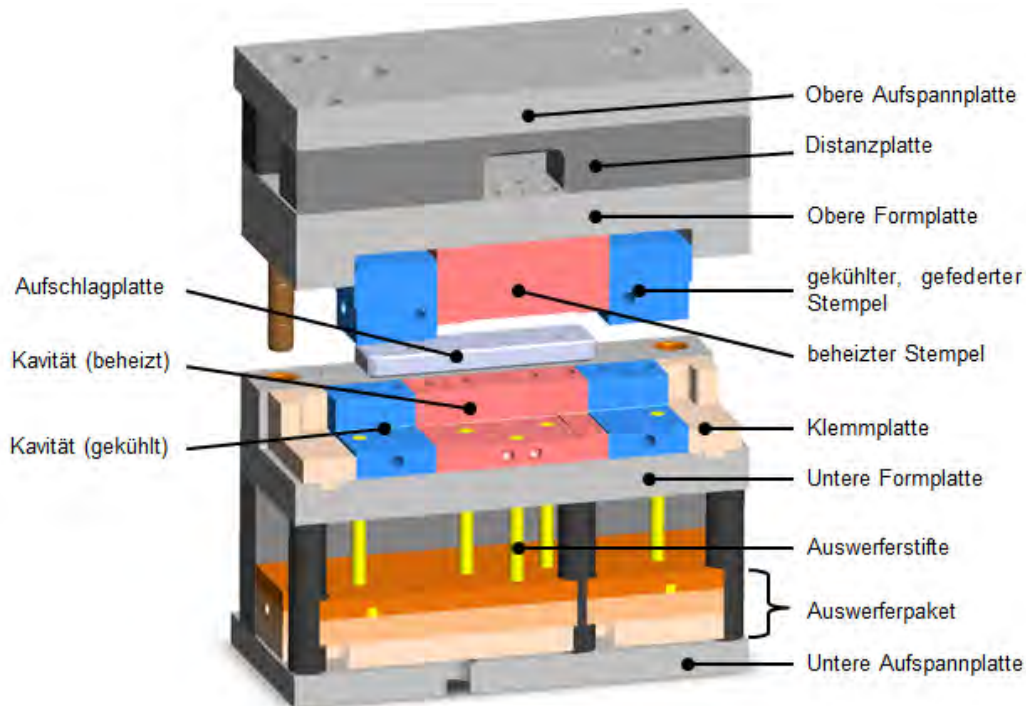


Abbildung 5-6 Schnittansicht des Formgebungswerkzeugs mit offener Kavität

Zur Werkzeugtemperierung wurden insgesamt zwölf Heizpatronen und vier Thermoelemente in den mittleren Kavitäts- und Stempelteilen sowie den beiden Formplatten vorgesehen. Dabei wurden sowohl in der oberen als auch in der unteren Werkzeughälfte je sechs der Heizkörper und je zwei der Thermoelemente eingebracht. Heizelemente und Temperatursensoren wurden anschließend an ein externes Regelgerät angeschlossen, welches zur Einstellung der gewünschten Werkzeugtemperatur verwendet wurde. Des Weiteren wurden zwischen Werkzeug und Stößel sowie zwischen Werkzeug und Pressentisch druckfeste Faserzement-Isolierplatten vorgesehen, welche dem Schutz des Pressenaufbaus vor einer unerwünschten Wärmeinleitung durch das Formgebungswerkzeug dienen.

Die in Abbildung 5-6 blau dargestellten, gekühlt und gefedert ausgeführten Stempelteile senkten sich beim Öffnen des Werkzeugs um 20 mm ab und konnten beim Schließen des Werkzeugs wieder komplett in die obere Formplatte eingedrückt werden. Durch diese Mechanik war die Kavität auch beim Einlegen verschiedener Mengen an Verstärkungsfasern weitestgehend geschlossen, da der Stempel beim Zufahren des Pressenstößels auf die Verstärkungsfasern sowie die gekühlten Kavitätselemente drückte und unter steigendem Anpressdruck zeitgleich in die obere Formplatte zurückgeführt werden konnte. Durch das nahezu vollständige Verschließen der Kavität konnte ein hoher Innendruck und somit eine gute Infiltration der Verstärkungsfasern erreicht werden.

Des Weiteren besaß die Kavität insgesamt neun Bohrungen, durch welche die Auswerferstifte des Unterwerkzeugs geführt wurden. Die Auswerferstifte dienen dem Entformen des fertigen Bauteiles, indem sie nach dem Formgebungsprozess ausgefahren wurden. Die hohe Anzahl an Auswerferstiften stellte dabei sicher, dass das Bauteil gleichmäßig aus der Kavität gehoben und nicht durchstanzt wurde.

Außerdem wurden zur Sicherstellung einer hohen Führungsgenauigkeit des Oberwerkzeugs vier Führungssäulen in die obere Formplatte eingesetzt, welche beim Herabfahren durch die entsprechenden Führungsbuchsen der unteren Formplatte geführt wurden. Reibungen zwischen Stempel und Kavitätswand konnten dadurch verhindert bzw. auf ein Minimum reduziert werden.

Die Klemmplatten dienen der Fixierung der eingelegten Verstärkungsfasern. Hierfür konnten angepasste Bleche mit verschiedenen Blechstärken eingelegt werden, mit welchen es möglich war, die Lage der Verstärkungsfasern in deren Höhe zu variieren. Genauere Informationen zur Fixierung und Positionierung der Verstärkungsfasern im Werkzeug werden in Kapitel 5.9 gegeben.

5.6 Simulative Auslegung des Formgebungswerkzeugs

Wie aus den vorherigen Kapiteln hervorgeht, stellt die Konstruktion neuer Werkzeuge für die Formgebung im teilflüssigen Materialzustand einen auf bisherigen Erkenntnissen basierenden, iterativen Entwicklungsprozess dar, welcher zur systematischen Erweiterung des Wissensstandes über die Ausführung solcher Formgebungswerkzeuge führt. Hierbei werden sowohl die erarbeiteten Konzepte als auch die entwickelten Konstruktionen von thermodynamischen Simulationen des Werkzeugaufbaus sowie Simulationen des Materialflusses begleitet. Dadurch können im frühen Entwicklungsstadium Optimierungen am Formgebungswerkzeug vorgenommen werden. Derartige Simulationen wurden auch im Rahmen des zweiten Arbeitspakets des Projektes durchgeführt und im Folgenden näher erläutert.

5.6.1 Thermodynamische Auslegung des Formgebungswerkzeugs

Üblicherweise werden Werkzeuge für die Formgebung im teilflüssigen Zustand beheizt, um den Wärmefluss vom eingesetzten Werkstoff in das Werkzeug zu minimieren. Auf diese Weise wird eine frühzeitige Erstarrung verhindert und gewährleistet eine gute Formfüllung der Kavität. Wie bereits erläutert, wurden für eine solche Erwärmung in dem hier entwickelten Formgebungswerkzeug sowohl im Unter- als auch im Oberwerkzeug Heizpatronen eingebracht. Zur Ermittlung der notwendigen Heizleistung und zur idealen Positionierung der Heizelemente, vor allem in Kombination mit dem beschriebenen Kühlsystem an den Kavitätsöffnungen, wurde begleitend zum Entwicklungsprozess des Formgebungswerkzeugs auch eine thermodynamische Auslegung durchgeführt.

Für solche thermodynamischen Auslegungen werden Simulationsprogramme verwendet, welche eine numerische Berechnung sowie Visualisierung der Temperaturverteilung und der auftretenden Wärmeströme im Werkzeug ermöglichen. Im Rahmen dieses Forschungsprojektes wurde hierfür die FEM-Software *Ansys Workbench* eingesetzt.

In Tabelle 5-1 sind die Randbedingungen zusammengefasst, welche für die durchgeführten thermodynamischen Simulationen festgelegt wurden.

Lösungsansatz	Instationäre Lösung
Knotenanzahl des Rechnetzes	ca. 102000
Elementanzahl des Rechnetzes	ca. 50500
Heizelemente (Heizpatronen)	Vorgabe der Heizleistung
Werkzeugkühlung	Konstante Wandtemperatur der Kühlkanäle = 30°C
Wärmeleitung im Werkzeug	Vorgabe der werkstoff- und temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität
Wärmeübergang an die Umgebung	Konvektion und Strahlung
Wärmeleitung in den Pressentisch/-stößel	Perfekte Isolierung (keine Wärmeleitung)

Tabelle 5-1 Randbedingungen der Simulation zur Auslegung der Werkzeugbeheizung bzw. -kühlung

Die Temperaturverteilung im Werkzeug wurde instationär berechnet, um das zeitabhängige Aufheizen des kalten Werkzeugs bis zur Betriebstemperatur numerisch abzubilden. Dabei war es wichtig, dass sich ein möglichst homogenes Temperaturprofil im Kernbereich des

Formhohlraums ausbildete und zudem die Auswirkung der Wasserkühlung auf die Kavitätsöffnungen beschränkt, aber dennoch ausreichend war. Auf diese Weise wurde erreicht, dass das eingesetzte Matrixmaterial die Kavität zu Beginn des Formgebungsvorganges gleichmäßig ausfüllte und beim Erreichen der Randlelemente gezielt erstarrte.

Da innerhalb des Werkzeugaufbaus Werkstoffe mit unterschiedlichen thermischen Eigenschaften eingesetzt werden sollten, war es notwendig, deren temperaturabhängige Kennwerte wie Wärmeleitung und Wärmekapazität in die Werkstoffdatenbank des Simulationsprogrammes zu implementieren. Dadurch war es möglich, eine sehr genaue Abbildung der zu erwartenden Temperaturverteilung im Formgebungswerkzeug zu erhalten.

Zwischen Werkzeug und Pressenstößel sowie Pressentisch wurden zur thermischen Entkopplung Isolierplatten verwendet. Frühere Untersuchungen am Institut für Umformtechnik an anderen Formgebungswerkzeugen haben in diesem Zusammenhang gezeigt, dass dadurch die Wärmeleitung vom Werkzeug in den Pressentisch bzw. -stößel vernachlässigbar klein ist und deshalb in der hier durchgeführten thermodynamischen Simulation eine perfekte Isolierung als Randbedingung zu Recht angenommen werden kann.

In Abbildung 5-7 sind Ergebnisse der durchgeführten thermodynamischen Simulationen, welche zur Optimierung der Heizpatronenanordnung im Werkzeug herangezogen wurden, dargestellt. Dabei galt es, ein Temperaturintervall zwischen 300 °C und 350 °C im Kernbereich der Kavität erreichen zu können. Diese Forderung leitete sich aus den bisherigen Erfahrungen der Arbeitsgruppe Formgebungsverfahren zur Formfüllung derartiger Werkzeugkavitäten mit teilflüssigen Aluminiumlegierungen ab.

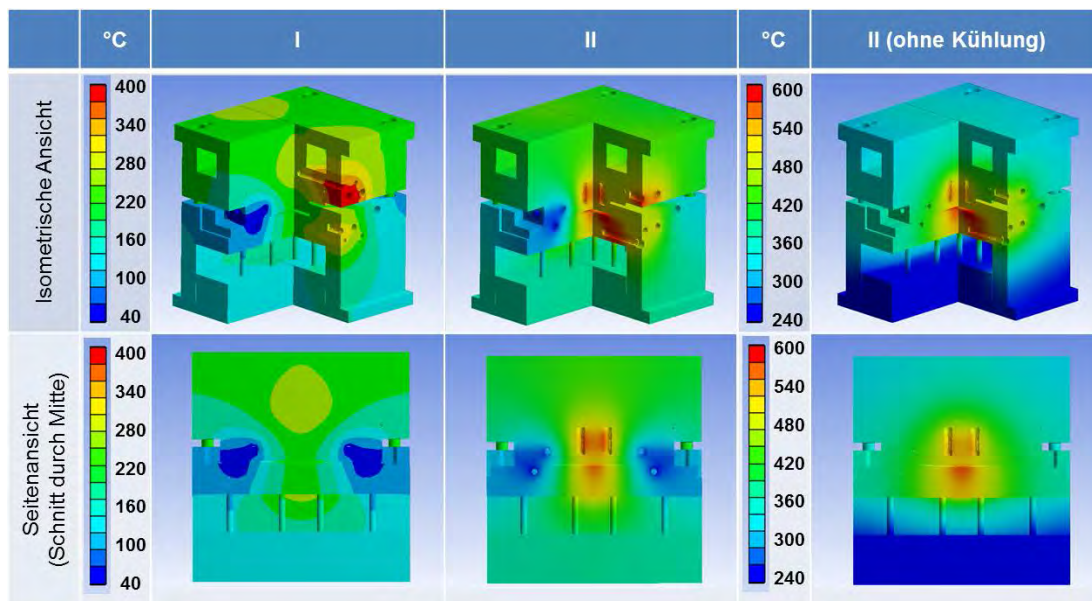


Abbildung 5-7 Ergebnisse thermodynamischer Simulation zur Auslegung der Werkzeugbeheizung und -kühlung

Das in Spalte I dargestellte Simulationsergebnis zeigt die numerische Berechnung einer Temperaturverteilung, welche mit einer der ersten Heizpatronenanordnungen, die im Rahmen der Werkzeugkonstruktion untersucht wurden, berechnet wurde. Obwohl in der Abbildung zu sehen ist, dass bei der Erwärmung relativ homogene Temperaturbereiche im Werkzeug ausgebildet wurden, ist es nicht gelungen, durch diese Positionierung der Heizelemente die geforderte Zieltemperatur von 300 °C bzw. 350 °C in der Mitte des Formhohlraumes zu erreichen. Das Simulationsergebnis zeigte, dass es durch die Anordnung der Patronen nicht möglich war, die erforderliche Wärme in den Kernbereich der Werkzeugkavität zu leiten, sondern dass diese bereits am Randbereich des Werkzeugs entzogen wurde. In Spal-

te II hingegen ist das Ergebnis der schlussendlich eingesetzten Heizpatronenanordnung, welche durch mehrere Iterationsschritte bestimmt wurde, abgebildet. Damit wurde sowohl die Wärme gezielt in den inneren Bereich der Werkzeugkavität eingeleitet als auch die vorgegebene Zieltemperatur sowie eine homogene Verteilung erreicht. Die eingesetzten Kühlkanäle konnten bereits zu einem frühen Entwicklungszeitpunkt die Anforderungen nach einer gezielten Temperatursenkung der äußeren Kavitätselemente erfüllen. Dies wird nochmals mit den Abbildungen in der dritten Spalte von Abbildung 5-7 verdeutlicht, welche das Simulationsergebnis ohne Kühlsystem darstellen (Bitte geänderte Farbskala beachten).

Das Ziel solcher thermodynamischen Werkzeugauslegungen besteht darin, bereits in der Konstruktionsphase eines Werkzeugs die optimale Anzahl, Leistung und Positionierung der benötigten Heizpatronen zu ermitteln. Auf diese Weise soll das Aufheizen des Werkzeugs bis zur gewünschten Zieltemperatur sowie das Einstellen einer homogenen Temperaturverteilung gewährleistet werden. Die Simulationen bilden hingegen nicht die Regelung des Werkzeugs im aufgeheizten Zustand ab, welche aufgrund des zyklischen Aufheizens und Abkühlens Temperaturschwankungen verursacht und somit zu Abweichungen von den Simulationsergebnissen führen kann.

5.6.2 Simulation des Materialflusses in der Werkzeugkavität

Neben thermodynamischen Simulationen zur Auslegung der Werkzeugtemperierung wurden begleitend zur Konstruktion der Aktivteile CFD-Simulationen durchgeführt, welche den Materialfluss des teilflüssigen Matrixwerkstoffes und damit einhergehend die Formfüllung der Werkzeugkavität numerisch abbildeten. Hierbei kam das Programm Flow3D der Firma Flow-Science Inc. zum Einsatz, welches die Strömungsvorgänge während der Formfüllung simuliert, dabei das Viskositätsverhalten thixotroper Werkstoffe mittels eines CFD-Codes in Form einer im Folgenden dargestellten, modifizierten Modellgleichung berücksichtigt und somit in besonderem Maße zur Abbildung der Formgebung im teilflüssigen Zustand geeignet ist.

Aufgrund des scherratenentfestigenden Verhaltens thixotroper Metalllegierungen müssen bei der numerischen Abbildung der auftretenden Viskosität mehrere Parameter, wie die Scherbelastung, der Flüssig- und Festphasenanteil sowie die Temperatur berücksichtigt werden. Um dabei annähernd den nicht-newtonschen Charakter der Gleichgewichtsviskosität zu erhalten, wird das modifizierte Carreau Modell verwendet, das diejenige Viskosität darstellt, welche sich nach ausreichend langer konstanter Scherbelastung ergibt. Darüber hinaus wird mit dieser Gleichung der Einfluss des Fest- und Flüssigphasenanteils sowie der Temperatur abgebildet. Das Programm Flow3D stellt diese Gleichung wie folgt dar:

$$\eta = \eta_{\infty} + \frac{\eta_0 E_T - \eta_{\infty}}{\lambda_{\infty} + \left[\lambda_0 + (\lambda_1 E_T)^2 e_{ij} e_{ij} \right]^{\frac{1-n}{2}}} + \frac{\lambda_2}{\sqrt{e_{ij} e_{ij}}} \quad (5-1)$$

mit:

$$e_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \text{ Scherrate des Fluids in kartesischen Koordinaten}$$

$$E_T = \exp \left[a \left(\frac{T^*}{T-b} - c \right) \right] \text{ Temperaturverschiebungsfaktor}$$

η_0 = Nullviskosität

η_{∞} = Steady-State-Viskosität

$\lambda_0, \lambda_{\infty}, \lambda_1, \lambda_2$ = Carreau-Konstanten

n = Carreau Exponent

a, b, c = Temperatur-Konstanten

T = Temperatur des Fluids

T^* = Bezugstemperatur

mit

$T^* = T_F - T_L$ T_F = Schmelztemperatur des Reinmetalls; T_L = Liquidustemperatur der Legierung

Die Eingabe der oben aufgelisteten Parameter in das Simulationsprogramm Flow3D erfolgt über eine grafische Benutzeroberfläche oder durch Eintrag in die Textdatei „prepin“. Einige der für das modifizierte Carreau-Modell benötigte Eingabewerte, welche das thixotrope Werkstoffverhalten beschreiben und im Rahmen der hier durchgeführten CFD-Simulationen verwendet wurden, sind in Tabelle 5-2 dargestellt.

<i>Zeichen</i>	<i>Code</i>	<i>Wert</i>	<i>Beschreibung</i>	<i>Einheit</i>	<i>Bereich</i>
λ_0	muc0	0	Carreau-Koeffizient	-	Viskosität
λ_1	muc1	102,36	Carreau-Koeffizient	-	
N	muc2	-0,3	Carreau-Exponent	-	
λ_2	muc4	0	Carreau-Koeffizient	-	
η_0	mu1	$2,5 \cdot 10^5$	Nullviskosität	Pas	
η_∞	muc3	0	Gleichgewichtsviskosität	Pas	
A	mutmp1	36,1	Temperatur-Koeffizient	-	
B	mutmp2	541	Temperatur-Koeffizient	-	
C	mutmp3	1	Temperatur-Koeffizient	-	
-	muthk	0,001	Verdickungsrate	s^{-1}	
-	muthn		Verdünnungsrate	s^{-1}	
-	mui	1.300	Initial and Boundary-Viskosität	Pas	
ρ	rhof	2.700	Dichte	kg/m^3	Dichte
T^*	tstar	44	Referenztemperatur	K	thermische Eigenschaften
K	thc1	159	Thermische Leitfähigkeit	$(kg\ m)/(s^3\ K)$	
cv	cv1	920	Spezifische Wärmekapazität	$m^2/(s^2\ K)$	

Tabelle 5-2 Verwendete Eingabewerte im Programm Flow-3D

In Abbildung 5-8 ist das abschließende Simulationsergebnis des Materialflusses in der geöffneten und partiell gekühlten Kavität abgebildet. Die linke Spalte zeigt dabei den Grad der Erstarrung des Matrixmaterials in Abhängigkeit vom vorherrschenden Festphasenanteil und die rechte Spalte den dadurch auftretenden Innendruck in der Werkzeugkavität. Die Haltezeit nach dem Formgebungsvorgang wurde hierbei nicht berücksichtigt, da in dieser keine weitere Änderung des Kavitätinnendrucks zu erwarten war.

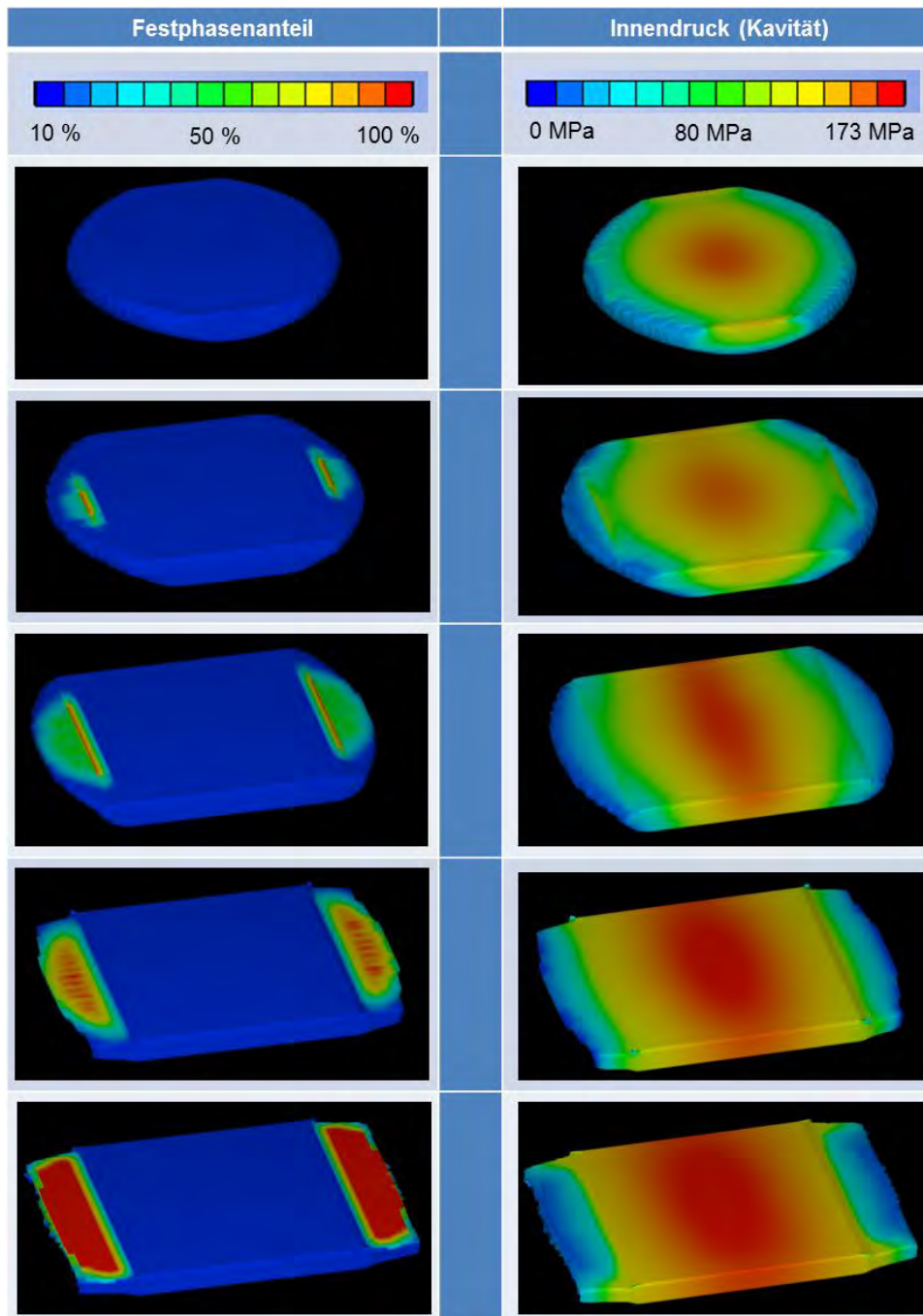


Abbildung 5-8 Ergebnisse aus der Strömungssimulation des Materialflusses; *links*: Darstellung des Festphasenanteils; *rechts*: Darstellung des Kavitätsinnendrucks

Mit Hilfe der durchgeführten Strömungssimulationen war es möglich, die Kühlung der Werkzeugkavität bereits in der Konstruktionsphase derart auszulegen, dass ein unkontrolliertes Austreten des Matrixwerkstoffes aus der teilweise geöffneten Kavität verhindert und durch die Erstarrung des Werkstoffes eine Selbsthemmung und damit der Aufbau des benötigten Infiltrationsdruckes gewährleistet wurde. Des Weiteren war bereits in den Simulationen zu erkennen, dass dieser Infiltrationsdruck zu den Kavitätsöffnungen hin abnehmen und somit eine schlechtere Infiltrationsgüte an den Bauteilrändern auftreten wird.

5.7 Fertigung des entwickelten Formgebungswerkzeugs

Werkzeuge für das Formgebungsverfahren im teilflüssigen Materialzustand sind üblicherweise zweiteilig aufgebaut und bestehen aus einem Oberteil, das am Pressenstößel montiert ist, und einem Unterteil, welches auf dem Pressentisch befestigt wird. Der Aufbau orientiert sich dabei an dem Formen- und Werkzeugbau von Press-, Spritz- und Druckgussverfahren und ermöglicht daher den Einsatz entsprechender Normelemente nach DIN 16760-1 und DIN 16760-2. Auf diese Weise ist es möglich, den konstruktiven Aufwand sowie den Fertigungsaufwand zu verringern und damit einhergehend die entsprechenden Kosten zu reduzieren.

Abgesehen von der Werkzeugkavität wurden für den Aufbau des hier konstruierten Formgebungswerkzeugs ebenfalls solche Normelemente verwendet. Diese bestanden aus dem Werkzeugstahl 1.1730 und wurden lediglich mit Bohrungen versehen, um den Einbau der Kavitätseinsätze gewährleisten zu können. Die Werkzeugeinsätze selbst wurden aus dem hochlegierten und durchgehärteten Stahl *Böhler W360* hergestellt, welcher sich gut für den Einsatz bei der Formgebung im teilflüssigen Materialzustand eignet. Er verfügt über eine ausreichende Festigkeit und Zähigkeit und ist widerstandsfähig gegen Temperatur und Verschleiß. Darüber hinaus besitzt er eine gute Wärmeleitfähigkeit, gute Thermochockbeständigkeit, gute Anlassbeständigkeit sowie Beständigkeit gegen Erosion durch flüssiges Metall. Zudem erfüllt er fertigungstechnische Anforderungen, da er gut bearbeitbar und zerspanbar ist sowie problemlos wärmebehandelt werden kann.

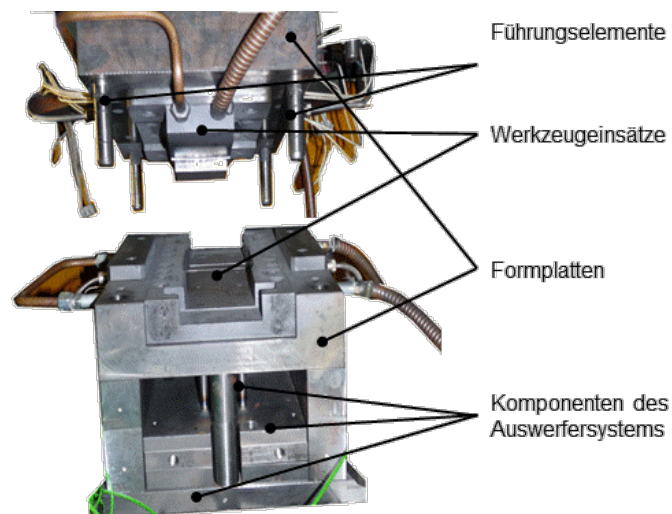


Abbildung 5-9 Montiertes und in den Pressenraum eingebautes Formgebungswerkzeug

Das fertig montierte und in den Pressenraum eingebaute Formgebungswerkzeug ist in Abbildung 5-9 dargestellt. Hier sind sowohl die beschriebenen Normteile wie Formplatten, Komponenten des Auswerfersystems und Führungselemente als auch die eigens für dieses Werkzeug hergestellten Einsätze ersichtlich.

5.8 Verfahrensablauf

Der Verfahrensablauf zur Herstellung des Faser-Aluminium-Verbunds besteht aus insgesamt sieben Schritten (Abbildung 5-10):

1. Der Faserrohling wird auf die Einspannvorrichtung gewickelt (Bildteil a).
2. Faserrohling wird in den unteren beheizten Teil der 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).

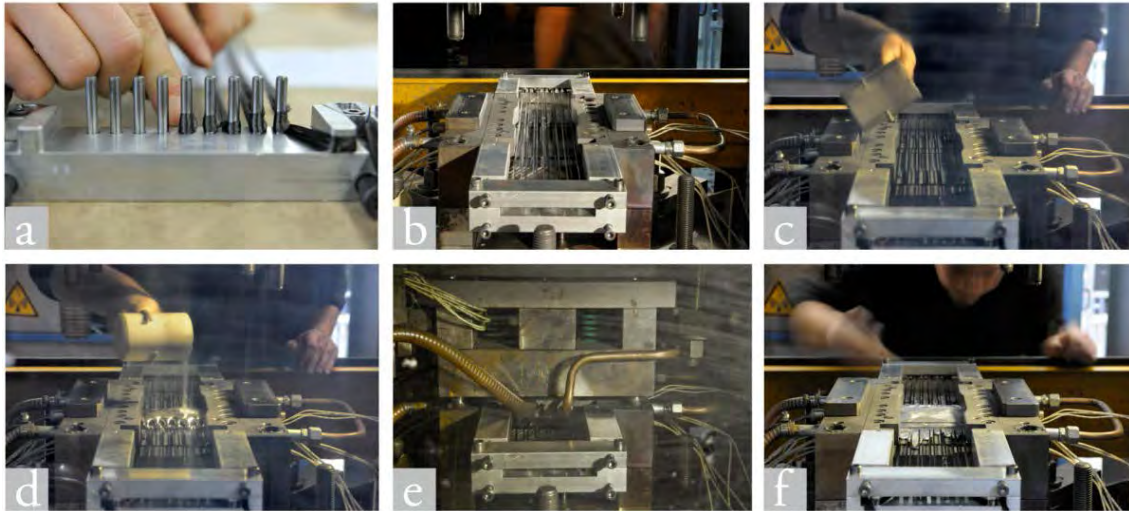


Abbildung 5-10 Verfahrensablauf des Herstellungsverfahrens in Bildern a) bis f)

Im Kapitel 3 wurde auf die Problematik verschiedener temperaturabhängiger Einflüsse auf die Faser und deren Wechselwirkung mit der Aluminiummatrix hingewiesen. Diese sind von der Höhe der Temperatur und von der Einwirkungsdauer abhängig.

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 das Aufheizen des Aluminiumbauteils mit 11 Minuten 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 und 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.

5.9 Parameterstudie zur Maximierung des Faservolumengehalts

5.9.1 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, den 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 wie möglich wurden die einzelnen Parameter isoliert betrachtet.

5.9.2 Einschränkungen

Die aus der Parameteranzahl entstehende hohe Versuchsanzahl wurde reduziert, indem die Parameterstudie nur für einen Fasertyp durchgeführt wurde. Die Anwendbarkeit der gefundenen Einstellungen auf den anderen Fasertyp 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, diese 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 3.5.2).

Weitere Einschränkungen konnten bereits nach den 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. Daher wurde die Temperatur über die Liquidustemperatur hinaus auf $T = 645 \text{ °C}$ erhöht. Während der Parameterstudie wurden vereinzelte Proben mit geringeren Temperaturen durchgeführt, diese waren jedoch nicht erfolgreich.

An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass bei der Formgebung die Aluminiumlegierung wieder im teilflüssigen Zustand vorliegt. Denn sie beginnt infolge des Kontakts mit der Form teilweise zu erstarren.

5.9.3 Bewertungskriterium

Als Bewertungskriterium der Versuchsergebnisse 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 5-11 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.

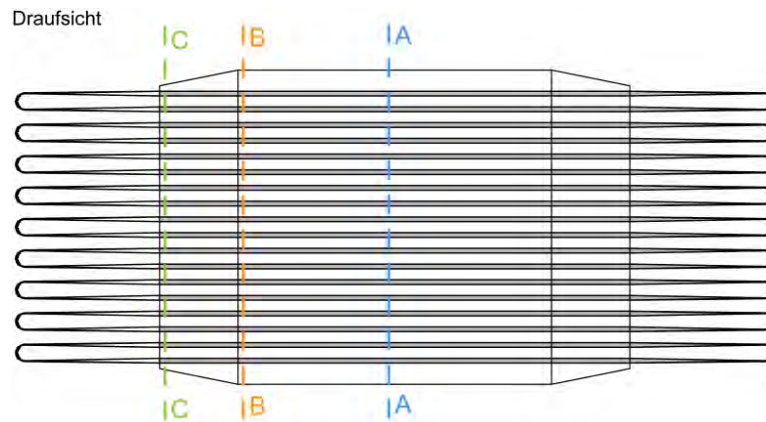


Abbildung 5-11 Darstellung der Trennschnittposition für die Überprüfung der Faserinfiltration

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 5-12 ist die Schnittfläche eines Trennschnitts für den Schnitt A-A dargestellt. Die unterschiedlichen Grauschattierungen sind gut zu erkennen.



Abbildung 5-12 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 5-13 sind drei mit Hilfe eines Mikroskops aufgenommene Bilder dargestellt. Sie zeigen den in Abbildung 5-12 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.

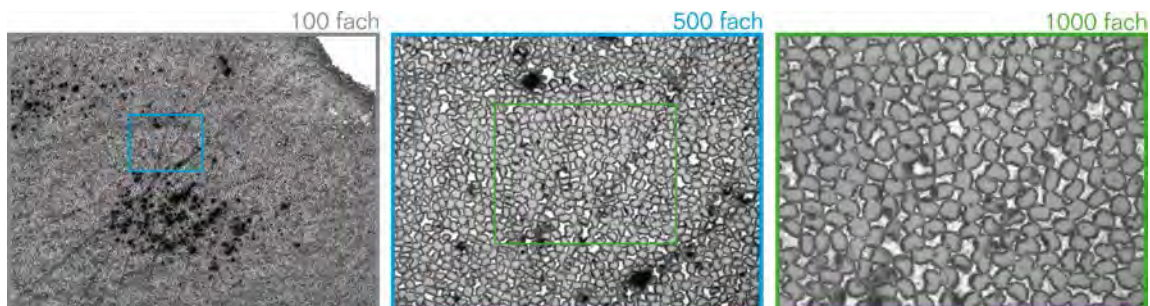


Abbildung 5-13 Mikroskopaufnahmen des in Abbildung 5-12 markierten Faserstrangs in 100-, 500- und 1000-facher Vergrößerung (Faserdurchmesser $d_f = 7 \mu\text{m}$)

5.9.4 Ergebnisse der Parameterstudie

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

Faseranordnung und Fasermenge

Die Faseranordnung sollte eine möglichst homogene Verteilung einer möglichst großen Fasermenge in der Aluminiummatrix sicherstellen. 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 5-3).

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 bei der Faseranordnung die Variation der vertikalen und horizontalen Faserabstände. Je nach Abstand und Anzahl der Faserlagen variierte die Fasermenge. 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.

In Abbildung 5-14 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.

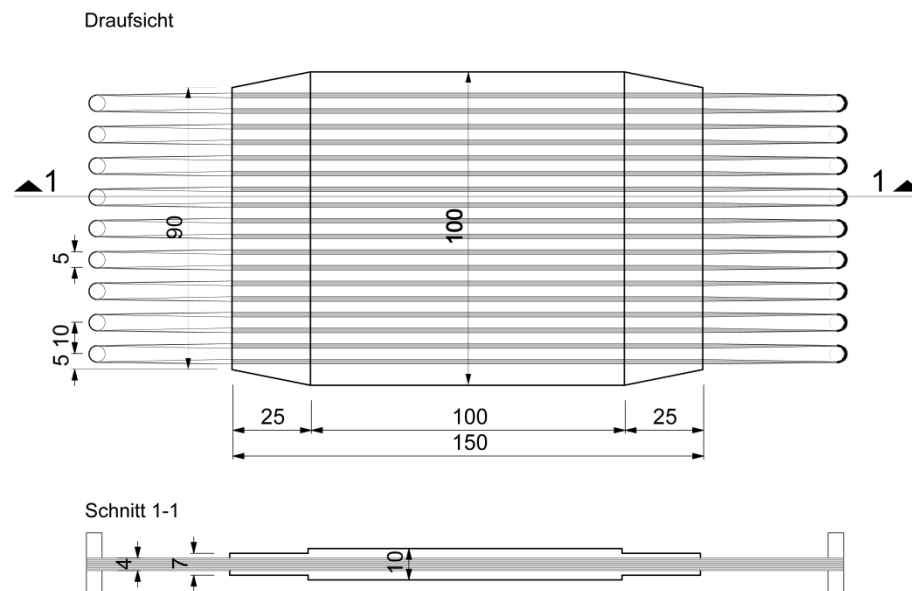


Abbildung 5-14 Finale Faseranordnung bei der Bauteilherstellung (Angaben in mm)

Zusammenfassend konnte eine grundsätzlich positive Wirkung größerer Abstände beobachtet werden, denn die Abstände zwischen den Rovings ermöglichen den Durchfluss der Aluminiummatrix ohne Druckbelastung. Sie fungieren als Fließkanäle vor und während des Umformprozesses. Besonders hervorzuheben ist jedoch die Wirkung vor dem eigentlichen Umformen. Denn sie ermöglichen eine weitgehende Formfüllung und Umschließung der Faserstränge mit flüssigen oder teilerstarrem Aluminium noch vor dem Formschluss (Abbildung 5-10 d).

In Kombination mit der Vorspannung der Fasern kann so 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.

Nachteilig wirken sich die Fließkanäle bei besonders niedrigen Faservolumengehalten, wie z.B. bei der Bestimmung der Materialeigenschaften, aus. In diesem Fall begünstigen Sie den Austritt der Aluminiummatrix während der Umformung. Je höher der Faservolumengehalt an der Austrittsstelle ist, desto günstiger für den Formschluss.

Maximal konnten Faservolumengehalte 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 Glasfasern erzielt werden.

Vorspannung

Für die Aufbringung der Vorspannung wurden verschiedene Varianten untersucht, die in [71] ausführlich beschrieben sind.

Der maximal erreichbare Faservolumengehalt 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 Form 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 vorteilhaft aus.

Die hier verwendete Lösung sieht vor, dass die Fasern um Stahlstifte der Einspannvorrichtung gewickelt werden (Abbildung 5-15). Dies ermöglicht es die Fasern in einem durchgehenden Ablauf zu wickeln und darüber hinaus Ungleichheiten infolge des Wickelns durch die Vorspannung zumindest teilweise auszugleichen. Die Stahlstifte sind so angeordnet, dass eine gleichmäßige Verteilung der Faserstränge im Aluminiumbauteil erzielt werden konnte. Die Abmessungen sind Abbildung 5-14 dargestellt.



Abbildung 5-15 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 5-16 zeigt die in das Werkzeug eingebaute Vorspannvorrichtung. Der rot schraffierte Bereich im rechten Bild zeigt den mit Aluminium zu füllenden Teil.

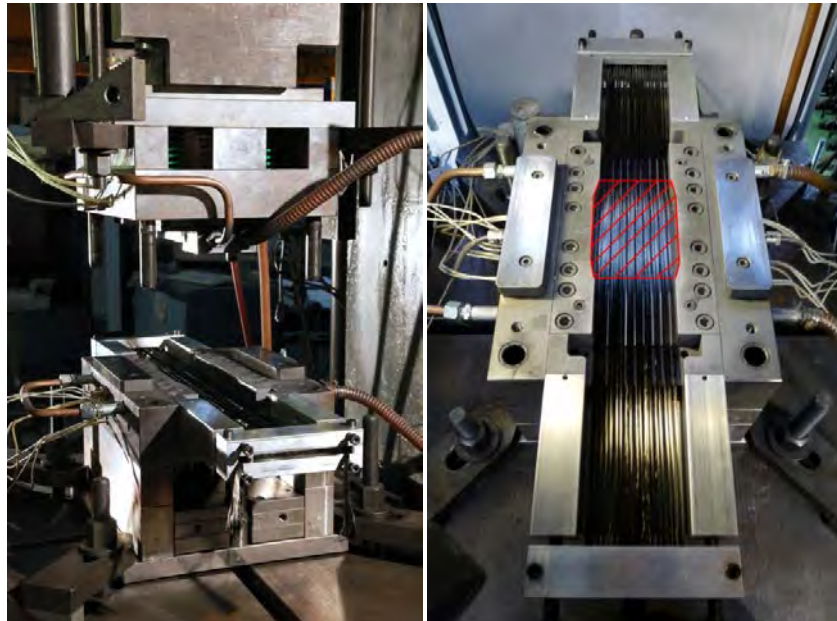


Abbildung 5-16 Vorspannvorrichtung im eingebauten Zustand; *links*: vollständige Darstellung des Werkzeugs; *rechts*: Draufsicht des unteren Teils des Werkzeugs

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 dieser Parameterstudie ergaben Vorspannungen von $\sigma_v = \text{ca. } 150 \text{ MPa}$ bis 180 MPa die besten Ergebnisse. Dies entspricht ca. 4 % der Bruchspannung.

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 der Einfluss auf den Selbstverschluss der Form an deren kühleren Enden.

In Abbildung 5-17 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.

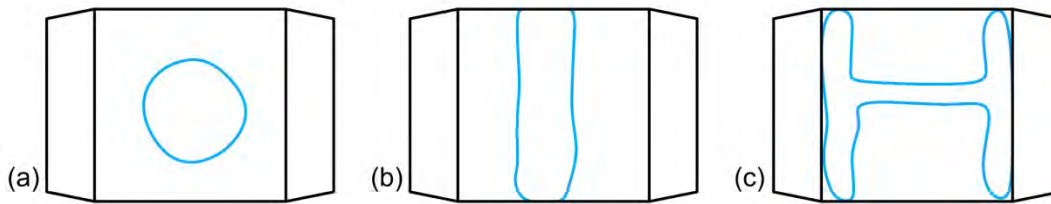


Abbildung 5-17 Schematische Darstellung der Aluminiumschmelze nach dem Eingießen vor dem Formschluss

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. Dieser Parameter ist vor allem für den Selbstverschluss der Form von entscheidender Bedeutung.

Zur Erfassung der tatsächlich in der Form auftretenden Oberflächentemperaturen vor dem Einbringen der Aluminiumschmelze 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.

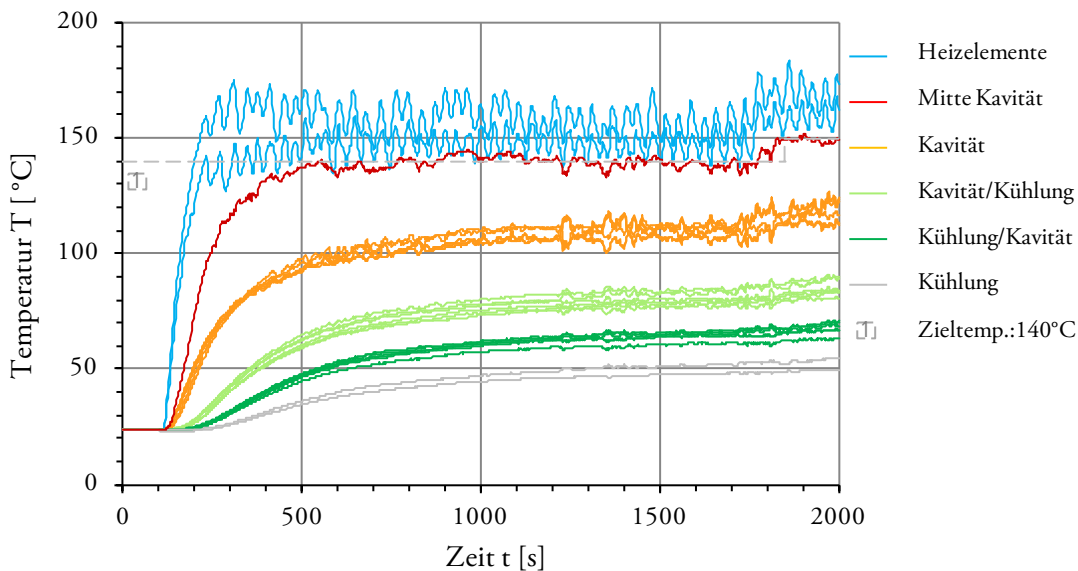


Abbildung 5-18 Exemplarische Darstellung der Ergebnisse einer Temperaturmessung für die Zieltemperatur $T = 140 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Abbildung 5-18 zeigt die Ergebnisse einer Temperaturmessung. Die unterschiedlichen Farben geben den Abstand der Messstelle von den Heizelementen wieder. Je größer der Ab-

stand, 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 5-18 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 5-19 ist der Temperaturverlauf bezogen auf einen Längsschnitt durch das Formgebungswerkzeug dargestellt. Die Kontur der gewünschten Abmessungen der Aluminiummatrix ist grün gekennzeichnet.

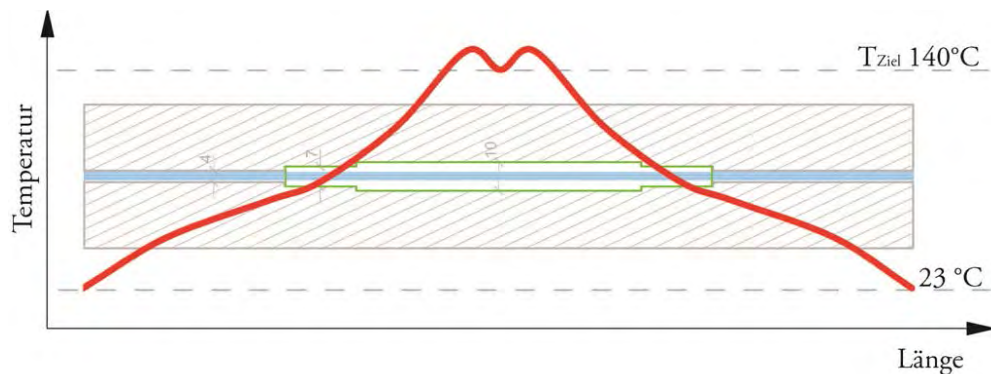


Abbildung 5-19 Ergebnis der Temperaturmessung für eine Zieltemperatur von $T = 140\text{ °C}$, bezogen auf die Formenabmessungen anhand eines Schnitts durch die geschlossene Form

5.10 Beschreibung der erreichten Bauteilqualität

5.10.1 Äußeres Erscheinungsbild der hergestellten Bauteile

Aluminiummatrix

Die Formfüllung und Abbildung der Kontur ist bei allen Bauteilen sehr gut. Schwankungen der Bauteilabmessungen treten vorrangig bei den Bauteildicken auf, diese betragen $9,5 \leq t \leq 10 \text{ mm}$ (Zielwert $t = 10 \text{ mm}$).

Bei allen Bauteilen tritt an den offenen Seiten, also an der Austrittsstelle der Fasern, auch Aluminium aus. Im Weiteren wird dieser Matrixüberschuss als *Ausguss* bezeichnet. Abbildung 5-20 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 Fasermengen 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. Sie durchdringt den Selbstverschluss infolge des Drucks an einer Schwachstelle und wird deshalb deutlich weiter geschleudert.



Abbildung 5-20 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. Allerdings beeinflusst er auch das Tragverhalten. Nachteilig ist es, wenn die Aluminiummatrix sich zum Großteil unter die Fasern ausbreitet und diese nach oben ablenkt. 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 5-20 deutlichen farblichen Unterschiede sind Rückstände von Schmierstoffen, die das Auswerfen des Gusstückes 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.

ze. 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 5-21 sind zwei Proben dargestellt, deren Oberflächen glasperlgestrahlt wurden und an denen die Fließfronten gut zu erkennen sind. Zum besseren Verständnis sind sie 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 sie 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.

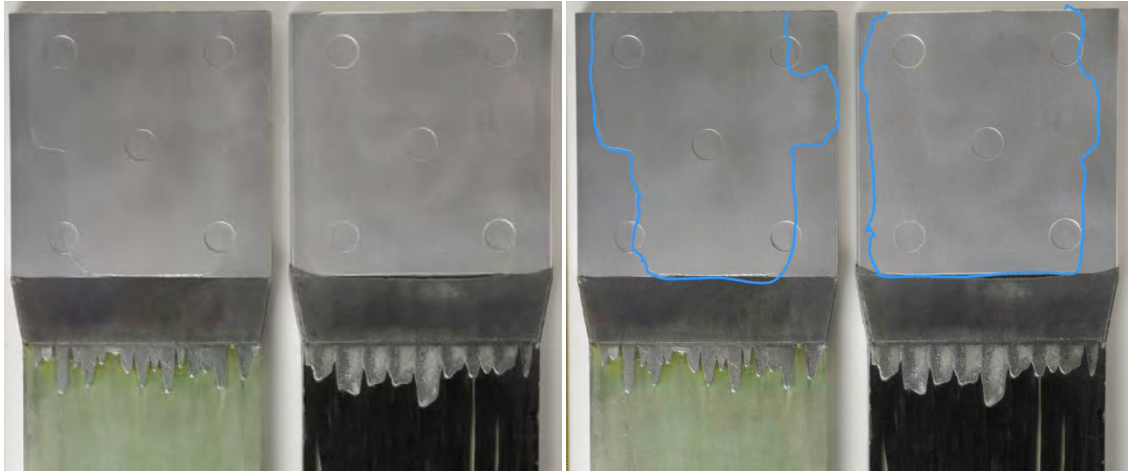


Abbildung 5-21 Unterseite zweier glasperlgestrahlter Bauteile; *links*: einfache Ansicht; *rechts*: Ansicht mit markierten Fließfronten

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 sichtbare 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 Fasersträngen, 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. Diese sind, wie in Abbildung 5-21 und Abbildung 6-42 zu erkennen ist, gelblich bis braun. Sie stellen vermutlich keine Beeinträchtigung der Fasern, sondern vielmehr deren Beschichtung dar. Abbildung 5-22 zeigt die farbliche Veränderung einer beschichteten AR-Glasfaser infolge Temperaturerhöhung. Zu sehen ist, dass die polymere Beschichtung sich im Temperaturbereich zwischen 200 °C und 300 °C zersetzt [72].



Abbildung 5-22 Verfärbung an AR-Glasfasern unter steigender Temperatur, aus [72]

Zusammenfassung

Zusammengefasst sind relative große Schwankungen des optischen Erscheinungsbilds zu erkennen. Sie sind nicht kontrollierbar, treten jedoch nicht beliebig auf. So sind die jeweiligen Abweichungen vom verwendeten Faservolumengehalt abhängig. Je höher der Faseranteil ist, desto besser ist auch das Erscheinungsbild.

5.10.2 Infiltrationsgüte der Fasern und Materialqualität der Aluminiummatrix

Fasern

Die Fasern werden als einzelne Faserstränge in das Werkzeug eingebracht. Die Faserform und -position bleibt 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, daher sind schlecht infiltrierte Bereiche meist im Inneren der Bündel angeordnet. Bei hohen Fasermengen kommt es aufgrund der verwendeten Vorspanneinrichtung zu einer Bündelung mehrerer Faserstränge, der Durchmesser nimmt zu und die Infiltration wird dadurch erschwert (Abbildung 5-23).

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 schlecht infiltrierte. Hierfür sind zwei mögliche Ursachen denkbar. Zum einen kühlt die Aluminiumschmelze aufgrund des dreiseitigen Kontakts mit der temperierten Form schneller aus und 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, wenig bis gar nicht infiltrierte. Hier kann davon ausgegangen werden, dass die Kombination aus mangelndem Druck und geringer Temperatur die Infiltration beeinflussen. In Abbildung 5-23 sind unterschiedliche Faservolumenanteile und Infiltrationsgüten dargestellt.

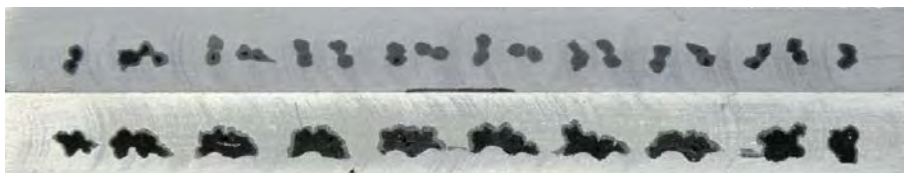


Abbildung 5-23 Querschnittsbilder unterschiedlicher Faservolumenanteile der Carbonfaser; *oben*: 6,6 % sehr gute Infiltration (= 4 Stränge je Stift); *unten*: 13,2 % schlechte Infiltration (= 8 Stränge je Stift)

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 Glasfasern erzielt werden.

Die Packungsdichte der Fasern innerhalb der Bündel ist deutlich höher. Abbildung 5-24 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. $\varphi_{f, \text{Glas}} = 30 \%$.

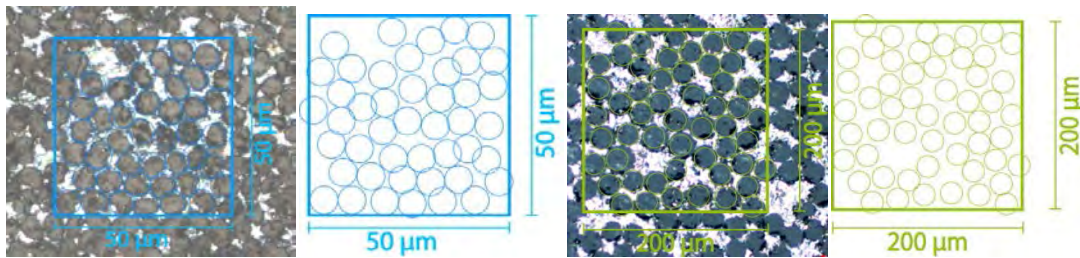


Abbildung 5-24 Bestimmung des Faservolumenanteils eines sehr gut infiltrierten Faserbündels; *links*: Carbonfaser; *rechts*: Glasfaser

Die Glasfasern weisen gegenüber den Carbonfasern ein deutlich besseres Infiltrationsverhalten auf. Schlecht infiltrierte Fasern sind zwar deutlich schwieriger von gut infiltrierte zu unterscheiden, die visuelle Einschätzung ist jedoch auch hier ausreichend. Schlecht infiltrierte Glasfasern wurden selten festgestellt.

Die Grenzschichten der Fasern wurden nicht explizit auf ihre chemische Wechselwirkung untersucht. Die hierfür benötigten Analysegeräte wie z.B. ein Rasterelektronenmikroskop stehen dem Institut nicht zur Verfügung. 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. Auch die Einmischung eines Teils der Oxidhaut, die beim Erhitzen des Aluminiums in Normalumgebung entsteht. Beim Eingießen der Schmelze wird zwar darauf geachtet, dass die Oxidhaut im Tiegel verbleibt, eine Einbringung kann jedoch nicht ausgeschlossen werden.

5.11 Zusammenfassung

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

6 Experimentelle Untersuchungen (AP5)

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 (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 6-1 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 6-1). 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.

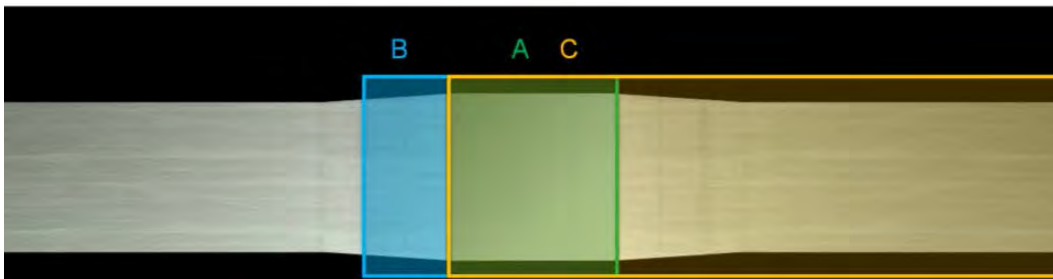


Abbildung 6-1 Experimentell untersuchte Bereiche des neuen Verfahrens; A = MMC; B = Übergang von MMC zu PMC, C = Bauteil

6.1 Zugversuche

6.1.1 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 Volumenanteil 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 5).

Zur Quantifizierung der Einflüsse dieser 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 6-1).

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 3.2.3 und 3.2.5).

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

Tabelle 6-1 Untersuchte Parameter der Zugversuche

Für die beiden Parameter Faserart und Faservolumenanteil werden jeweils fünf Versuche durchgeführt, deren Probekörper der Mitte der MMC-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 obereren Rand entnommene Proben mit blau durchgezogenen Linien (BD) und am unteren Rand entnommene Proben mit blau gestrichelten Linien (BG) gekennzeichnet.

6.1.2 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

6.1.3 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 [73]. Die Abmessungen ergeben sich aus den Abmessungen des Nennquerschnitts. Je geringer der Nennquerschnitt, desto geringer die Gesamtlänge der Probe. Aufgrund der für die Herstel-

lung 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 6-2 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 6-2 Sollmaße der Probekörper für die Zugversuche; Bezeichnungen gemäß DIN 50125 [73]

Infolge des unterschiedlich stark ausgeprägten Aluminiumausschusses am Ende des Übergangs (Abbildung 5-20) schwankt die Dicke des Übergangs, denn das Ausschussmaterial 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 6-2 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.

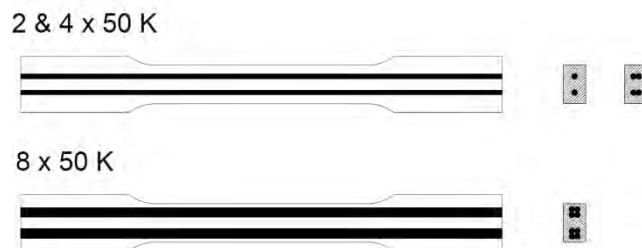


Abbildung 6-2 Faserlage innerhalb der Probekörper für die untersuchten Fasermengen

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 6-3 sind die Sollmaße und die endgültigen Probekörper aus einer Grundplatte dargestellt.

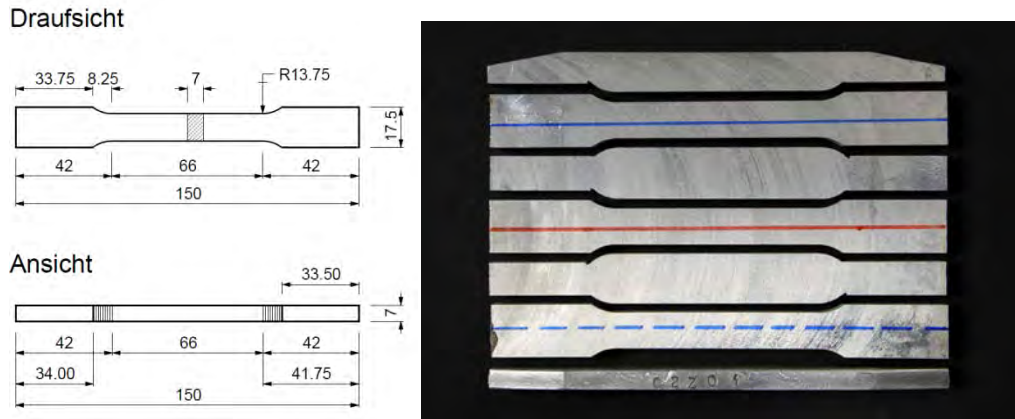


Abbildung 6-3 *links*: Grafische Darstellung der Sollmaße der Probekörper für Zugversuche (Angaben in mm); *rechts*: zugeschnittene Zugproben mit Farbkodierung

6.1.4 Versuchsdurchführung

Die Zugversuche werden weggesteuert durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit ergibt sich nach Verfahren A der DIN 6892 [74] 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.

6.1.5 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.

6.1.6 Vorversuche

Im Rahmen der Diplomarbeit von Alexander Müller [71] wurden ebenfalls Zugversuche an Aluminium und an mit Carbonfasern und Glasfasern verstärktem Aluminium durchgeführt. Diese Versuche unterscheiden sich gegenüber den zuvor beschriebenen in der Prüfkörpergeometrie, -herstellung und -qualität, der Fasermenge und der Probenanzahl.

Auffällig ist, dass theoretisch vergleichbare Ergebnisse der Vorversuche gegenüber den Ergebnissen der hier beschriebenen Versuche abweichen. Eine Berücksichtigung dieser Ergebnisse ermöglicht eine umfangreichere Interpretation der durchgeführten Versuche. Daher werden sie als Vorversuche in diesem Bericht mit aufgenommen. Eine Reduktion des zuvor beschriebenen Versuchsprogramms konnte wegen teils sehr schlechter fertigungsbedingter Qualität der Probekörper nicht herangezogen werden (Abbildung 6-4).

Die detaillierte Beschreibung der Versuche sind in [71] nachzulesen. Die relevanten Parameter sind nachfolgend aufgeführt. In Tabelle 6-3 sind die Sollmaße der Probekörper erhalten. 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 6-3 Sollmaße der Probekörper der Vorversuche aus [71]

Die verwendeten Fasern entsprechen den in Tabelle 6-1 aufgeführten Faserarten. Die Proben mit Carbonfasern enthalten vier Rovings, die mit Glasfasern acht Rovings.

Die Übersichtsdiagramme werden dem Anhang beigefügt. Ansonsten werden einzelne Versuchsergebnisse im Rahmen der Versuchsauswertung ergänzend aufgenommen.



Abbildung 6-4 Draufsicht einer geprüften Probe mit angeschnittenen Fasern

6.1.7 Bezeichnungssystematik für die Ergebnisdarstellung

Der Anteil der infiltrierten gegenüber den nicht infiltrierten Fasern 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 erfolgt in fünf Bereichen, welche über die in Tabelle 6-4 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 6-4 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 an der geschliffenen Fläche die Infiltration bewertet.

Die Bruchstelle und die Bruchart sind für die Auswertung der Ergebnisse ebenfalls interessant. Sie werden als Kombination der in Tabelle 6-5 aufgeführten Abkürzungen bezeichnet.

Bruchstelle	Abkürzung	Bruchart	Abkürzung
Mittig (innerhalb L_0)	M	Glatte Bruch	G
Nahe der Schulter (innerhalb L_0)	N	Geborstene Fasern	B
Im Schulterbereich (außerhalb L_0)	S	Auszug	Z
Fließfront	F		

Tabelle 6-5 Abkürzungen für die Bruchstelle und Bruchart

6.1.8 Versuchsergebnisse des Aluminiumgrundwerkstoffs

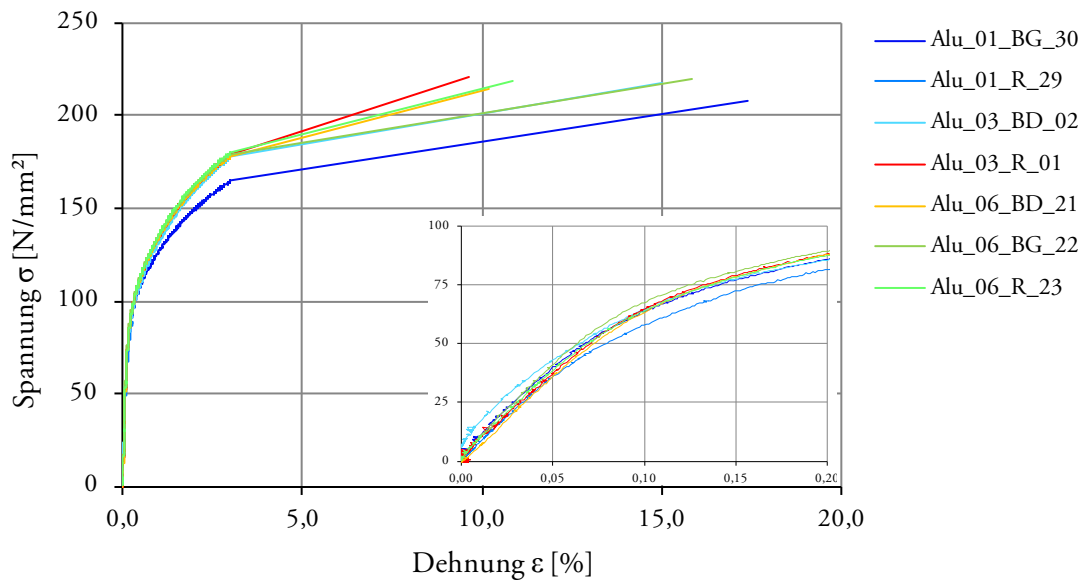


Abbildung 6-5 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminiumzugproben

	a mm	b mm	S ₀ mm ²	F _{max} N	ε _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 6-6 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 ein deutlich anderen Verlauf auf.
- Beide auffälligen Proben sind der Grundplatte *Alu_01* entnommen.
- linearer Bereich gültig für $\sigma < 40$ MPa

6.1.9 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C2)

Anzahl der eingelegten Rovings: 2

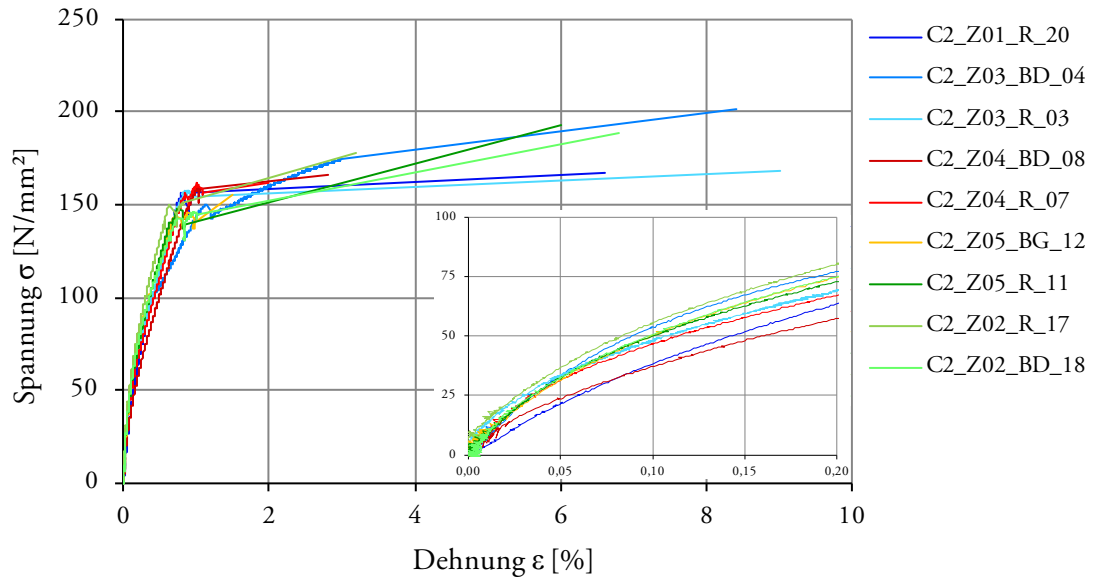
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 4,36 \%$ 

Abbildung 6-6 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2

	a mm	b mm	S ₀ mm ²	F _{max} N	ε _u %	R _m MPa	E GPa	Inf.	Bruch
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 6-7 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 2

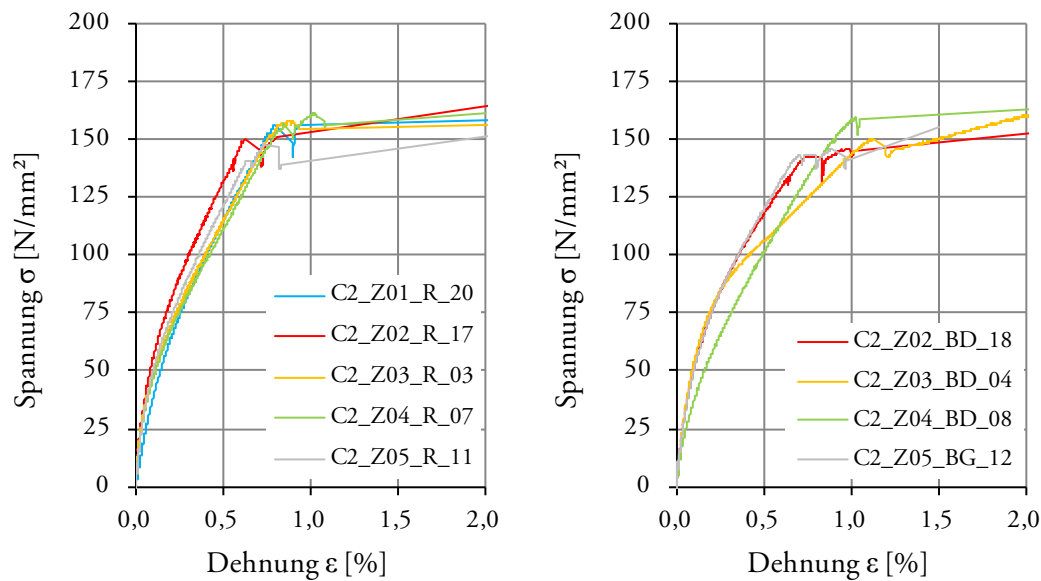


Abbildung 6-7 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

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 $1,5 \% < \varepsilon_u < 9,0 \%$.
- 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 $0,5 \% < \varepsilon_u < 1,0 \%$ 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 $\varepsilon > 0,6 \%$.

6.1.10 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C4)

Anzahl der eingelegten Rovings: 4

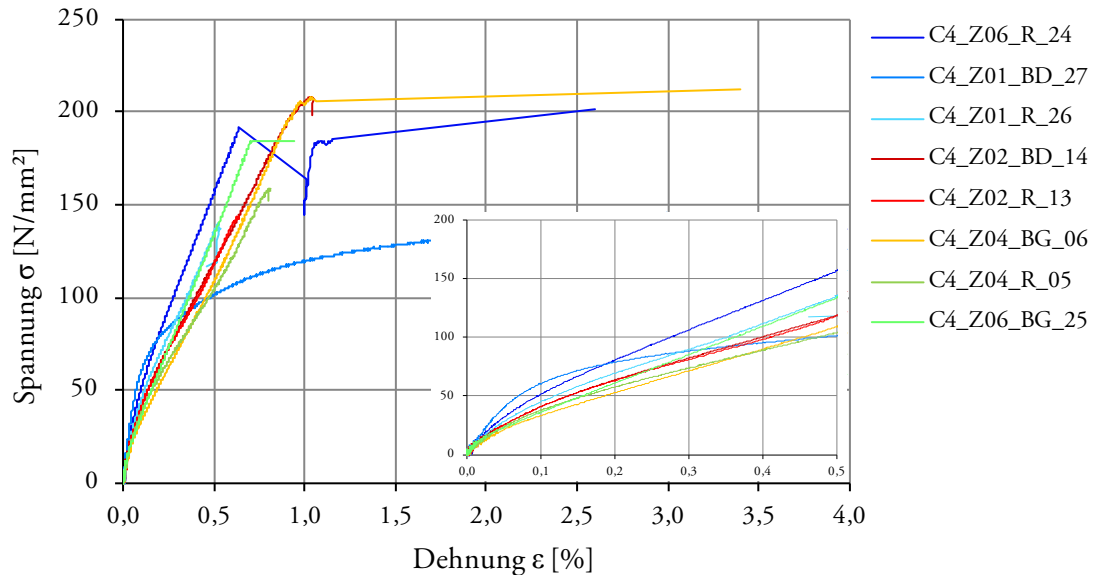
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 8,71 \%$ 

Abbildung 6-8 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4

	a mm	b mm	S ₀ mm ²	F _{max} N	ε _u %	R _m MPa	E GPa	Inf.	Bruch
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 6-8 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 4

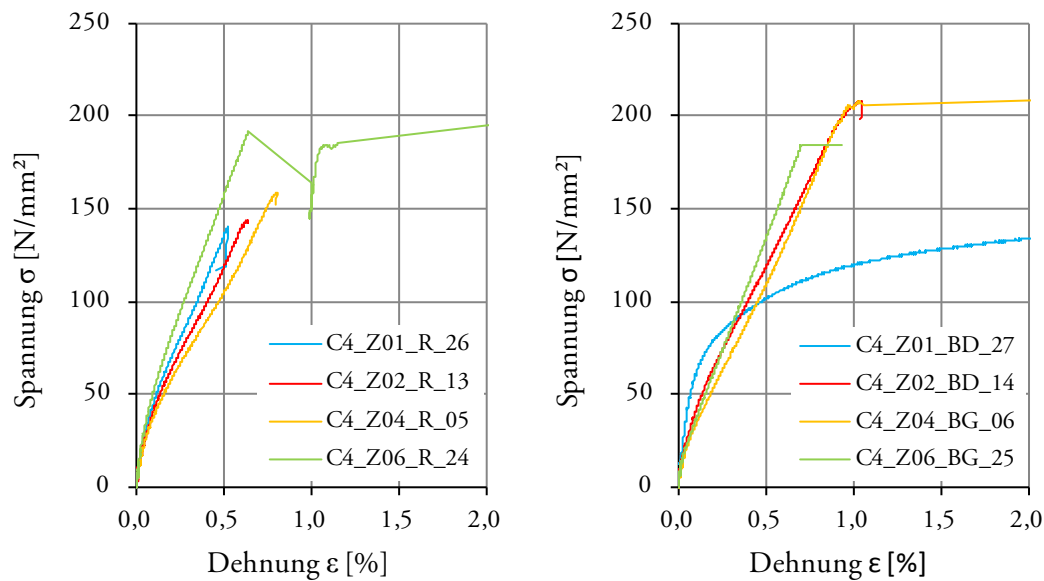


Abbildung 6-9 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser -Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

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.

6.1.11 Versuchsergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben (Al_C8)

Anzahl der eingelegten Rovings: 8

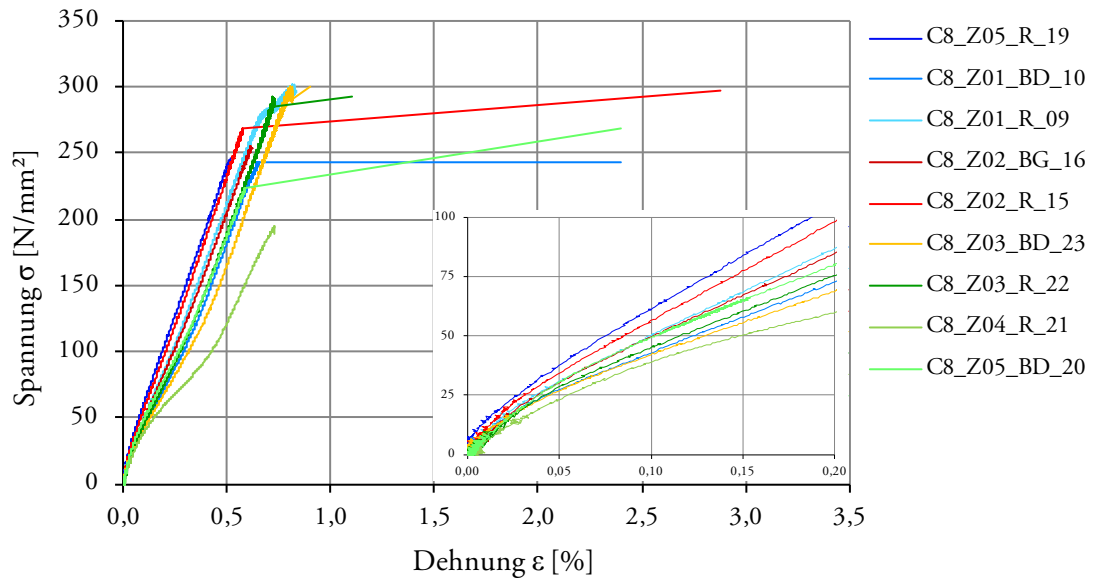
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 17,43 \%$ 

Abbildung 6-10 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8

	a	b	S ₀	F _{max}	ε _u	R _m	E	Inf.	Bruch
	mm	mm	mm ²	N	%	MPa	GPa		
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 6-9 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 8

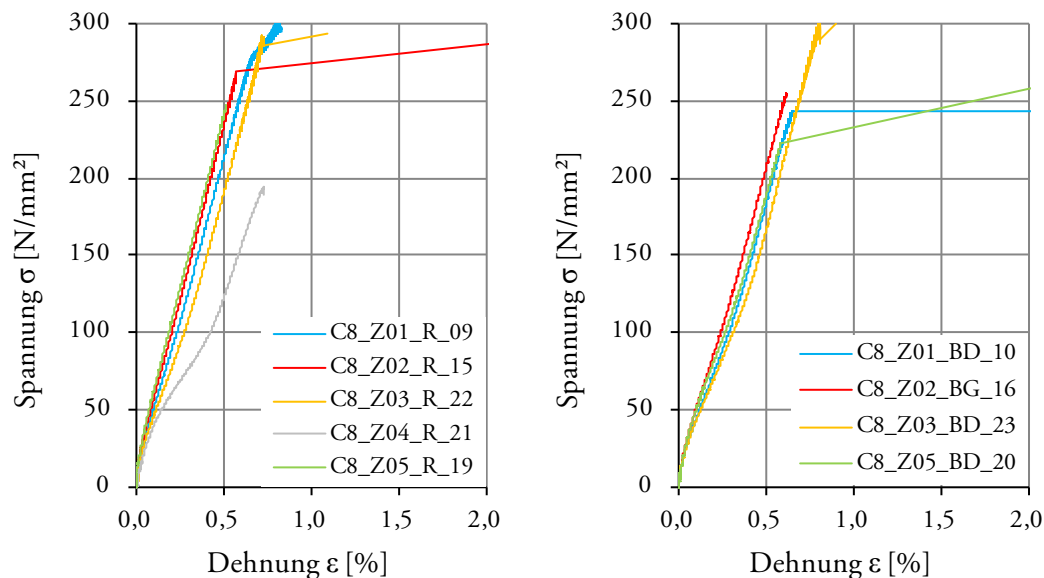


Abbildung 6-11 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser -Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

Beschreibung:

- Die Streuung der ermittelten Materialkennwerte über alle Versuche ist hoch. Bezogen auf die Position in der Grundplatte (Abbildung 6-11) 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 dieses Verhalten bei Probe *C8_Z04_R21*.
- Der lineare Bereich ist klein, der 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 6-10 ist gut zu erkennen, dass alle Proben im Bereich $150 \text{ MPa} < \sigma < 250 \text{ MPa}$ die nahezu 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 $E_1 = 43 \pm 0,5 \text{ GPa}$.

6.1.12 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G2)

Anzahl der eingelegten Rovings: 2

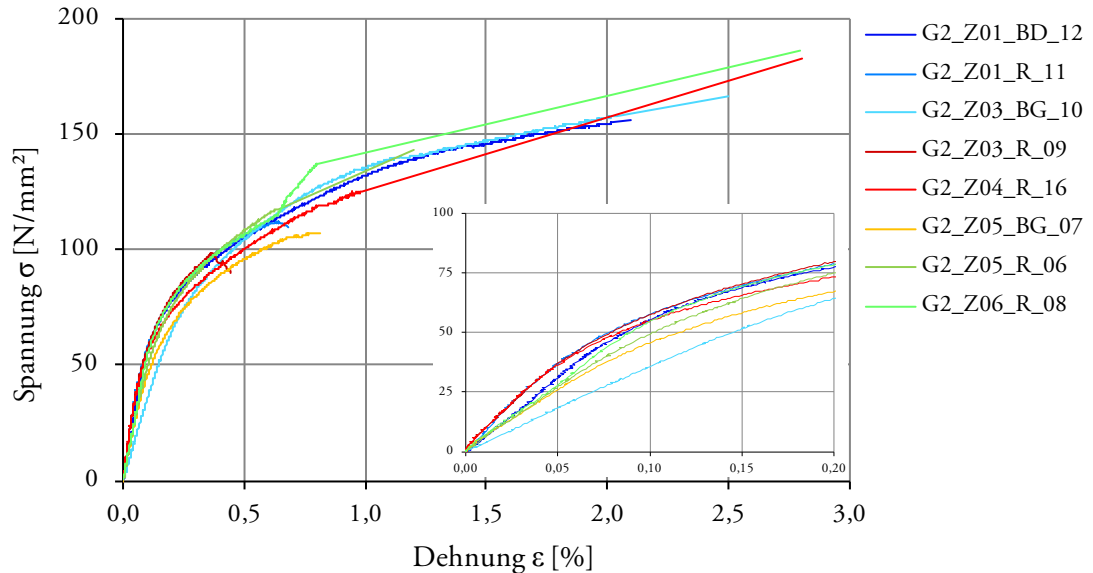
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 2,36 \%$ 

Abbildung 6-12 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2

	a mm	b mm	S_0 mm^2	F_{\max} N	ϵ_u %	R_m MPa	E GPa	Inf.	Bruch
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 6-10 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 2

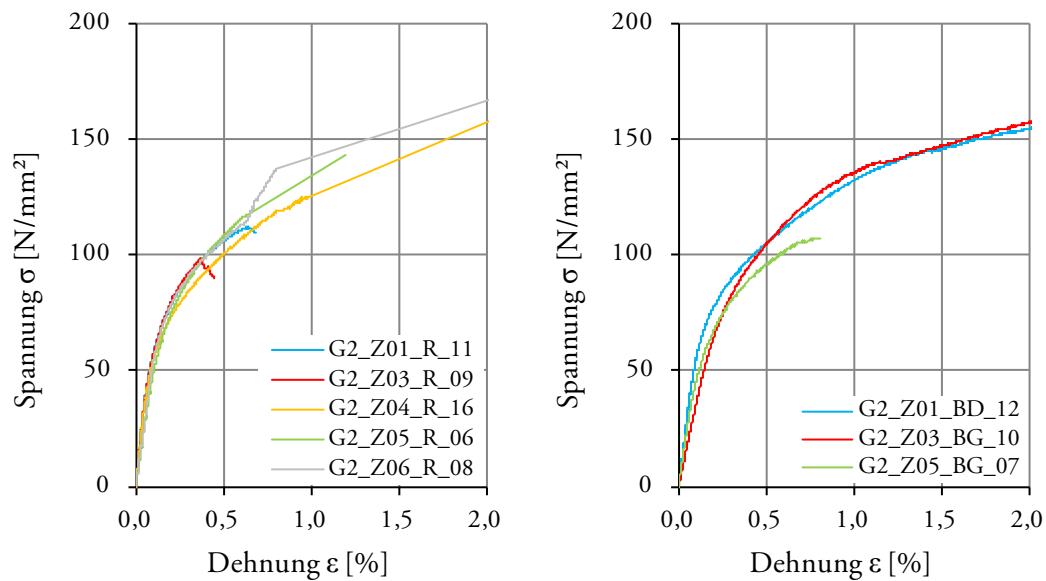


Abbildung 6-13 Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

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.

6.1.13 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G4)

Anzahl der eingelegten Rovings: 4

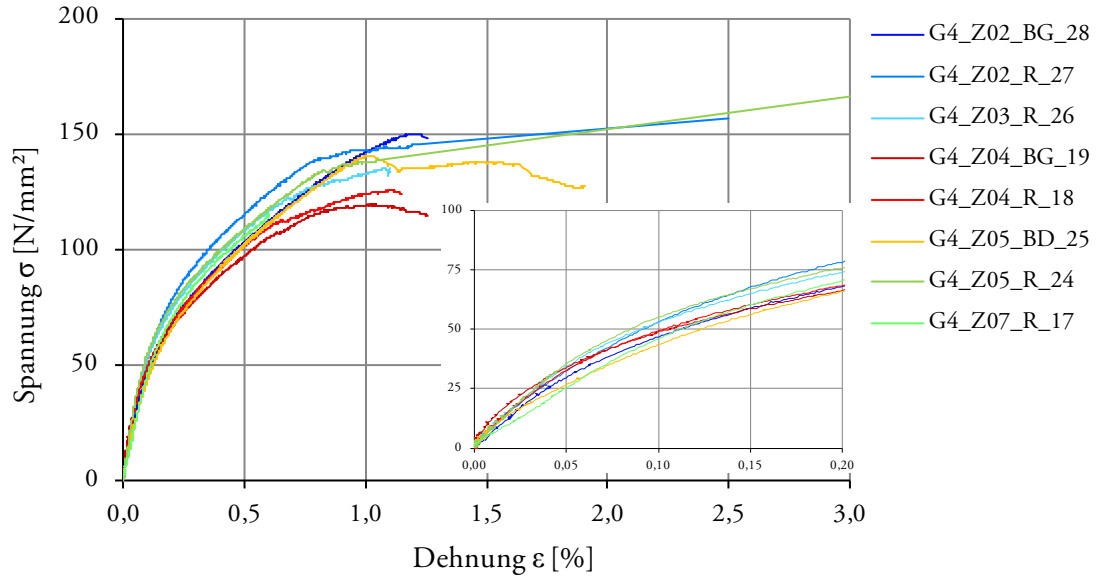
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 4,72 \%$ 

Abbildung 6-14 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4

	a mm	b mm	S_0 mm^2	F_{\max} N	ϵ_u %	R_m MPa	E GPa	Inf.	Bruch
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 6-11 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 4

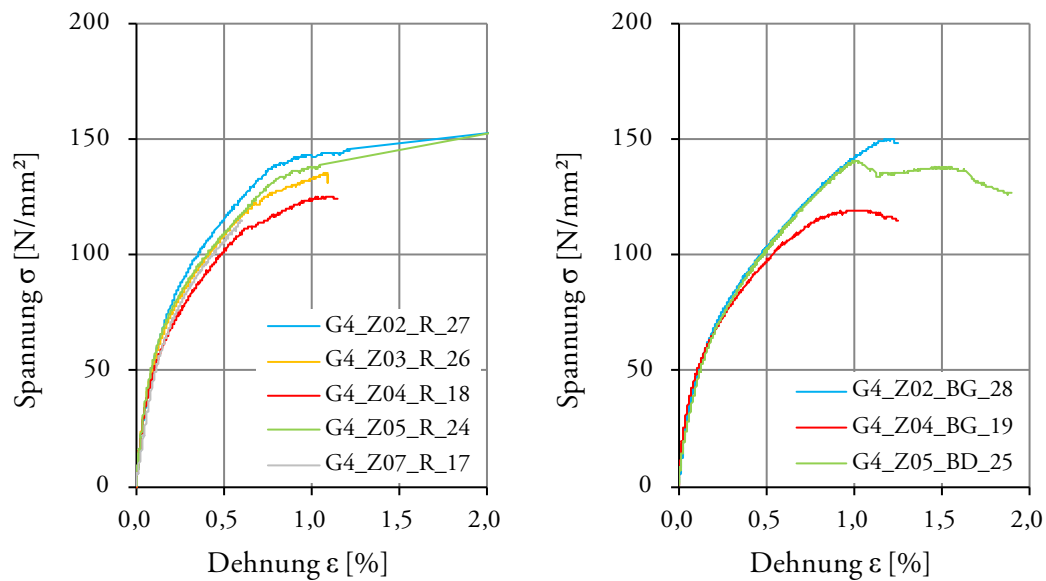


Abbildung 6-15 Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

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 $0,6 \% < \varepsilon < 1,2 \%$ 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.

6.1.14 Versuchsergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben (Al_G8)

Anzahl der eingelegten Rovings: 8

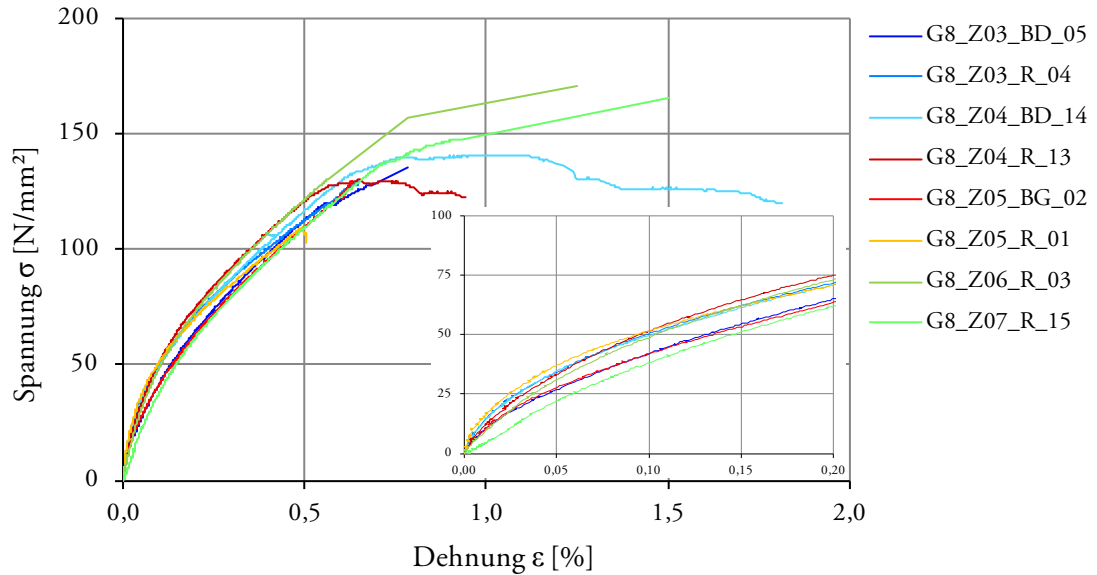
theoretischer Faservolumenanteil: $\varphi_f = 9,43 \%$ 

Abbildung 6-16 Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8

	a mm	b mm	S ₀ mm ²	F _{max} N	ε _u %	R _m MPa	E GPa	Inf.	Bruch
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 6-12 Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 8

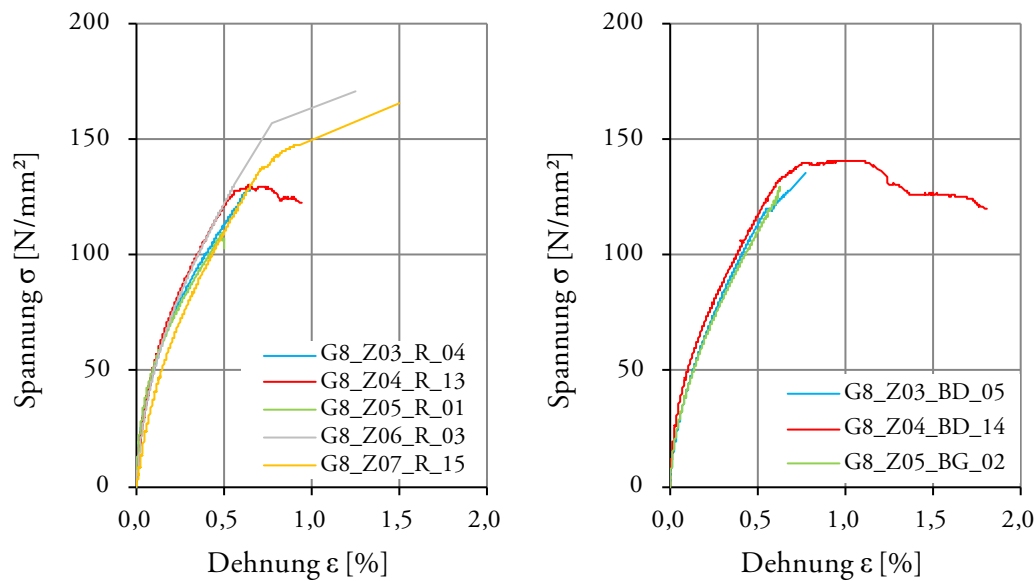


Abbildung 6-17 Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; *links*: mittig entnommen; *rechts*: randnah entnommen

Beschreibung:

- Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe sind affin zueinander und zu den Verläufen der Aluminiumproben.
- Der Bruch kündigt sich an oder tritt ein im Bereich $0,5 \% < \varepsilon < 0,8 \%$.
- 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.

6.1.15 Diskussion der Ergebnisse der Aluminiumproben

Die Materialkennwerte von Aluminiumgusserzeugnissen sind stets verfahrensabhängig. Der bei dem hier vorgestellten Verfahren hervorzuhebende Verfahrensparameter ist die Druckverteilung auf die teilflüssige Gussmasse in der Form. Diese 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 erhaltende 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. Der Druck wirkt sich auf die Festigkeit und Steifigkeit günstig aus.

Anstelle der Fasern wurden bei der Herstellung der Grundplatten für die Aluminiumproben ohne Fasern Aluminiumbleche eingelegt, die den offenen Querschnitt in ähnlicher Weise wie die Fasern reduzieren. Durch die über alle Versuche gleiche Art der Querschnittsreduktion konnten Ergebnisse für ein bestimmtes Druckverhältnis erfasst werden.

Die Ergebnisse weisen eine relativ geringe Streuung auf. In Abbildung 6-18 können die Ergebnisse der Testreihe daher mittels einer repräsentativen Probe, der Probe *Alu_06_R_23*, dargestellt werden.

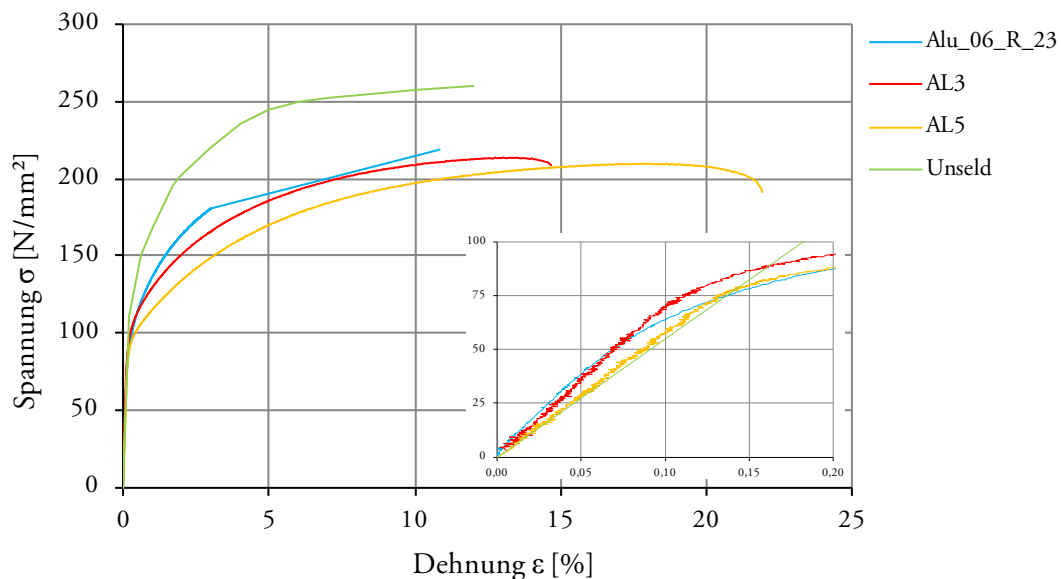


Abbildung 6-18 Vergleich ausgewählter Spannungs-Dehnungs-Verläufe von AlSi7Mg0,3-Zugproben

Zum Vergleich sind sowohl Ergebnisse aus der Literatur [11] als auch Ergebnisse der Vorversuche von [71] 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. Die Art der Querschnittsreduktion bei der Bauteilherstellung variierte.

Abbildung 6-18 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 Faserranordnung die Kennwerte der Aluminiummatrix weiter sinken. Diese Annahme wird durch die Ergebnisse der Vorversuche [71] gestützt.

Es kann festgehalten werden, dass unter konstanten Randbedingungen Versuchsergebnisse mit geringer Streuung erzielbar sind. Da die Randbedingungen durch das Einbringen der Fasern stark variieren, streuen die Ergebnisse der Aluminiummatrix über alle Fasergehalte vermutlich sehr.

Zusätzliche Effekte wie die Veränderung des Formfüllungsverhaltens durch das Einbringen der Fasern oder chemische Wechselwirkungen der Fasermaterialien mit der Aluminiummatrix sind bei diesen Versuchen 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*.

Die Berechnung der ideellen Materialkennwerte erfolgt gemäß *Rule of Mixture* (RoM). Tabelle 6-13 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 6-19.

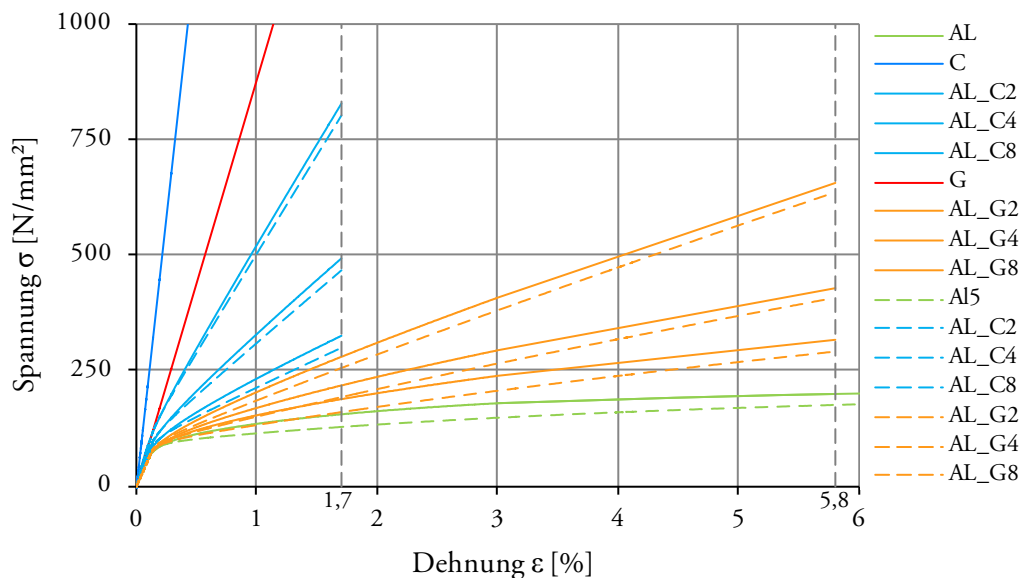


Abbildung 6-19 Theoretische Spannungs-Dehnungs-Verläufe gemäß RoM für AL_C2,4,8; AL_G2,4,8 unter Verwendung der Proben, *Alu_06_R_23* (AL) und *AL5*

Abbildung 6-19 zeigt darüber hinaus, dass es aufgrund der Streuungen 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.

Material	Bezeichnung	φ_f	R_m	ε_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 6-13 Festigkeit, Bruchdehnung, Elastizitätsmodul der Verbundpartner und daraus ermittelte Kennwerte der Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der theoretischen Faservolumenanteile gemäß RoM

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 6-19 sehr gut ablesbare Effekte:

- Die verwendeten Faserarten und deren Faservolumenanteile unterscheiden sich deutlich in ihrem Steifigkeitsverhalten.
- Die Streuungen 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.

6.1.16 Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Carbonfaser-Proben

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

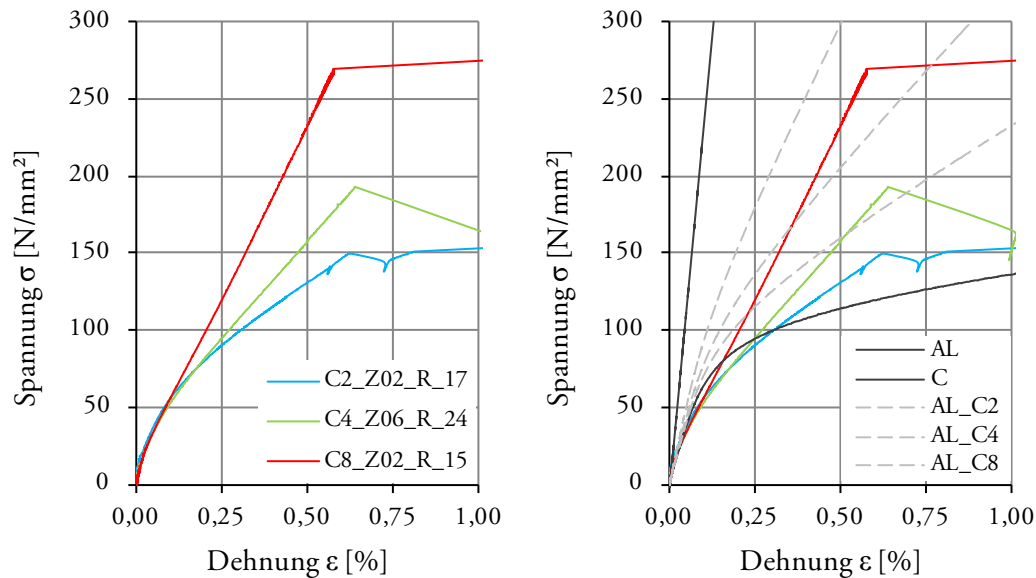


Abbildung 6-20 Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL_C; *links*: Versuchsergebnisse; *rechts*: Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der beiden Verbundpartner selbst

Abbildung 6-20 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 ($I > 90\%$). Im rechten Teil der Abbildung sind die Versuchsergebnisse um die theoretischen Kennlinien gemäß RoM (Abbildung 6-19) ergänzt.

Deutlich zu erkennen sind die sich abzeichnenden unterschiedlichen Faservolumenanteile. Der Proben- bzw. Faserbruch findet bei allen Fasergehalten 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 6-13 aufgeführten berechneten Werte. Sie sind aber auch geringer als die nach RoM errechneten Spannungen für die gemessenen Bruchdehnungen, denn die Spannungs-Dehnungsverläufe weichen erheblich von den theoretischen Verläufen ab.

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 die 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 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. Dies hätte zur Folge, dass die Steifigkeit im Diagramm falsch, nämlich zu flach dargestellt wird. Am einfachsten zu verdeutlichen ist dies am Fall 1 (b). Für diesen 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 Materialkennwerte nicht mit den gemessenen übereinstimmen.

	$A_{f,ideel}$ mm ²	A_v mm ²	φ_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 6-14 Vergleich der Steigungen des faserdominierten Bereichs ($0,15 \% < \varepsilon < 0,6 \%$) der ausgewählten Aluminium-Carbonfaser-Proben

Die Fasersteifigkeit und deren wirksamer Flächenanteil kann 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 6-20 ist zu erkennen, dass dieser Bereich gut mit der theoretischen Kurve übereinstimmt. In Tabelle 6-14 sind die gemessenen Steigungen S und die errechneten Sollsteigungen 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.

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

$$\sigma_M = \frac{(\sigma_v - \sigma_f \cdot \varphi_f)}{\varphi_m} = \frac{(\sigma_v - \sigma_f \cdot \varphi_f)}{A_v} \cdot A_m \quad (6-1)$$

Zur Überprüfung dieser These werden unter folgenden Annahmen mittels Formel (6-1) 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 6-21 zeigt links die berechneten Werte. Zum Vergleich sind zwei Spannungs-Dehnungsverläufe der Vorversuche *AL5* und *AL4* [71] mit aufgenommen. Der rechte Teil der Abbildung zeigt die σ - ε -Diagramme der reinen Fasern bezogen auf den Bruttoquerschnitt im Vergleich zu den Ergebnissen der Verbundprobe.

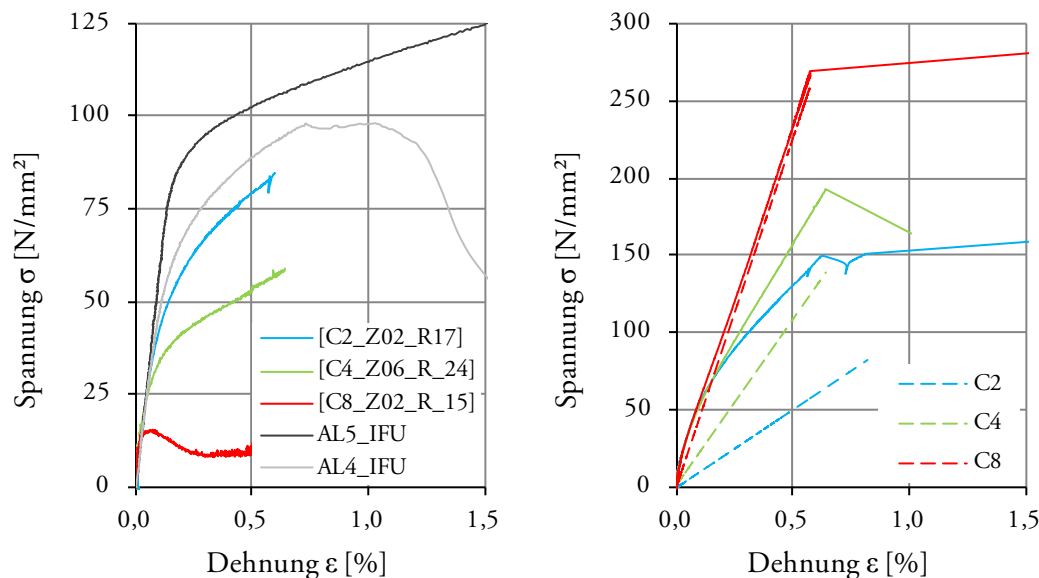


Abbildung 6-21 *links*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben *AL4* und *AL5*; *rechts*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben

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 6.1.15 sind die veränderlichen Druckverhältnisse auf unterschiedliche Formverschlusszenarien 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 wiederum würden zu einem frühen Einsetzen des Fließens, bei annähernd gleichem Verhalten im linearen Bereich führen.

Dieses Verhalten 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 6-21 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 Verschlusszenarien) deklariert, stellt unter Berücksichtigung der gewonnenen Erkenntnisse eine gute Vergleichsgröße dar. Denn einerseits ist sie ein weiterer Zwischenschritt in der Veränderung der Materialkennwerte, andererseits bringt sie einen neuen Aspekt für das veränderte Materialverhalten der Matrix bei den Verbundwerkstoffen. 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 σ - ε -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 6-21 dargestellt ist. Daher wurde sie in der Argumentationskette ausgespart.

Von einer weiteren Fehleranalyse wird aus zwei Gründen abgesehen. Zum einen ist die Ursache für die geringe Übereinstimmung mit den erwarteten Ergebnissen hinreichend geklärt und zum anderen kann anhand der Vorversuche [71] 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 [71] nicht auf die Infiltrationsgüte, sondern auf die Matriceigenschaften zurückzuführen.

Abbildung 6-22 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.

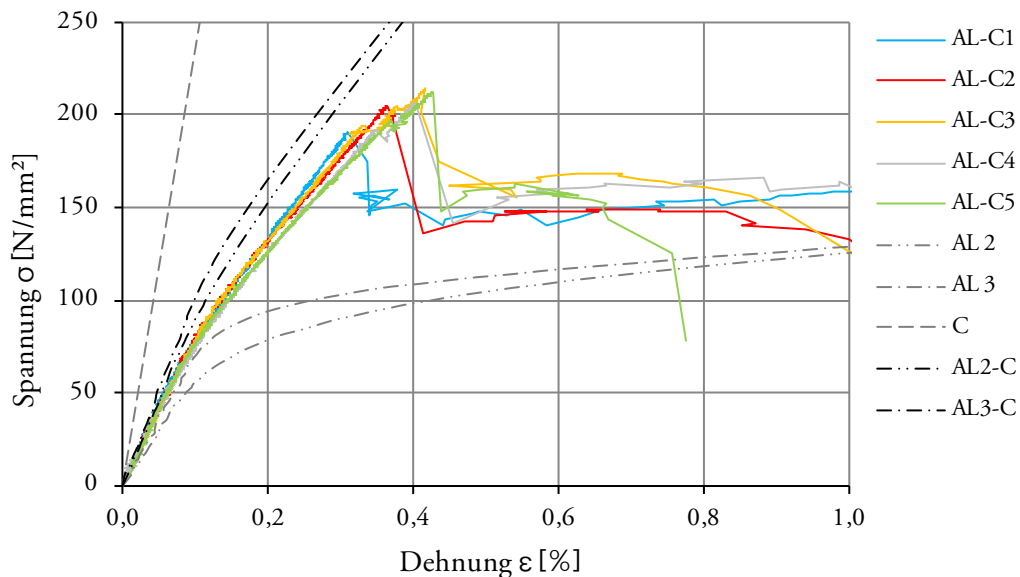


Abbildung 6-22 Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Vorversuche zu Carbonfaserverstärkten Proben mit einem Faservolumen von $\varphi = 18,9 \%$, mittige entnommen, ergänzt durch die Werte der Verbundpartner ; Werte entnommen aus [71]

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 σ - ε -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 $\varepsilon_{f,u} = \text{ca. } 0,58 \%$, damit weisen die Fasern eine Bruchspannung $\sigma_{f,u} = \text{ca. } 1.365 \text{ MPa}$ auf. Bei den Vorversuchen sind sie mit $\varepsilon_{f,u} = \text{ca. } 0,35 \%$ und $\sigma_{f,u} \text{ ca. } 825 \text{ MPa}$ deutlich geringer. Eine mögliche Ursache für diese geringere Bruchdehnung könnten auch die in Kapitel 3 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 Fasermengen, 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 optimierte Herstellungsbedingungen möglich.

6.1.17 Diskussion der Ergebnisse der Aluminium-Glasfaser-Proben

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

Abbildung 6-23 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 $\varepsilon > 0,25$ %. Die Probe *G8_Z06_R_03* unterläuft entgegen den Erwartungen in einem Teilbereich (zwischen $50 \text{ MPa} < \sigma < 100 \text{ MPa}$) die Kurven der Proben der Testreihen G2 und G4.

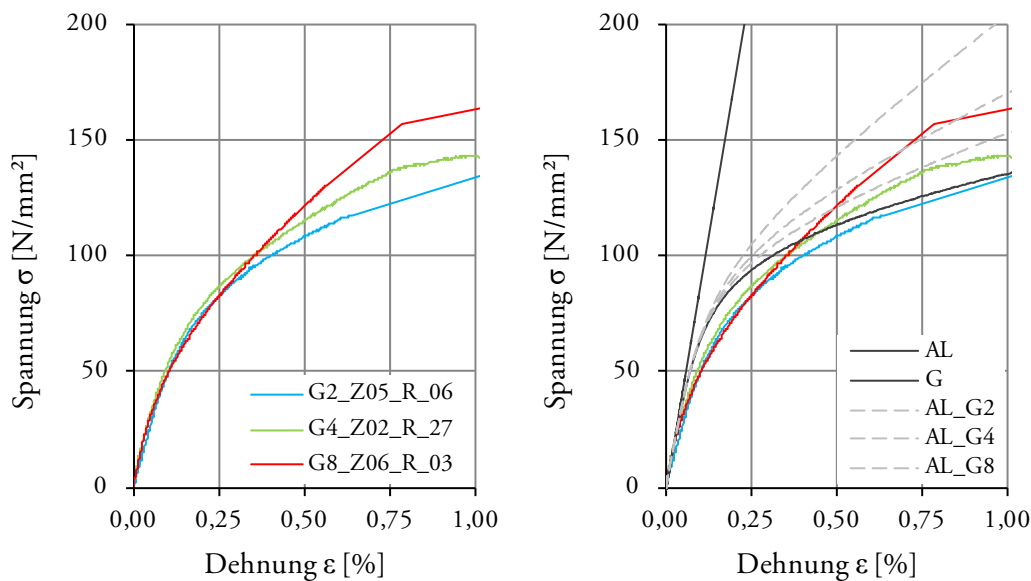


Abbildung 6-23 Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL_G; *links*: Versuchsergebnisse solo; *rechts*: Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der Verbundpartner

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 Bezugsprobenkörpern 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 verursachen.

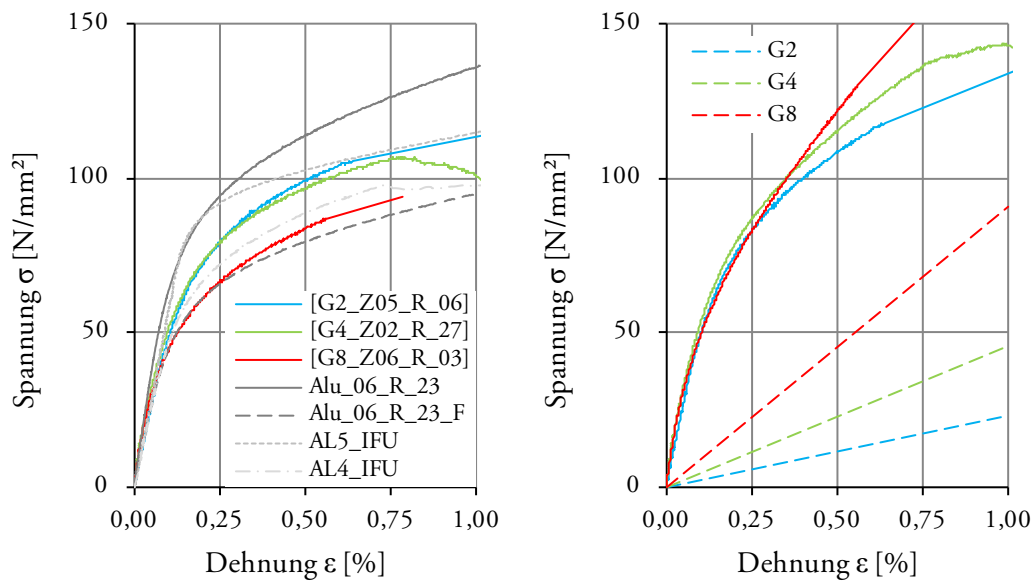


Abbildung 6-24 *links*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche G2, G4 und G8, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben *Alu_06_R_23*, *AL4* und *AL5*; *rechts*: Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben

Abbildung 6-24 zeigt links die nach Gleichung (6-1) 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 σ - ϵ -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 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, 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 Faservolumenanteile 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 nicht direkt möglich. Denn aufgrund des geringeren Elastizitätsmoduls der Glasfa-

sern und der geringen Faservolumenanteile ist die Mitwirkung der Matrix selbst im deutlich verflachten Teil der σ - ε -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. Erreichen bei einem Faservolumengehalt von $\varphi_f = 2 \%$ 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 die mit Carbonfasern versehenen Proben, zu erkennen.

Die geringe Bruchdehnung und geringe Bruchspannung decken sich auch mit den Ergebnissen der Vorversuche [71]. Die verwendeten Probekörper besitzen einen Faservolumenanteil von ca. $\varphi_f = 19 \%$ und erreichen eine (Faser-)Bruchdehnung von $\varepsilon_u < 0,5 \%$ und einer Bruchspannung von $\sigma_u < 150$ MPa. Die Zunahme der Steifigkeit ist jedoch überproportional gegenüber den hier diskutierten Versuchen, was auf eine höhere Matrixfestigkeit hinweist, 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 auf sowohl eine Spannungsumlagerung 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 mit diesen Versuchen 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 auch schon 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 Ergebnisse liefern nicht die erhofften verlässlichen Materialparameter für eine numerische Simulation.

6.1.18 Zusammenfassung aller Zugversuche

Die Zugversuche sind anders ausgefallen als erhofft. Die Analyse der Ergebnisse 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. Die Strömung der Matrix bei der Formfüllung und die Druckverhältnisse bei der Erstarrung werden durch diese Parameter verändert.

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 zu erzielen.

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.

Generell bleiben die Ergebnisse der Bruchspannungen und Bruchdehnungen hinter den Erwartungen zurück. Gerade im Anschlussbereich sollte eine deutlich höhere Duktilität vorhanden sein. Die Ergebnisse lassen jedoch den Schluss zu, dass hier 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 zum Mindesten erreichbaren Potentials dieser Technik.

6.2 Auszugsversuche

6.2.1 Randbedingungen und Annahmen

Ziel der Auszugsversuche ist die Ermittlung der maximalen 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 6-15 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 6-15 Untersuchte Parameter der Auszugsversuche

Aus Gründen der Vergleichbarkeit erfolgt die Herstellung der Grundplatten für die Auszugsversuche unter den gleichen Randbedingungen wie die 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 sind.

Der Fokus der Versuche liegt auf der Tragfähigkeit der Faser. Der Einfluss der polymeren Matrix ist gering, daher kommt für beide Fasertypen ein gängiges, einfach zu verarbeitendes Material zu 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 3.3.1)

6.2.2 Probekörpergeometrie

Die Probekörper der Auszugsversuche bestehen aus teilweise in einer polymeren Matrix und teilweise in der Aluminiummatrix eingebetteten durchgehenden Fasersträngen. Damit sind sie dem prinzipiellen Aufbau der endgültigen Bauteilausführung sehr ähnlich. Der wesentliche Unterschied ist die Dicke der Kunststoffmatrix und die Ausführung des Übergangs beider Matrices. Denn für die Auszugsversuche entspricht die Dicke des polymeren Teils der Probe mit $t = 7$ mm der Stufendicke des Aluminiumteils (Schnitt in Abbildung 6-25). 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.

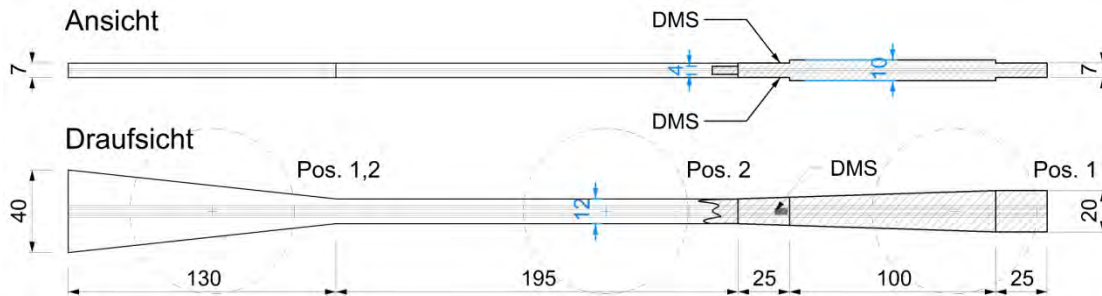


Abbildung 6-25 Probekörpergeometrie Auszugsversuche in Ansicht und Draufsicht; Angaben in mm

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, die bei dieser Bauteilkonfiguration ausgeschlossen werden kann. 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 6-25 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.

6.2.3 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 5 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.

Für die Herstellung der Kunststoffmatrix werden die zugeschnittenen Proben so in eine Aluminiumform eingebracht, dass der MMC-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. Während des Temperns kommt es vereinzelt zum Lösen der Ballastierung und damit zur Lageveränderung der Faser. Diese Imperfektionen können zu Biegespannungen führen, die aufgrund der nahezu zentrischen Lage der Fasern an der maßgebenden Stelle, der Austrittsstelle aus der Aluminiummatrix, nur geringen Einfluss haben.

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

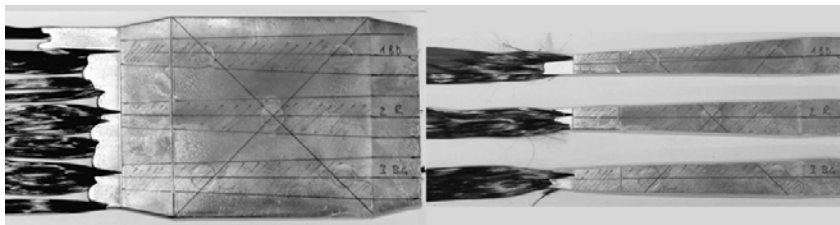


Abbildung 6-26 Probe C4_AZ04 als Beispiel für Faseranschnitt; *links*: vor der Bearbeitung
rechts: nach der Bearbeitung

6.2.4 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 Zugversuche zusammen:

Faserart_Fasermenge_Name der Grundplatte_Position_ Nr.

Beispiel: C2_AZ02_R_1

6.2.5 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 veränderlichen Spannungsverlauf über den interessanten Bereich führt dazu, dass die Zuverlässigkeit bzw. Aussagekraft einer Dehnungsmessung infrage gestellt werden muss.

Aus diesem Grund erfolgt nur an ausgewählten Proben, deren optischer Zustand keine Fließfronten und Lunken aufweist, eine Dehnungsmessung. Mittels Dehnmesstreifen (DMS) mit einer Messlänge von $L_0 = 6$ mm auf der Ober- und Unterseite, wie in Abbildung 6-25 dargestellt, werden die Dehnungen erfasst.

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

6.2.6 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 und dies die Möglichkeit bietet, mittels des Traversenwegs die Probekörperverformung abzuschätzen. Die hierfür benötigte Kraft-Verformungs-Beziehung der Prüfmaschine liegt vor.

6.2.7 Ergebnisse der Auszugsversuche an Carbonfaserproben

Insgesamt liegen von 19 Auszugversuchen 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.

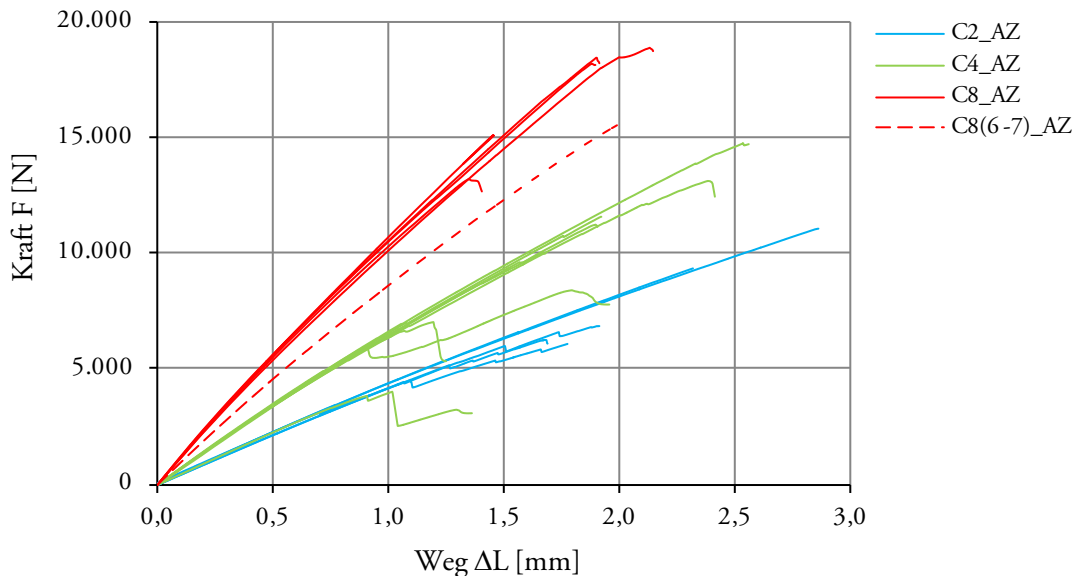


Abbildung 6-27 Kraft-Weg-Beziehung der Auszugsversuche mit Carbonfaser (Erstversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8, Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 6-25

In Abbildung 6-27 sind die Kraft-Weg-Beziehungen aller Auszugversuche 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 6-17 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 die 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 6-16) als Referenz herangezogen. Für die Auszugsversuche sind dies die reinen Faserkräfte, da im Bereich der Übergangszone 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 6-16 Referenzwerte für Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit C-Fasern verstärkten Proben

In Abbildung 6-28 sind Bruchbilder ausgewählter Probekörper aufgeführt, die jeweils die höchste relative Bruchkraft je Fasermenge erbrachten oder ein besonderes Bruchverhalten aufzeigen (Tabelle 6-17). Die Tatsache, dass alle ausgewählten Probekörper mit DMS versehen sind, ist auf den guten optischen Zustand der Proben vor dem Versuch zurückzuführen.

C2_AZ05_1BD_a



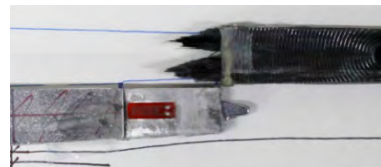
C4_AZ03_1R



C2_AZ05_1BD_b



C8_AZ05_1R



C2_AZ06_1R



C8_AZ02_2BG



Abbildung 6-28 Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit C-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle

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 6-17 Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ_C2,C4&C8 erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander

Alle Auszugsproben versagen infolge Faserbruchs, jedoch variiert der Abstand von der Eintrittsstelle ins Aluminium. 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. Dies entspricht einer vollständigen Kraftübertragung. Für diese Probe ergibt auch der nachgelagerte Zugversuch die nahezu gleiche Bruchkraft. Jedoch liegt diese Bruchkraft bei ca. 50 % der Faserbruchkraft.

Dies führt zur genauen Betrachtung der Versuchsergebnisse der Zugversuche an den Bruchstücken. Bedingt durch die Versuchsabfolge besitzen die Probekörper im Bereich der Lasteinleitung auf einer Seite keine Aufweitung des Probekörperquerschnitts. Dies 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 6-29 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.

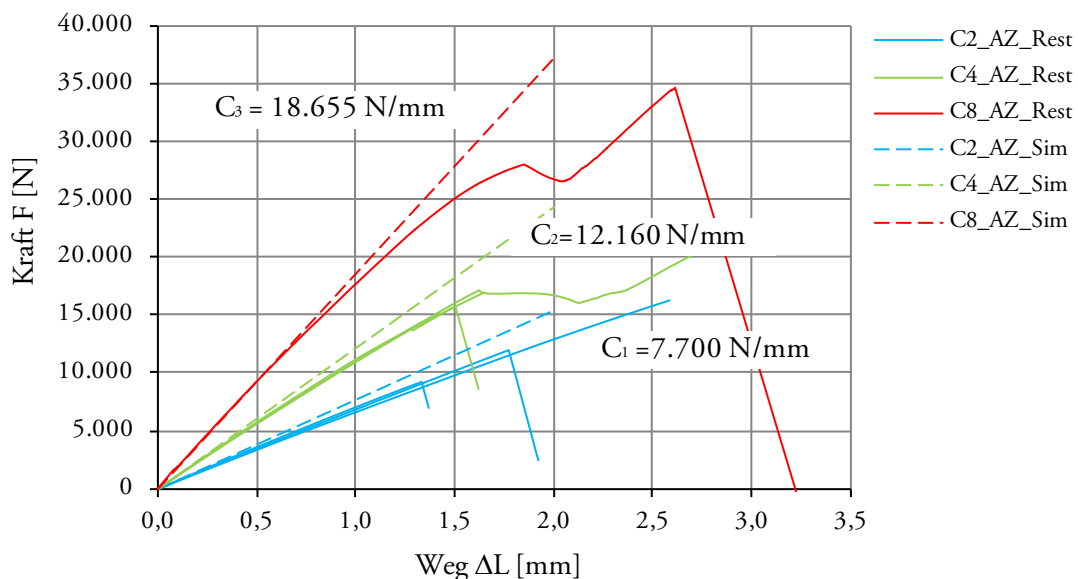


Abbildung 6-29 Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen C2, C4 und C8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten.

Zur Beurteilung der Gesamtsteifigkeit wurde eine einfache numerische Simulation durchgeführt, welche die wesentlichen Einflüsse der Einspannung in den Pressbacken auf die Steifigkeit zeigen soll. Die Ergebnisse der Simulation sind als Geraden vereinfacht in der Abbildung 6-29 dargestellt. Sie zeigen, dass unter Berücksichtigung der zentrischen Faserlage und der Kraftaufbringung an der Matrixoberfläche die Steifigkeiten eine recht gut 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 hier nicht abgebildet wurde, da er einen falschen Eindruck von der Genauigkeit der Simulation entstehen ließe.

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

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 6-30 dargestellt. Als Vergleichsbasis dienen die ausgewählten Zugversuchsergebnisse, die in Kapitel 6.1.16 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 ist, 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-Dehnungs-Verläufe denen der Zugversuche sehr ähnlich.

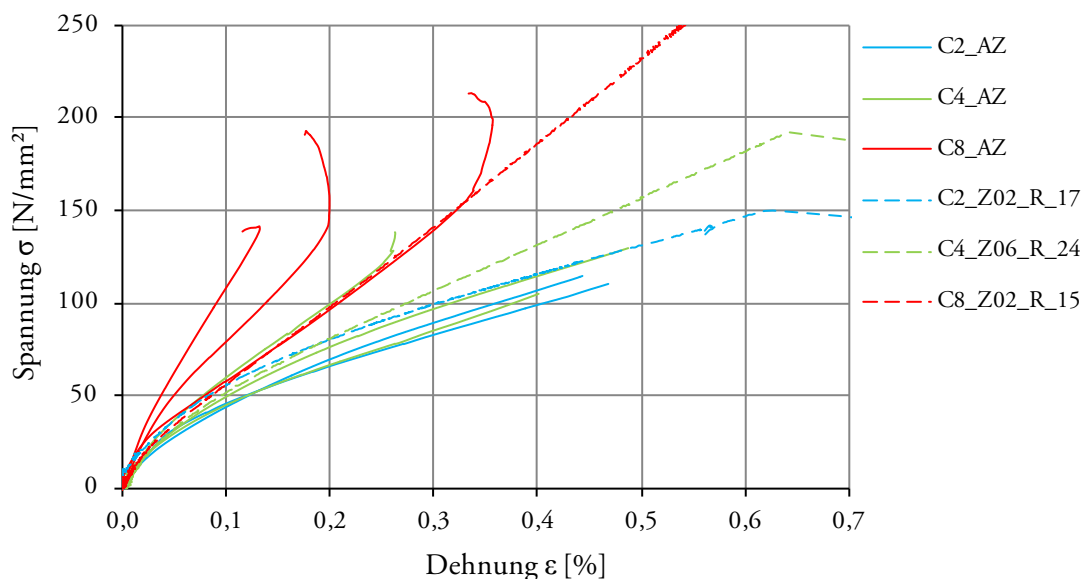


Abbildung 6-30 Auszugsversuche der C-Faser mit DMS im Vergleich mit Ergebnissen der ausgewählten Zugproben

6.2.8 Ergebnisse der Auszugsversuche an Glasfaserproben

In Tabelle 6-19 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 herangezogen $F_{\max,th,Z}$ (Tabelle 6-18).

		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 6-18 Referenzwerte für 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 6-19 Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ_G2,G4&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 6-31 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.

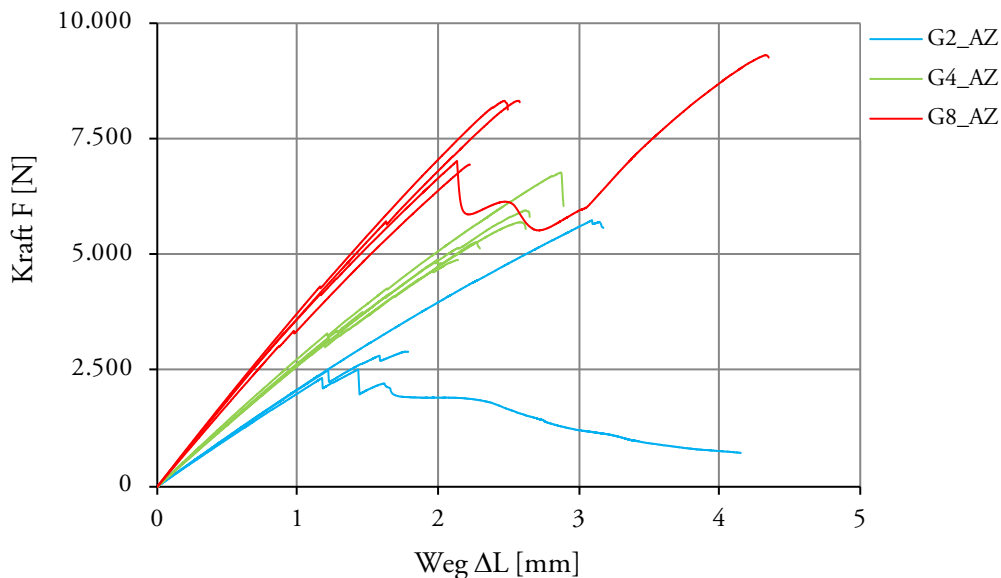


Abbildung 6-31 Kraft-Weg-Diagramm der Auszugversuche mit Glasfaser (Erstversuch), der Fasermengen G2, G4 und G8, Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 6-25

Das Gesamtniveau der Steifigkeiten stimmt mit den theoretisch zu erwartenden Steifigkeiten gut überein. Dies belegen die Ergebnisse der nachgelagerten Zugversuche, die in Abbildung 6-32 dargestellt sind. Hier dienen als Vergleich die mittels numerischer Simulation berechneten Federsteifigkeiten C_x für eine Verformung von $\Delta L = 1 \text{ mm}$.

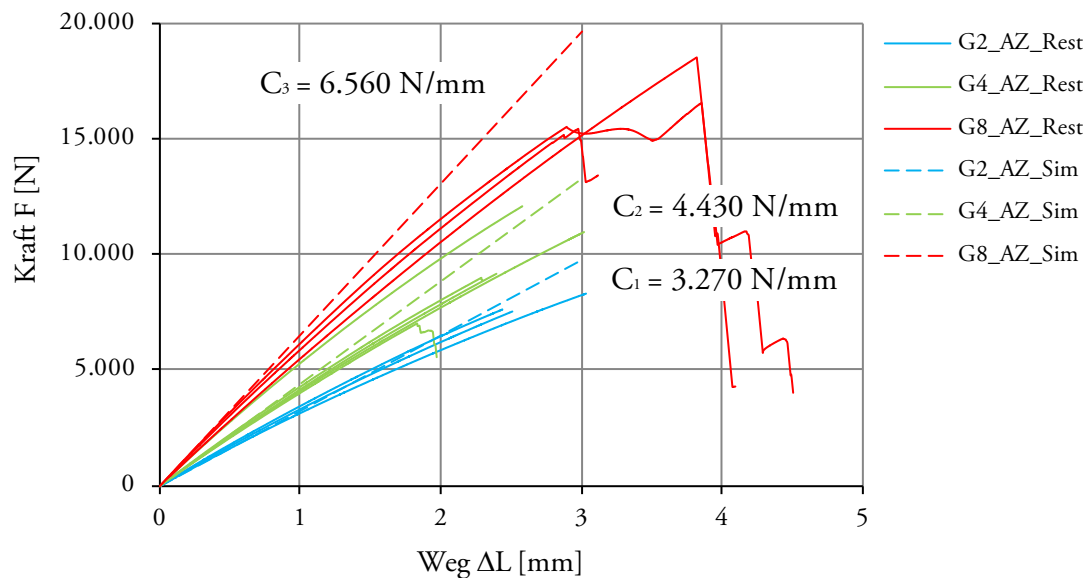


Abbildung 6-32 Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen G2, G4 und G8; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)

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 hin zum Aluminium. Die Form des Ausgusses hat Einfluss auf die Spannungsverhältnisse innerhalb der Kunststoffmatrix und damit auf die Erstrissbildung, welche stets am Ende des Aluminiumausguß auftritt. In Abbildung 6-31 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 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. Dies ist bei Probe $G2_AZ04_1R$ zu beobachten (Abbildung 6-33). 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 diese 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 6-33). Die Adhäsion ist vorhanden und die Form des eingebetteten Aluminiumanteils ist günstig, denn der Aluminiumquerschnitt nimmt kontinuierlich zu.

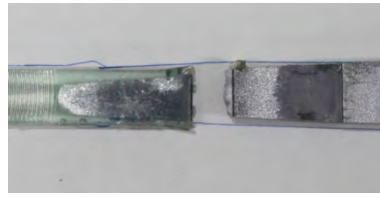
Bei der Probe $G8_AZ05_1R$ ist die Überdeckung der verschiedenen Matrices relativ kurz, dafür jedoch gleichmäßig. In Abbildung 6-31 ist die Probe neben der höchsten Bruchkraft auch am Versatz der Kraft-Weg-Linie zwischen $\Delta L = 2$ bis 3 mm zu erkennen. Dieser resul-

tiert aus einem Bruch der Kunststoffmatrix innerhalb der Pressbacken. Nach einer Erhöhung der Klemmkraft konnte die Last weiter gesteigert werden.

G2_AZ04_1R_a



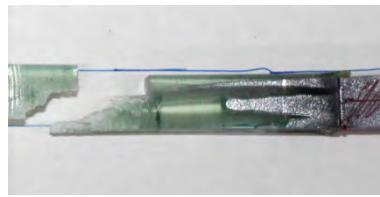
G2_AZ04_1R_b



G4_AZ05_1R_a



G4_AZ05_1R_b



G8_AZ05_1R_a



G8_AZ05_1R_b



Abbildung 6-33 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 schwer interpretiert werden konnten, erfolgt bei den Glasfaserproben die Messung nur an zwei Stichproben. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6-34 aufgeführt. Als Referenzproben sind die bei den Zugversuchen bereits diskutierten Ergebnisse aufgeführt.

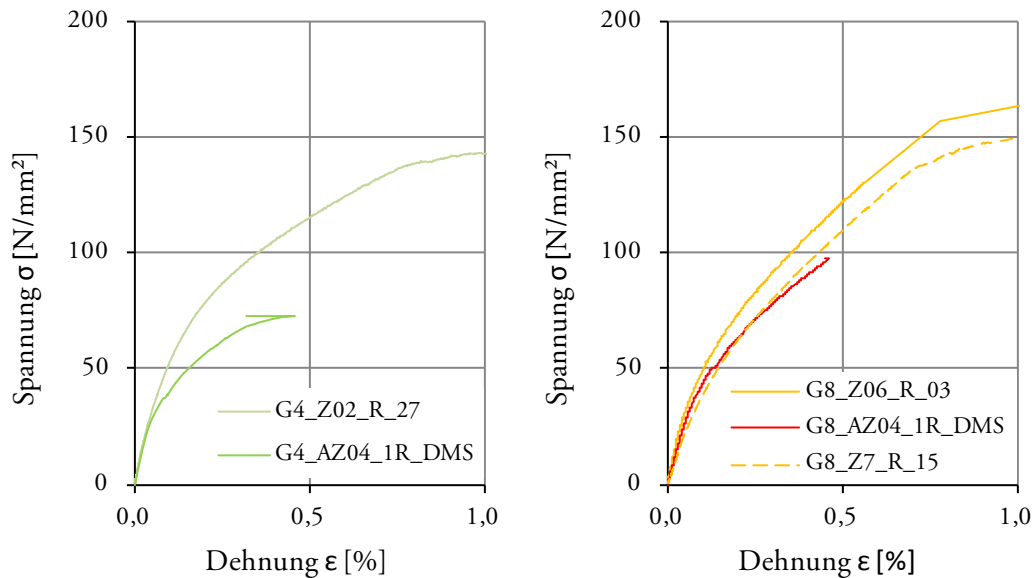


Abbildung 6-34 Spannungs-Dehnungsdiagramme der mit DMS versehenen Proben der Reihen G4 und G8 im Vergleich mit Referenzproben der Zugversuche

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.

6.2.9 Diskussion und Bewertung der Auszugsversuche

Die Ergebnisse der Auszugsversuche sind verglichen, mit den Randbedingungen für beide Faserarten, als gut zu bewerten. Trotz der variierenden Geometrie infolge unterschiedlich großer Ausgussmengen und schwankender Infiltrationsgüten 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 Lochleibungsverbinding hinweg erhalten bleiben, ist der Faserausnutzungsgrad dieser Verbindung deutlich höher als bei den in Kapitel 4 aufgeführten Referenzwerten.

Bezogen auf den reinen Faserquerschnitt 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 gezeigt werden, dass schlecht infiltrierte Fasern 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 diese Anforderung aufgrund des fehlenden Drucks während der Erstarrung nicht.

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

Die DMS-Messungen konnten aufzeigen, dass bei guter Faserinfiltration die Lasteinleitung 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 $90 \text{ kN} < F_{C, \text{Max}} < 132 \text{ kN}$ bzw. $63 \text{ kN} < F_{G, \text{Max}} < 84 \text{ kN}$ zu rechnen. Die Größenordnung dieser Kräfte liegt im Bereich der in Kapitel 4.4.2 errechneten Traglasten für eine zweischnittige Lochleibungsverbinding aus Aluminium.

6.3 Bauteilversuche an Lochleibungsverbindungen

6.3.1 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 6-35 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 unterschritten. Die geforderten Mindestabstände nach Norm [67] sind erfüllt. Beim Vergleich der im Versuch erreichten Traglasten mit den nach AbZ zulässigen Traglasten wird der geforderte Randabstand zugrunde gelegt.

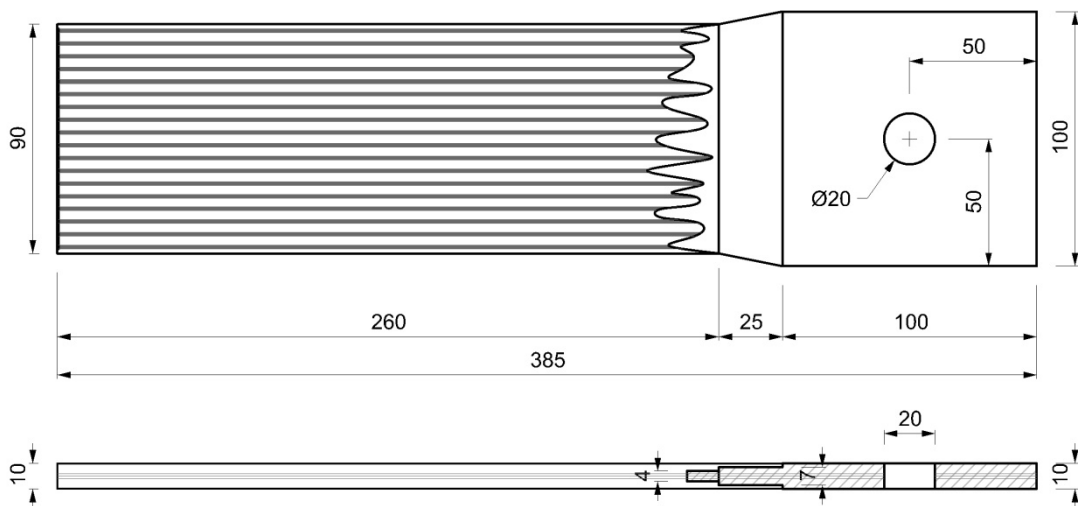


Abbildung 6-35 Abmessungen der Prüfkörper für Bauteilversuche in Draufsicht (oben) und Längsschnitt (unten); Maße in [mm]

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 in direkter Nähe des Schraubenlochs die Materialeigenschaften 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 3.3.1 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 derjenigen der 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 Faserrichtung, möglich.

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

6.3.2 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 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.

6.3.4 Versuchsanordnung

Die Bauteilversuche werden als zweischnittige Schraubverbindung ohne Vorspannung durchgeführt. Abbildung 6-37 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 $t = 20$ 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.

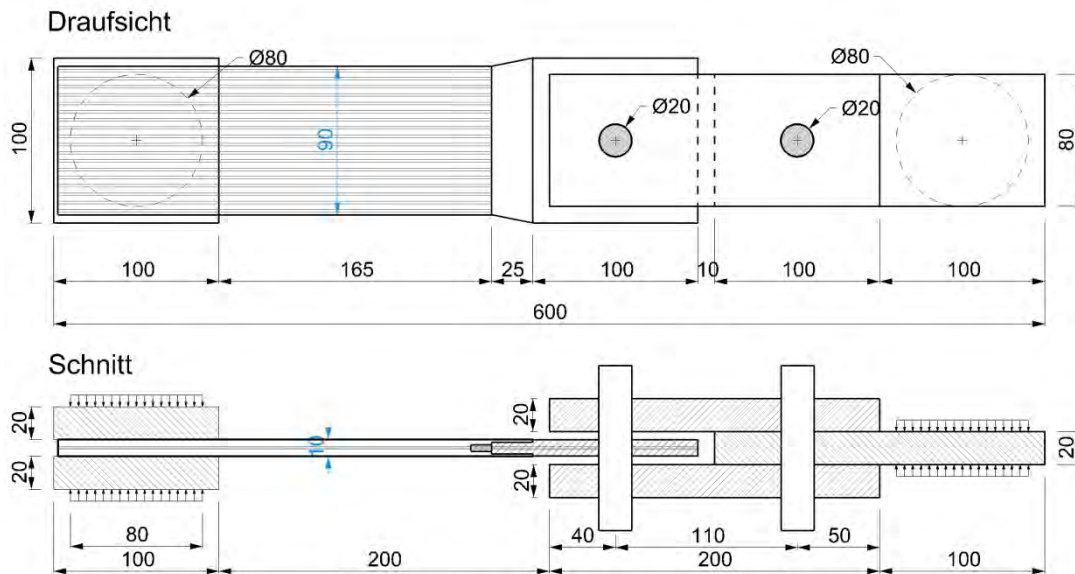


Abbildung 6-37 Versuchsanordnung für die Bauteilversuche; Angaben in mm

6.3.5 Versuchsdurchführung

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

6.3.6 Ergebnisse der Bauteile 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 6-41) 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 6-20 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.

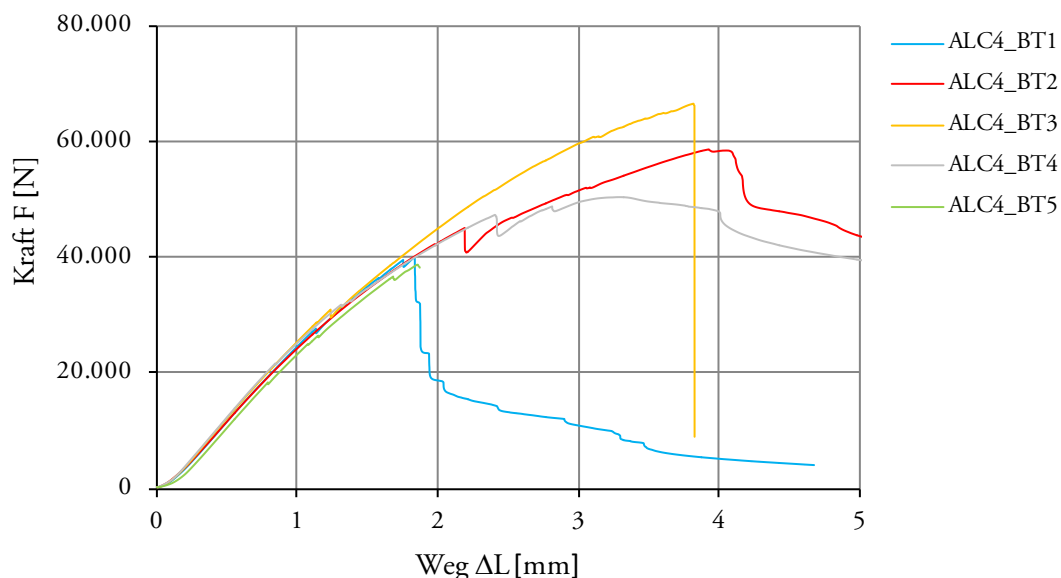


Abbildung 6-38 Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche *ALC4* (*BT1* bis *BT5*)

Wie in Abbildung 6-38 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.

Proben	F_{\max} N	Bruch -	Lochauftreibung 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 6-20 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 6-39 Bruchbilder der Bauteilversuche mit Carbonfasern

Die Analyse der Bruchbilder in Abbildung 6-39 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*. Denn 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. Dies 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.

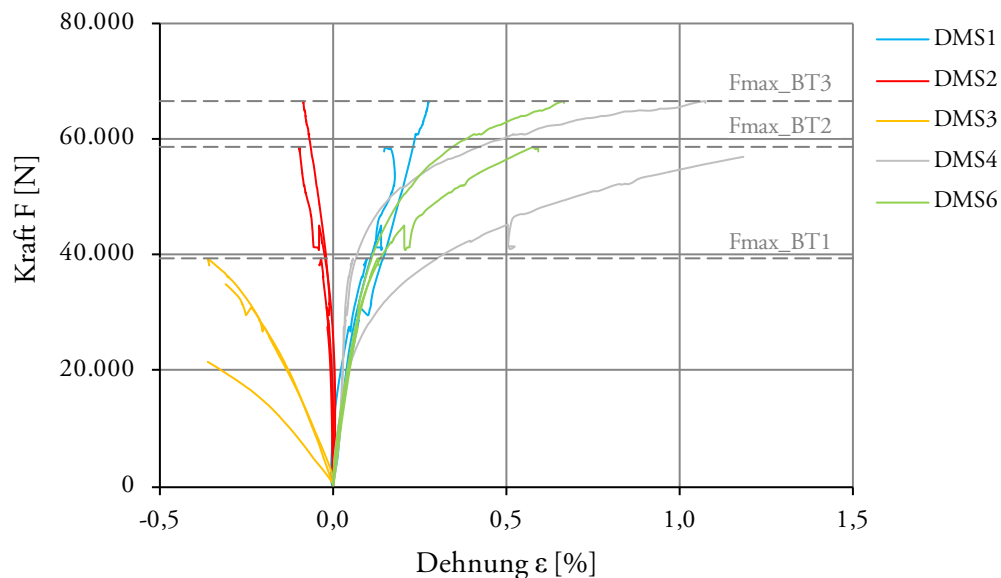


Abbildung 6-40 Ergebnisse der DMS-Messungen an den Bauteilen mit Carbonfasern bezogen auf die Prüfkraft; Zuordnung der Kurven zu den Bauteilen über die Bruchkraft

Der Vergleich der gemessenen Dehnungen, wie in Abbildung 6-40 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.

6.3.7 Ergebnisse der Bauteile 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 6-41) 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 6-42 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.

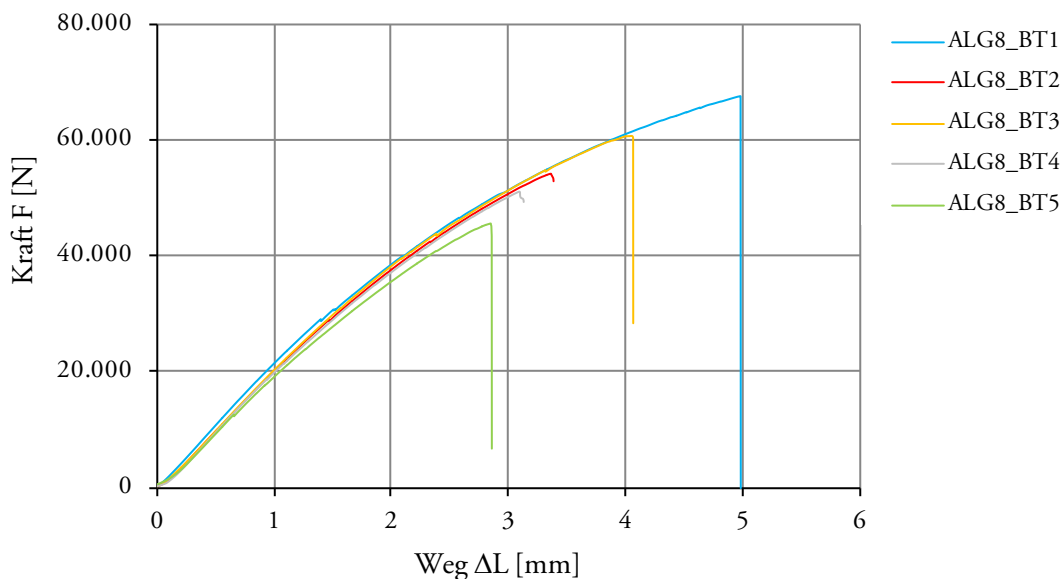


Abbildung 6-41 Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche *ALG8 (BT1 bis BT5)*

Wie bei 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 6-20/Tabelle 6-21 sind neben den Bruchkräften, diejenigen 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	0,32	12.500	12.500	

Tabelle 6-21 Ergebnisse der Bauteilversuche mit Glasfasern

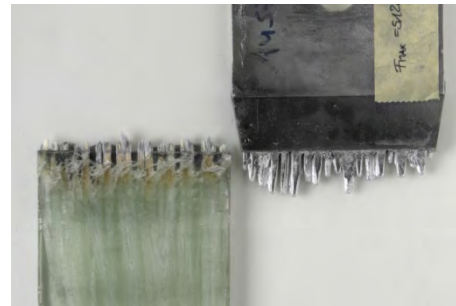
ALG8_BT1 ($F_{\max} = 67.7$ kN)ALG8_BT4 ($F_{\max} = 51.2$ kN)ALG8_BT2 ($F_{\max} = 54.3$ kN)ALG8_BT5 ($F_{\max} = 45.5$ kN)ALG8_BT3 ($F_{\max} = 60.7$ kN)

Abbildung 6-42 Bruchbilder der Bauteilversuche mit Glasfasern

Die gemessenen Dehnungen sind in Abbildung 6-43 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 beiden anderen ab.

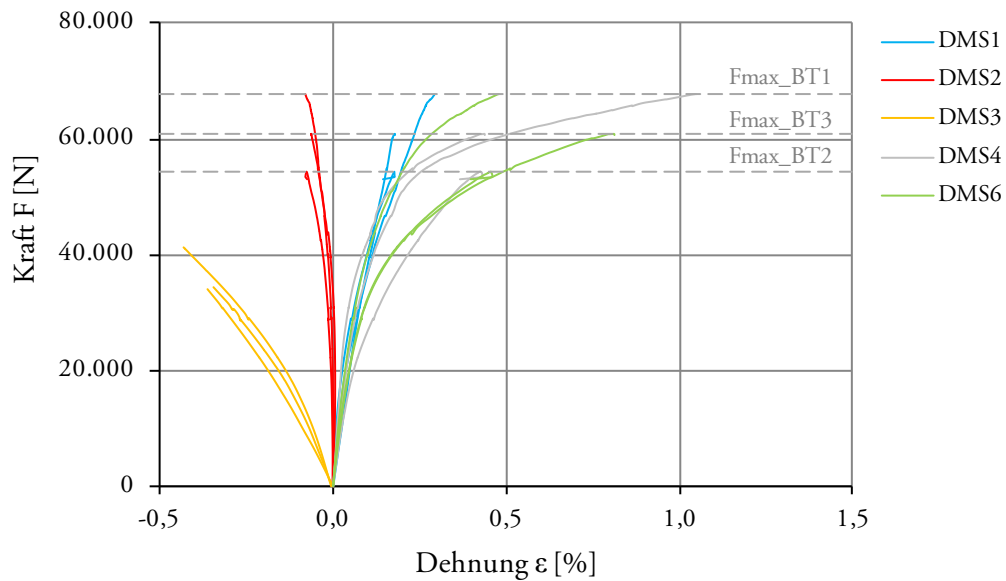


Abbildung 6-43 Ergebnisse der DMS 1, 2, 3, 4, 6 der Bauteile *BT1* bis *BT3* bezogen auf die Prüfkraft

6.3.8 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 Bruchlastbereichen ($90 \text{ kN} < F_{C,Max} < 132 \text{ kN}$; $63 \text{ kN} < F_{G,Max} < 84 \text{ kN}$).

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 infiltrierte 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 bei 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 4.4.2 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

$$\sigma_{pb,0^\circ} = F_u / (d \cdot t) \quad (6-1)$$

Faserspannung bei Bauteilversagen

$$\sigma_f = F_u / A_f \quad (6-2)$$

In Tabelle 6-22 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 Entwicklungspotential bei einer optimierter 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 Faserausnut-

zungsgrade, wie in Tabelle 6-23 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	Lochleibungsspannung σ_{pb,o°	Verhältnis $F_{u,Al_G8}/F_u$
	kN	MPa	-
Fiberline ¹⁾	38	180	1,79
Fiberline ²⁾	50	240	1,36
S2-Glasfaser	85	425	0,80
Carbonfaser	70	366	0,97
AlSi7Mg0,3 ³⁾	88	440	0,77
AlSi7Mg0,3 ⁴⁾	108	540	0,63
AlMgSi0,5 ⁵⁾	71	355	0,96
AlZn4,5Mg1 ⁶⁾	145	725	0,47
Al_C4	67	335	0,99
Al_G8	68	340	1,00

Tabelle 6-22 Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilversuche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 4.4.2;
¹⁾ Werte aus AbZ; ²⁾ Werte aus [8]; ³⁾ Werte aus den Zugversuchen;
⁴⁾ Werte aus [11]; ⁵⁾ Standardknetlegierung; ⁶⁾ hochfeste Legierung

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

Tabelle 6-23 Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten;¹⁾ Angaben aus [11];
²⁾ Herstellerangaben aus [68]; ³⁾ Herstellerangaben aus [69]; ⁴⁾ Herstellerangaben aus [21]

7 Numerische Untersuchungen

7.1 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 [56]. Das Pucksche wirkebenenbezogene Bruchkriterium ist gemäß [2] und [56] 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 [48] 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 7-1 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 ([48]). 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.

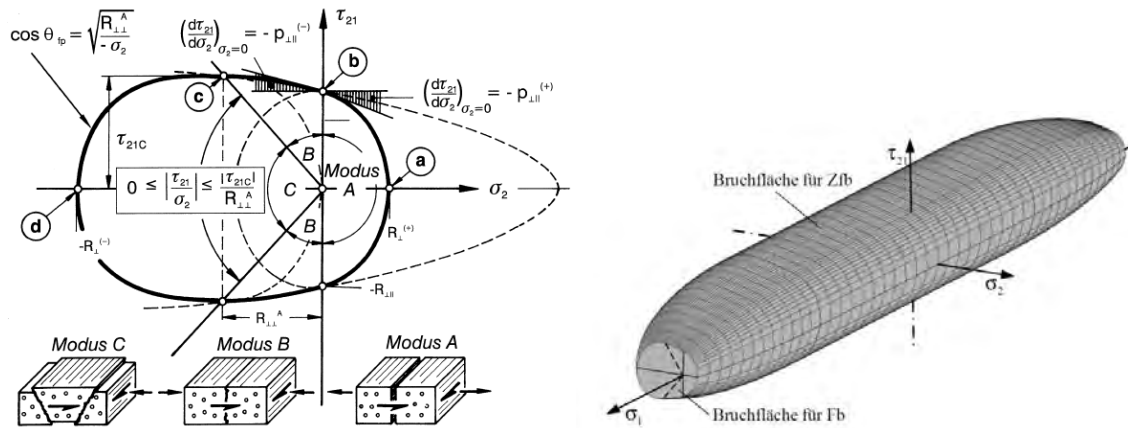


Abbildung 7-1 Wirkebenenbezogenes Bruchkriterium einer UD-Schicht nach [48]; links: ohne Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [48] ; rechts: mit Berücksichtigung der Fasernormalspannung [2]

Die numerischen Untersuchungen im Rahmen dieses Projekts 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 Fasersträngen 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 duktiler 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 Bruchszszenarien aufzeigt.

Der Schwerpunkt der vorgestellten numerischen Berechnung liegt auf der Abbildung der Lochleibungsverbindung. Darüber hinaus wurden zur Falsifizierung getroffener Annahmen und zur Überprüfung verschiedener Einflussparameter, wie z.B. der Faserkrümmung auf die Zugversuchsergebnisse, im Rahmen einer ins Forschungsprojekt eingegliederten Diplomarbeit [75] ebenfalls numerische Berechnungen durchgeführt. Die hier aufgeführten Annahmen und Vorgehensweisen wurden auch bei diesen Simulationen angewandt.

7.2 Annahmen

7.2.1 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.

7.2.2 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 Effekten, 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 7.3.2). 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.

7.2.3 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 [29].

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma}{E} + K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (7-1)$$

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 *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 und damit keine Einschnürung im Zugversuch abgebildet werden konnte.

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 (σ_{ing} und ε_{ing}) auf die ursprünglichen geometrischen Abmessungen vor Versuchsbeginn bezogen, sondern auf die tatsächlichen, wahren Abmessungen. Jedes Lastinkrement wirkt auf eine durch das vorherige Lastinkrement und die daraus 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 [76].

$$\varepsilon_{log} = \ln(1 + \varepsilon_{ing}) \quad (7-2)$$

$$\sigma_{wahr} = \sigma_{ing} (1 + \varepsilon_{x,ing})^{2\nu} \quad (7-3)$$

7.2.4 Materialkennwerte der Verbundpartner

Insgesamt werden für die durchgeführten Simulationen fünf unterschiedliche Materialien verwendet, für die zum Teil variierende Materialparameter vorliegen. In Tabelle 7-1 sind die für die hier angestellten Simulationen angenommenen Materialparameter dargestellt. Die Abweichungen gegenüber den an anderer Stelle in diesem Bericht 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 ¹⁾ (bilinear)
Glasfaser	88.000	4.600	10,3	anisotrop ¹⁾ (bilinear)
Epoxidharz	3.000	70	5,0	isotrop (bilinear)
Stahl	210.000	k.A.	k.A.	isotrop (linear)

Tabelle 7-1 Angenommene Materialkennwerte für die numerischen Berechnungen;
¹⁾ aus der Modellbildung (embedded region)

7.2.5 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

$$\sigma_{f,\parallel} / R_{f,\parallel} < 1 \quad (7-4)$$

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.

Matrixbeanspruchungen

$$\sigma_{v,M} / f_{u,M} < 1 \quad (7-5)$$

Die Vergleichsspannung wird gemäß von Mises unter Verwendung der wahren Spannung als Grenzspannung berechnet. Als Maximallast wird die Last angenommen, bei welcher 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 7-2 ist ein Abgleich der Ergebnisse der Simulation mit den Ingenieurswerten 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.

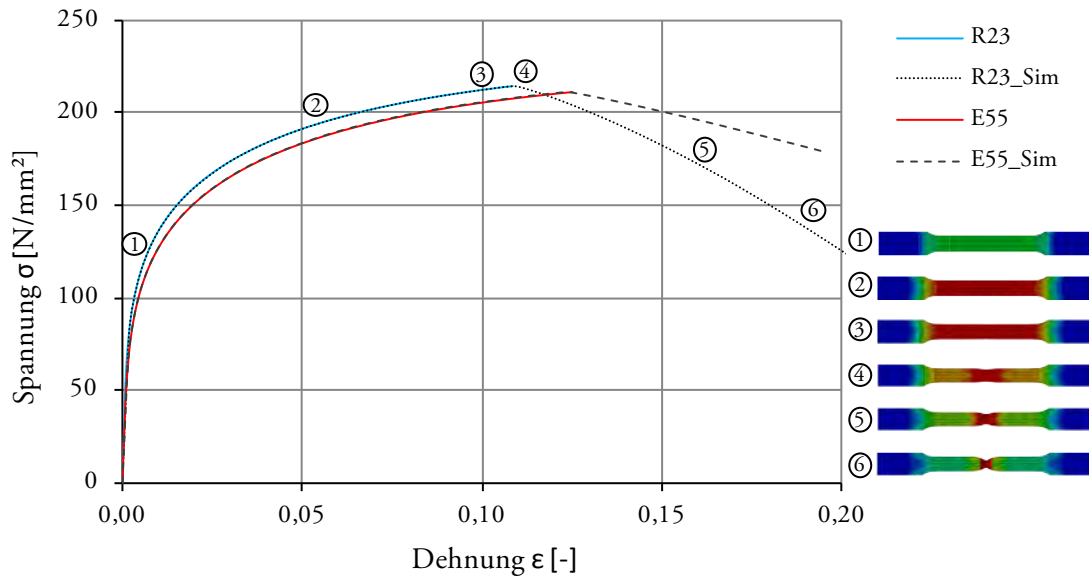


Abbildung 7-2 Vergleich der Ergebnisse der Zugversuche mit den simulierten Spannungs-Dehnungsverläufen des Aluminiums; ergänzt um eine exemplarische Darstellung der Spannungsverteilung in der Schulterprobe für verschiedene Spannungszustände 1 bis 6

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 4-5). 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 Quersugfestigkeit nicht maßgebend.

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

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

Auf der sicheren Seite kann angenommen werden, dass die Einbringung der Fasern einer Querschnittsreduktion entspricht. Infolge der Herstellungsmethode können die Faser maximal auf einer Höhe von 4 mm verteilt werden, d.h. der auf Quersug 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 Querkzugfestigkeit bis zu einer Lochleibungskraft von $F_{b,max} = 379,3 \text{ kN}$ (Gleichung 7-7) ein Querkzugversagen ausgeschlossen werden. Daher wird der Spaltbruch bis zu Beanspruchung nicht gesondert betrachtet.

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

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

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 7-7 und 7-8 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-%gen Füllung des Faserbereichs ($t = 4 \text{ mm}$) wird der anrechenbare Querschnitt um 40% reduziert, der Restquerschnitt besitzt dann eine Tragfähigkeit von $F_{d,v} = 74 \text{ kN}$.

$$F_{d,Al} = f_{\tau xy} \cdot 2 \cdot e_{1\parallel} \cdot t = (213/\sqrt{3}) \cdot 2 \cdot 50 \cdot 10 = 124 \text{ kN} \quad (7-8)$$

$$F_{d,v} = 0,6 \cdot F_{d,Al} = 74 \text{ kN} \quad (7-9)$$

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 könnten.

7.3 Bauteilversuche

7.3.1 Modellierung

Die numerischen Berechnungen werden mit dem Simulationsprogramm Abaqus/CAE 6.12-1 der Firma Dassault Systèmes durchgeführt. In Abbildung 7-3 sind die modellierten Teile und deren Kombination dargestellt. Die Abmessungen entsprechen der in Kapitel 4.4.1 festgelegten Geometrie für die Bauteilversuche.

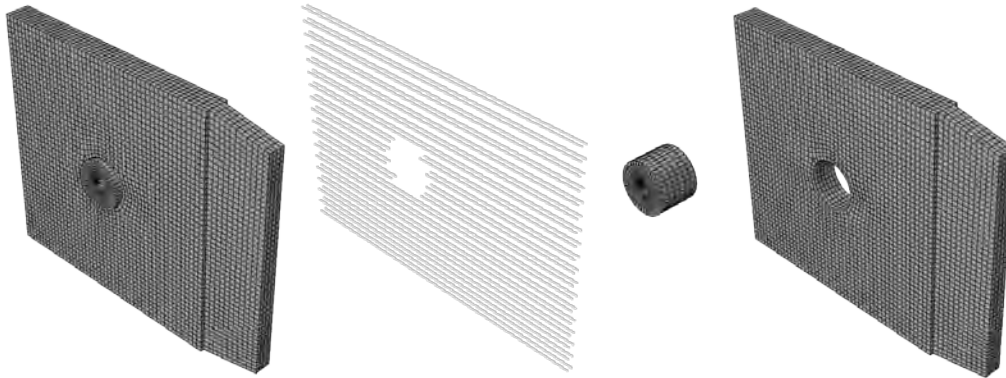


Abbildung 7-3 Darstellung der modellierten Geometrie; von links nach rechts: Gesamtmodell, Faserlagen, Bolzen, Aluminiumplatte

Die Aluminiumplatte wird als Volumen mit dreidimensionalen Kontinuums-elementen (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, die die Belastungen normal zur Kontaktfläche überträgt. Tangential zur Kontaktfläche werden jedoch Kräfte übertragen. (Kombination *Hard-contact* und *frictionless*). Durch dieses Vorgehen soll die Spannungsverteilung im Lochleibungsbereich möglichst exakt abgebildet werden (Abbildung 7-4). Durch die Vernachlässigung der Reibung zwischen Aluminiumbauteil und dem Verbindungsmittel werden die Querdehnungen in Dickenrichtung des Bauteils nicht behindert. Bei behinderter Querdehnung entstünde eine Querdruckspannung, deren günstige Wirkung bei der Ermittlung der Vergleichsspannung wird damit vernachlässigt.

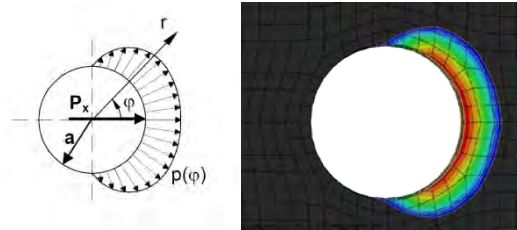


Abbildung 7-4 *links*: Theoretische Lochleibungsspannung nach [77]; *rechts*: Leibungsspannungsverlauf in der numerischen Simulation

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 7-5 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.

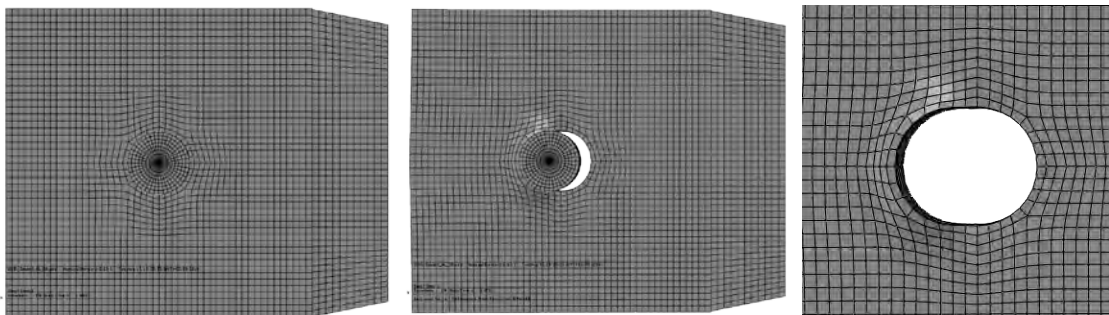


Abbildung 7-5 Draufsicht der modellierten Verbindung; *links*: unverformt; *mitte*: verformt; *rechts*: Schraubenloch ohne Bolzen verformt; Überhöhungsfaktor = 1,0.

7.3.2 Validierung des numerischen Modells

Die Aussagekraft eines numerischen Modells sollte stets durch Versuchen 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 6.3, 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 für alle DMS-Messwerte gleichzeitig ergab sich für die 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 7-6).

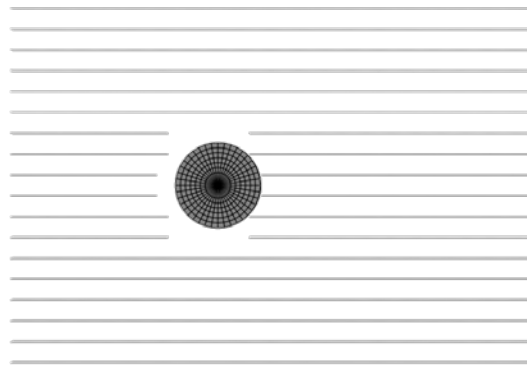


Abbildung 7-6 Faseranordnung der in Abbildung 7-7 dargestellten Ergebnisse der Simulation

In Abbildung 7-7 sind die Ergebnisse der DMS-Messungen der Bauteilversuche der AI_G8-Bauteile um die Ergebnisse der Simulation ergänzt (siehe Abbildung 6-43). Die Darstellung ermöglicht es, die generelle Übereinstimmung des prinzipiellen Verlaufs festzustellen.

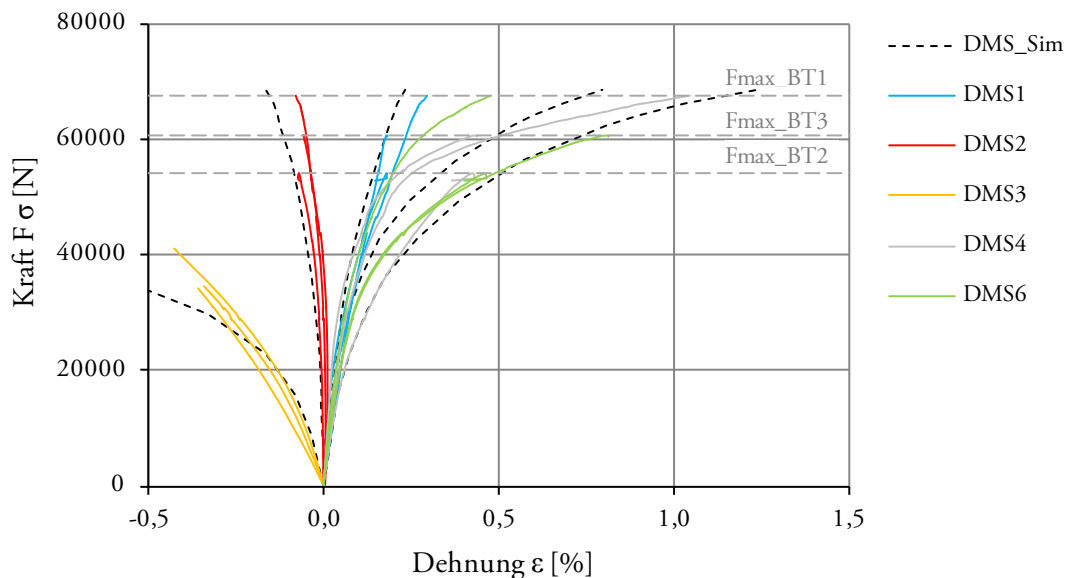


Abbildung 7-7 Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den AI_G8-Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation

Die genauere Betrachtung der einzelnen DMS in Abbildung 7-8 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.

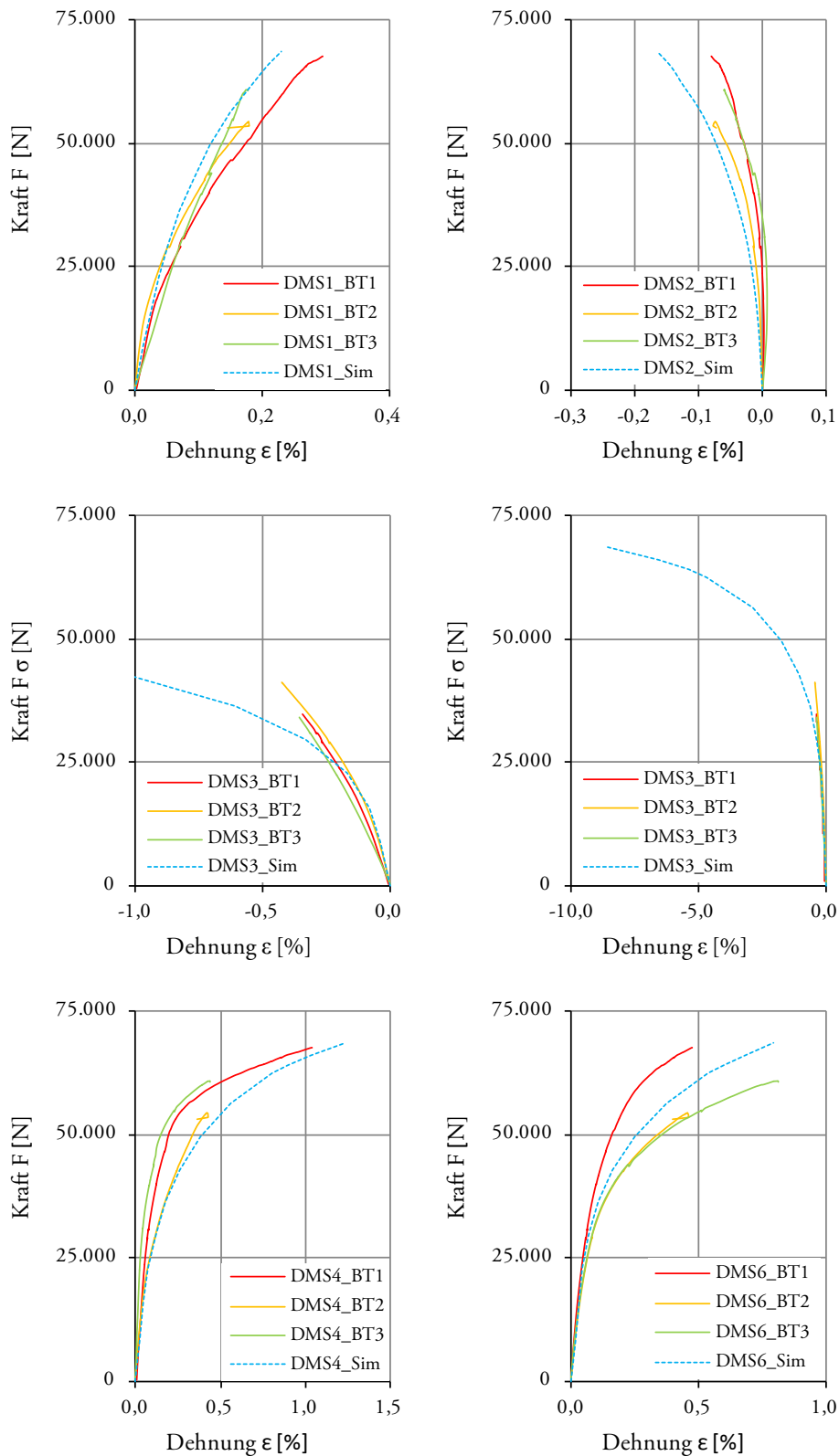


Abbildung 7-8 Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der Al_G8-Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)

Der Vergleich der simulierten und gemessenen Dehnungen für die Carbonfaser-Bauteile unter Verwendung der gleichen Annahmen wie beim Abgleich der Glasfaserbauteile ist in Abbildung 7-9 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 7-10 sind die einzelnen Dehnungsmessungen detailliert dargestellt. Wie bereits bei den Glasfaserbauteilen bezieht sich der Vergleich mehr auf den generellen Verlauf als auf die Abbildung eines Versuchs.

Unter diesen Gesichtspunkten ist die Übereinstimmung ausreichend für eine Prognose der maximal erreichbaren Bruchlasten.

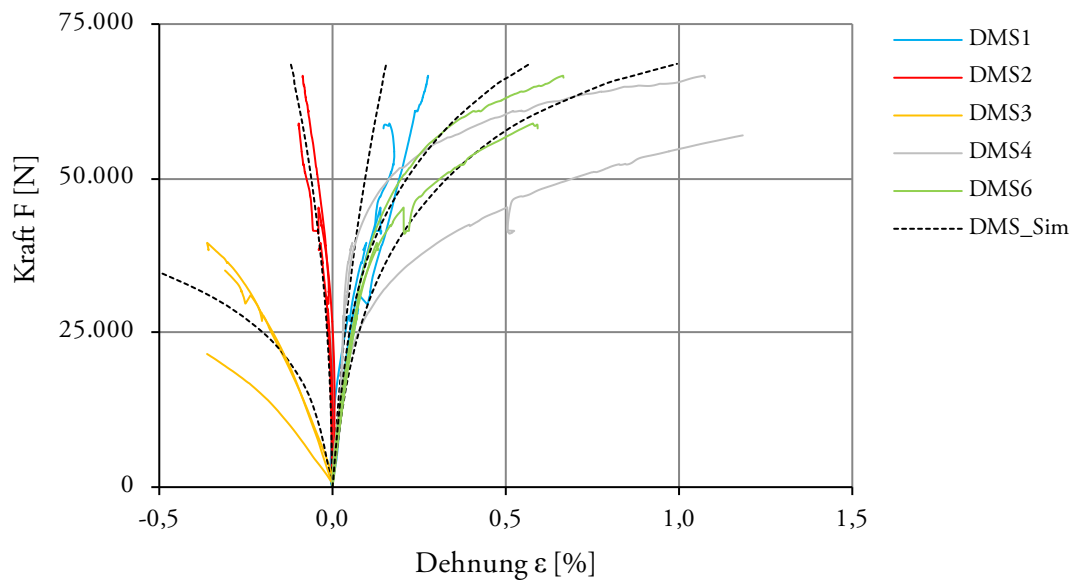


Abbildung 7-9 Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den *Al_C4*-Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation

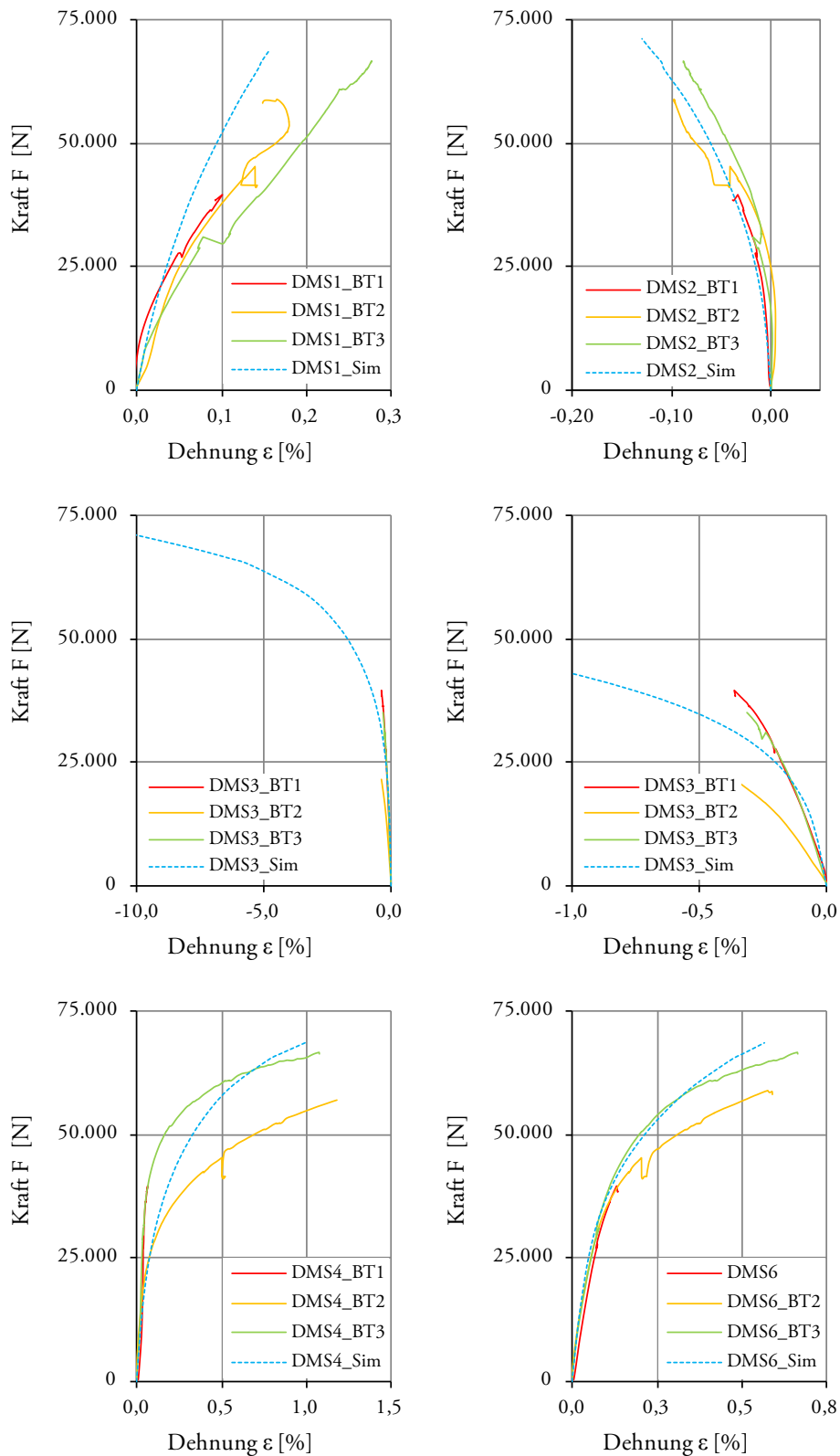


Abbildung 7-10 Darstellung der einzelnen DMS-Messungen der Al_C4-Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnungen mittels numerischer Simulation (Sim)

7.3.3 Prognose der Bauteilbruchkräfte

Die Prognose der erreichbaren Bruchlasten erfolgt anhand des verifizierten numerischen Modells. In Abbildung 7-11 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 $A/55$ aufgeführt.

Die jeweils höchsten Bruchlasten der Bauteilversuche für die unterschiedlichen Faserarten sind mit $F_{\max,Al_C4} = 66,7$ kN und $F_{\max,Al_G8} = 67,7$ kN nahezu gleichgroß, daher wurde mit $F_{\max,BT} = 67$ kN der Übergang vom Versuchsergebnis zur Prognose markiert. Der prognostizierte Verlauf ist gestrichelt dargestellt. Beim Bauteil mit Carbonfasern kommt es bei $F_{FB} = 88,6$ 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 Faserausparung zeigte, dass ein Gleichgewichtszustand für diesen Fall gefunden werden kann und die dargestellte Bruchlast erreicht wird.

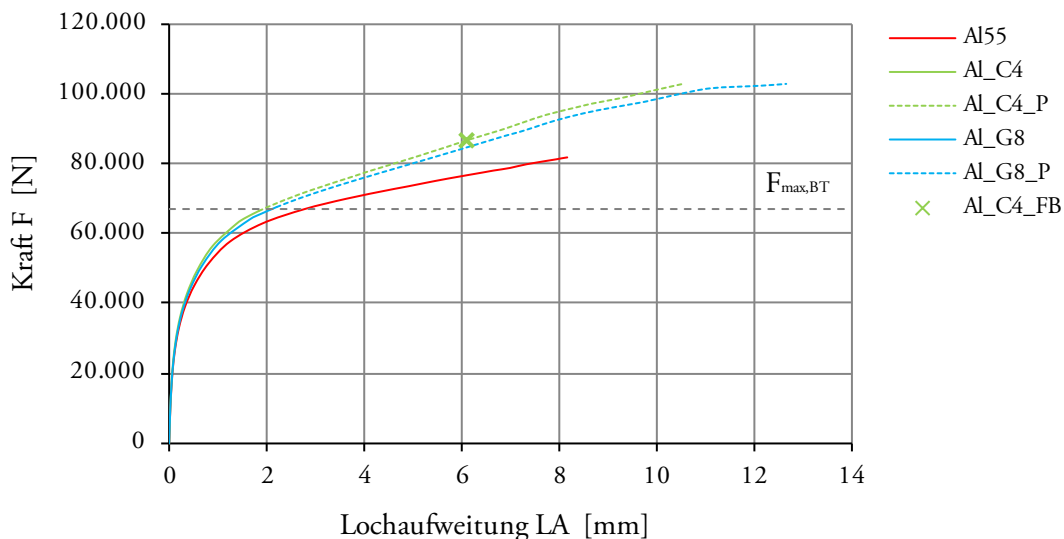


Abbildung 7-11 Kraft-Weg-Diagramm der Simulationsergebnisse der Bauteilversuche Al_C4 und Al_G8 im Vergleich mit der reinen Aluminiumlegierung $A/55$; Als Weg wird die Lochaufweitung LA herangezogen

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 $F_{\max} = 103$ kN lässt sich keine weitere Laststeigerung erzielen, da die Aluminiummatrix vor dem Schraubenloch plastiziert ist.

In Abbildung 7-12 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 größeren Lochaufweitungen gegenüber der Aluminiumlegierung (Abbildung 7-11).

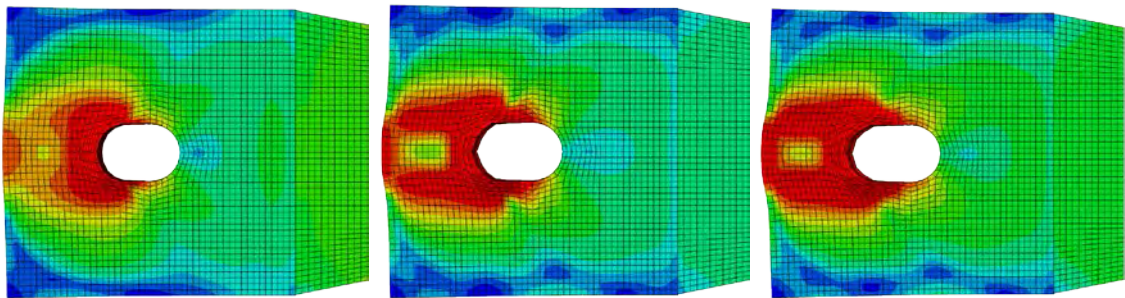


Abbildung 7-12 Vergleich der Spannungsverteilungen bei der jeweiligen maximal erreichbaren Kraft; *links*: Al_55; *mitte*: Al_C4; *rechts*: Al_G8

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 7-13) 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 7-12). 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 7.2.5 aufgeführt.

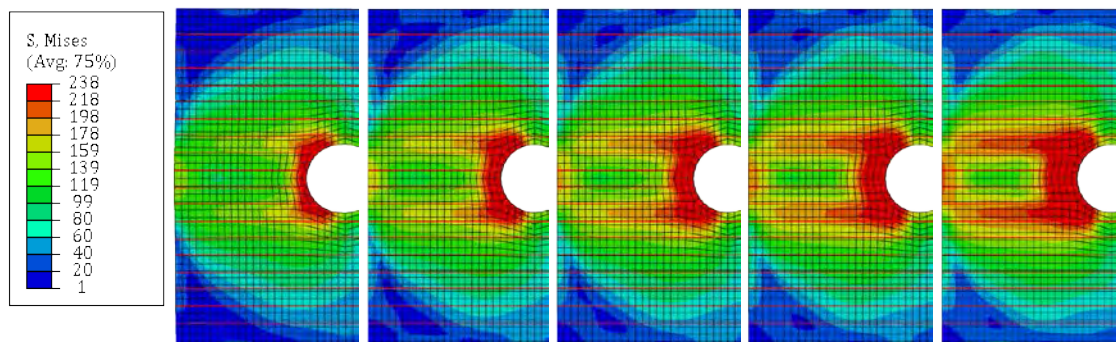


Abbildung 7-13 Entwicklung der Spannungsverteilung vor dem Schraubenloch über verschiedene Lastinkremente am Beispiel Al_C4; Die horizontalen roten Linien stellen die Faserlage dar; Laststeigerung von *links* nach *rechts*; konstante Farbskala;

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 7-14 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.

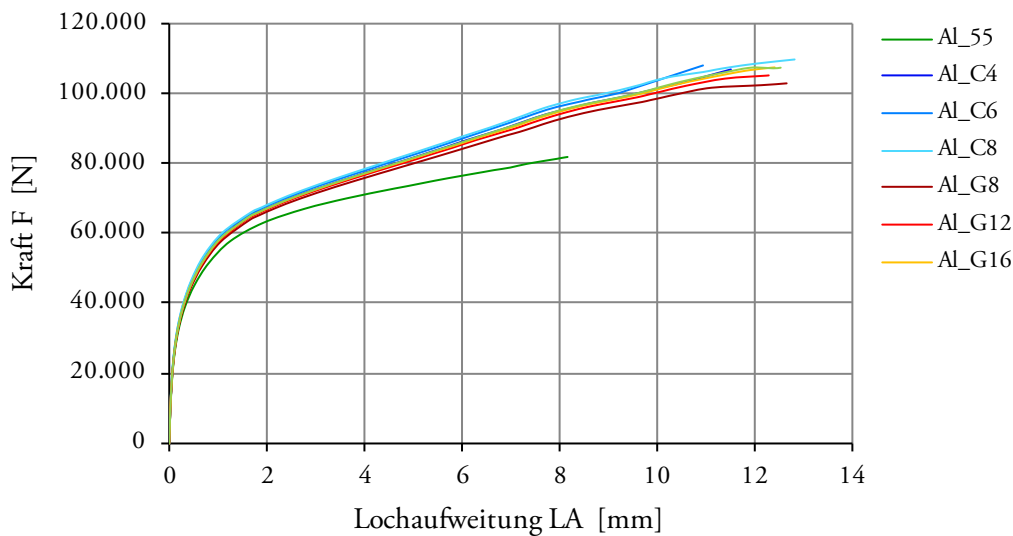


Abbildung 7-14 Kraft-Verformungs-Diagramm für verschiedene Faservolumina der unterschiedlichen Faserarten; C4 = 6,6 %; C6 = 9,9 %; C8 = 13,2 %; G8 = 7,1 %; G12 = 10,7 %; G16 = 14,2 %;

7.3.4 Bewertung der Ergebnisse

Das numerische Modell kann in Anbetracht der streuenden Datengrundlage 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 Faser-mengen und -arten prognostiziert werden. 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 wird. 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 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 von davon auszugehen ist, dass der auf die Traglast negativ wirkenden Aluminiumausguß vermieden werden kann. Nichtsdestotrotz sollten bei der Optimierung des Übergangs auch konstruktive Gesichtspunkte berücksichtigt werden (Kapitel 7.4).

In Tabelle 7-2 und Tabelle 7-3 sind zum Vergleich mit den anderen Werkstoffen und den Versuchsergebnissen, die Bruchlasten und erreichbaren Faserausnutzungsgrade aufgeführt.

	Traglast F_u	Lochleibungsspannung σ_{pb, o°	Verhältnis $F_{u, Al, G8} / F_u$
	kN	MPa	-
Fiberline ¹⁾	38	180	1,79
Fiberline ²⁾	50	240	1,36
S2-Glasfaser	85	425	0,80
Carbonfaser	70	366	0,97
AlSi7Mg0,3 ³⁾	88	440	0,77
AlSi7Mg0,3 ⁴⁾	108	540	0,63
AlMgSi0,5 ⁵⁾	71	355	0,96
AlZn4,5Mg1 ⁶⁾	145	725	0,47
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	1,55
Al_G16_Sim	107	535	1,57

Tabelle 7-2 Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilversuche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 4.4.2 und der numerischen Simulation; ¹⁾ Werte aus AbZ; ²⁾ Werte aus [8]; ³⁾ Werte aus den Zugversuchen; ⁴⁾ Werte aus [11]; ⁵⁾ Standardknetlegierung; ⁶⁾ hochfeste Legierung

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

Tabelle 7-3 Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten Referenzwerte, der Versuchsergebnisse und der Ergebnisse der numerischen Simulation;¹⁾ Angaben aus [11]; ²⁾ Herstellerangaben aus [68]; ³⁾ Herstellerangaben aus [69]; ⁴⁾ Herstellerangaben aus [21]

Tabelle 7-2 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 wie bei [11] für die gleiche Aluminiumlegierung erreicht werden könnten, wäre eine weitere Bruchlaststeigerung möglich.

Der Vergleich der Faserausnutzungsgrade zeigt, dass die ohnehin schon deutlich höheren Faserausnutzungsgrade der neuen Verbindung weiter erhöht werden könnten. Eine weitere Steigerung des Faservolumenanteils würde jedoch zu 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 gehoben werden.

7.4 Optimierung des Übergangs von der polymeren zur metallischen Matrix

Die Simulation der Verbindung 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 Aluminiumausguß für den vorzeitigen Bauteilbruch verantwortlich sind.

Der Menge des Aluminiumausguß ist abhängig von der Wirksamkeit des Selbstverschlus. Diese 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 Faservolumengehalte im Vergleich zu FKV mit $\varphi_f < 10\%$ gering. Zum andern ist eine konzentrierte Anordnung für die Einbringung der teilflüssigen Aluminiummatrix erforderlich.

Diese beiden Randbedingungen ermöglichen es 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, damit ein größerer Teil im gekühlten Bereich liegt und damit die Erstarrung innerhalb des Übergangsbereichs und damit 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.

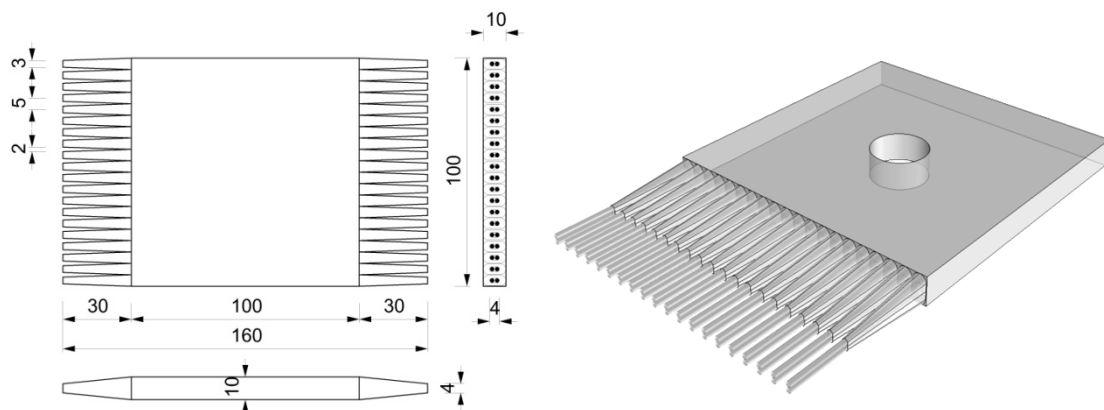


Abbildung 7-15 Grafische Darstellung der überarbeiteten Übergangsgeometrie in Draufsicht, Ansicht und Isometrie; Angaben in mm

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

7.4.1 Modellierung des Übergangs

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 das hier vorgestellte Projekt sind darüber hinaus aufgrund der konzentrierten Faseranordnung die Grenzflächeneigenschaften an der Faserbündelgrenze von Interesse. Da die Matriceigenschaften 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. Der Faserbündelquerschnitt 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.

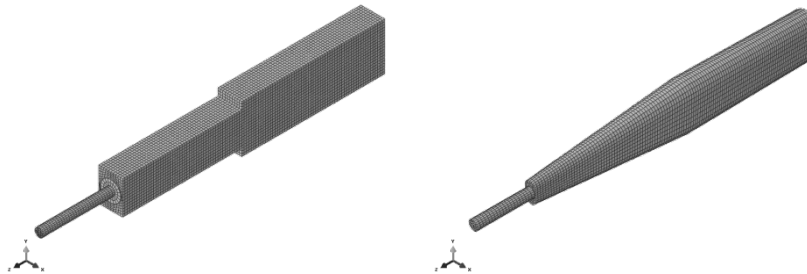


Abbildung 7-16 Darstellung der modellierten Geometrie; *links*: ausgeführte Geometrie; *rechts*: optimierte Geometrie

7.4.2 Ergebnisse der numerischen Berechnungen des optimierten Übergangs

In Abbildung 7-17 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 bereit bei $L = 10$ mm.

Bei diesem Vergleich ist sehr gut zu erkennen, dass die optimierte Geometrie zu eine gleichmäßigerem Spannungsverlauf führt als die abgestufte ausgeführte Variante. Die Neigungswinkel der Kurverläufe 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 Spannungen bei der optimierten Geometrie über die gesamte Übergangslänge ausgeleitet und damit sind die Schubspannungen geringer. Allerdings tritt auch bei der optimierten Geometrie ein relativ hoher Spannungsabfall im Anfang der Lastausleitung auf. Dieser 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.

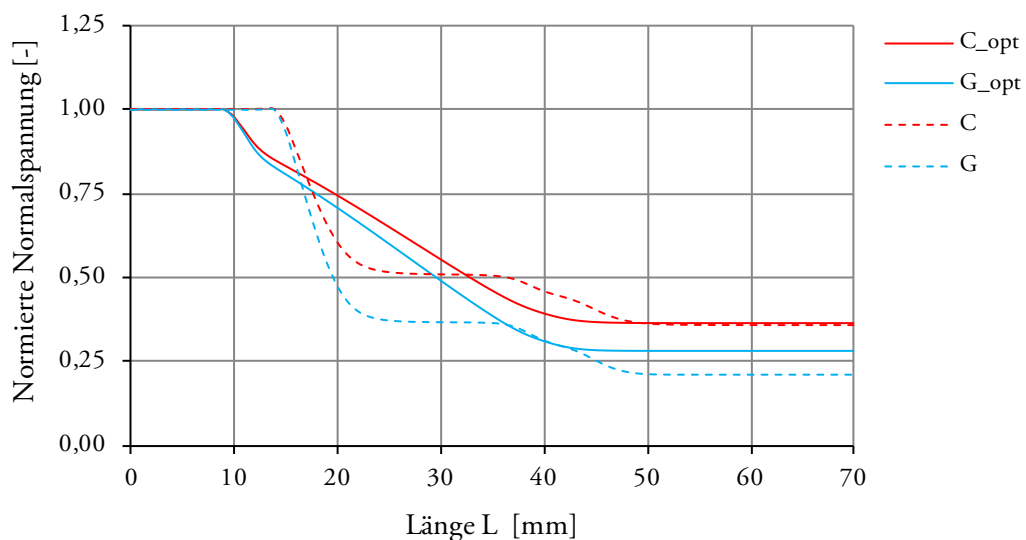


Abbildung 7-17 Vergleich der normierten Fasernormalspannungen über die Faserlänge der ausgeführten Bauteilgeometrie und der optimierten Form für die Glasfaser und Carbonfaser; $L = 0$ = Faserende; $L = 70$ mm = Matrixende

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass durch die vorgestellte Optimierung des Übergangs der Schubspannungsverlauf an der Faserbündelgrenzfläche positiv beeinflusst werden sollte.

8 Zusammenfassung und Ausblick

8.1 Zusammenfassung

Im Rahmen dieses Projekts 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 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. Dieses wiederum ist unter anderem von der Fasermenge abhängig. 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 Übergangszone. 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 aufzuzeigen. Das numerische Modell konnte anhand der Bauteilversuche, für diese Zwecke ausreichend, validiert werden. Die Simulationen ergaben, dass bei den ausgeführten Faservolumengehalten der Bauteilversuche eine weitere Laststeigerung bis etwa $F_{\max} = 103\text{ kN}$ bis 110 kN möglich erscheint.

Insgesamt wird die neue Verbindungstechnologie seitens der Verfasser als sehr vielversprechend eingestuft. Die bisherigen Ergebnisse sind für den Entwicklungsstand sehr gut, die Optimierungsmöglichkeiten sind bekannt und können anhand der im Rahmen dieses Projekts genutzten Bewertungskriterien schnell beurteilt und weiterentwickelt werden.

8.2 Ausblick

8.2.1 Verwendung im Bauwesen

Für die Verwendung dieser 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 können.

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, auf der sicheren Seite liegen würde und 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 höher Tragfähigkeit bzw. Resttragfähigkeit im Brandfall erzielt werden.

8.2.2 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. Im Vergleich zum Bauwesen wäre eine Verwendung in der Automobilbranche oder Luftfahrt vermutlich noch schneller realisierbar,

da dort die zum jetzigen Zeitpunkt bereits herstellbaren Halbzeuge eingesetzt werden könnten.

8.2.3 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. Ziel sollte es 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 Wärmeeintrag in Frage. Erste Versuche, das Rührreibschweißverfahren (friction stir welding) anzuwenden, waren an der MPA-Stuttgart bereits erfolgreich. Dieses könnte für die Anbindung an andere metallischen Werkstoffe oder für die Herstellung von Mehrschichtverbunden verwendet werden.

Literatur

- [1] Denonville, J.: Eine neue materialgerechte Fügetechnologie für unidirektionale Faser-verbundwerkstoffe durch partielle Substitution des polymeren mit einem metallischen Matrixwerkstoff am Beispiel von Carbon- und Glasfaser-Kunststoff-Verbunden, Universität Stuttgart, Institut für Leichtbau Entwerfen und Konstruieren, noch nicht veröffentlicht.
- [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 unter <http://e-pub.uni-weimar.de/opus4/frontdoor/index/index/docId/802> Aufruf: 3.2.2014, 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 teilflüssige/thixotrope 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, Ewald: 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] Fitzner, 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] Denonville, J. et al.: Materialgerechtes Fügen von Faserverbundprofilen (Kurztitel) Abschlussbericht, ILEK und IFU der Universität Stuttgart, August 2014.
- [26] Bieri, B.G.: Thixoforming von Aluminium-Silizium-Magnesium-Legierungen, Dissertation, Zürich: Eidgenössische Technische Hochschule Zuerich, 2000.
- [27] Chawla, N.; Chawla, K.K.: Metal Matrix Composites, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- [28] Everett, R.K. (Hrsg.); Arsenault, R.J. (Hrsg.): Metal matrix composites, Boston: Academic Press, 1991.
- [29] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium, Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg unter <<http://dx.doi.org/10.1007/978-3-540-69451-9>>, 2007.
- [30] 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.
- [31] 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.
- [32] Kainer, K.U.: Magnesium alloys and technology, [Oberursel]: DGM, 2003.
- [33] Messmer, G.: Gestaltung von Werkzeugen für das Thixo-Schmieden von Aluminium- und Messinglegierungen in automatisierten Schmiedezellen, Frankfurt [Main]: MAT-INFO, Werkstoff-Informationsges., 2006.
- [34] Kiuchi, M.; Kopp, R.: Mushy / Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future, CiRP-Manufacturing Technology, Tagungsbeitrag, 51, 2002, 653–670.
- [35] Siegert, K. et al.: Thixoschmieden von Aluminiumbauteilen, 7. Sächsische Fachtagung Umformtechnik, Tagungsbeitrag, Oktober 2000.
- [36] 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.
- [37] 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.
- [38] Feldhoff, A.: Beiträge zur Grenzschichtoptimierung im Metall-Matrix-Verbund Carbonfaser-Magnesium, Aachen: Shaker, 1998.
- [39] Kuhn, N.; Klapötke, T.M.: Allgemeine und Anorganische Chemie, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2014.

- [40] Ottmüller, M.: Leistungsfähigere Metall-Matrix-Verbundwerkstoffe durch Steuerung der Reaktionen an der Faser-Matrix-Grenzfläche, 2001.
- [41] Zabolotsky, A.A.: Structure and properties formation of metal matrix composites, *Composites Science and Technology*, 45 (1992), 3, 233–240.
- [42] 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.
- [43] Masson, J.-J.: Festigkeitsoptimierung aus Prepregs hergestellter kohlenstoffaserverstärkter Aluminiummatrix-Verbundwerkstoffe : 21 Tabellen, Köln: Wiss. Berichtswesen der DLR, 1992.
- [44] Frank, W.B. et al.: Aluminum, *Ullmann's Encyclopedia of Industrial Chemistry*, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2000.
- [45] Standage, A.E.; Gani, M.S.: Reaction Between Vitreous Silica and Molten Aluminium, *Journal of The American Ceramic Society* Vol. 50, No. 2, Vol. 50 (1967), 2, 101–105.
- [46] Jones, R.M.: *Mechanics of composite materials*, Washington: Scripta Book Comp., 1975.
- [47] Puck, A.: *Zur Beanspruchung und Verformung von GFK-Mehrschichten-Verbund-Bauelementen*, 1967.
- [48] Puck, A.: *Festigkeitsanalyse von Faser-Matrix-Laminaten: Modelle für die Praxis*, München: Hanser, 1996.
- [49] Beck, F.U.: *Verbindungstechnik strukturell tragender CFK-Al-Mischverbindungen im Automobilbau*, Göttingen: Cuvillier, 2013.
- [50] Schlaich, M. et al.: Zugelemente aus CFK und ihre Verankerungen, *Bautechnik*, 89 (2012), 12, 841–850.
- [51] Kolesnikov, B.; Herbeck, L.; Fink, A.: CFRP/titanium hybrid material for improving composite bolted joints, *Composite Structures*, 83 (2008), 4, 368–380.
- [52] Hau, E.: *Windkraftanlagen: Grundlagen, Technik, Einsatz, Wirtschaftlichkeit*, Berlin: Springer, 2008.
- [53] Wiedemann, J.: *Leichtbau Elemente und Konstruktion*, Berlin; New York: Springer, 2007.
- [54] Wilmes, H. et al.: *Festigkeitsanalysen von bolzenverbindungen für CFK-Bauteile mit der Ziel der Erstellung von Dimensionierungsrichtlinien*, 1999.
- [55] 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.
- [56] Fischer, O.W.: *Faserbruchgeschehen in kohlenstoffaserverstärktem Kunststoff*, Aachen: Mainz, 2003.
- [57] Lechnickij, S.G.: *Anisotropic plates*, New York [u.a.]: Gordon & Breach, 1968.
- [58] Verein Deutscher Ingenieure: *VDI-Richtlinie 2014: Entwicklung von Bauteilen aus Faser-Kunststoff-Verbund - Berechnung*, Beuth Verlag, September 2006.
- [59] Arbeitskreis „Tragende Kunststoffbauteile“ des Bau-Überwachungsvereins (BÜV): *BÜV Empfehlung: Tragende Kunststoffbauteile im Bauwesen - Entwurf, Bemessung und Konstruktion*, August 2010.
- [60] 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.

- [61] Gray, E.F.: Structural Plastics Design Manual, (1984).
- [62] Fiberline Composite A/S: Fiberline Konstruktionshandbuch, Mai 2003.
- [63] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 1259-1: Glas-Teil 1: Begriffe für Glasarten und Glasgruppen, Beuth Verlag GmbH, September 2001.
- [64] Kopp, J.: Zur Spannungs- und Festigkeitsanalyse von unidirektionalen Faserverbundkunststoffen, Dissertation, Aachen: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 2000.
- [65] 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.
- [66] Diem, H.: Tragfähigkeit von Bolzenverbindungen in dickwandigen Faserverbundstrukturen, Technische Universität München, 2007.
- [67] 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.
- [68] AGY: Datenblatt für S2-Glasfasern.
- [69] Torayca: Produktdatenblatt für T300 - No.CFA 001.
- [70] 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.
- [71] 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.
- [72] Younes, A. et al.: Materialverhalten von AR-Glas- und Carbonfilamentgarnen unter Dauerlast- sowie unter Hoch-temperatureinwirkung, 4th Colloquium on Textile Reinforced Structures, Tagungsbeitrag, 4th Colloquium on Textile Reinforced Structures, Dresden.
- [73] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben.
- [74] DIN Deutsches Institut für Normung e.V.: DIN EN ISO 6892-1: Metallische Werkstoffe-Zugversuche-Teil 1 - Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Dezember 2009.
- [75] Gabriel, M.: Numerische Untersuchungen zur Tragfähigkeit einer Schraubenverbindung von Faser-Aluminium-Bauteilen, Betreuer: Jürgen Denonville, Juli 2013.
- [76] Rust, W.: Nichtlineare Finite-Elemente-Berechnungen: Kontakt, Geometrie, Material, Vieweg+Teubner Verlag / Springer Fachmedien Wiesbaden GmbH, Wiesbaden, 2011.
- [77] 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> : Fiberglasshaus 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	3
Abbildung 3-1	Grafische Darstellung eines unidirektionalen Verbundwerkstoffs (UD) und eines Mehrschichtverbunds (MSV) [2]	9
Abbildung 3-2	Einfluss des Faserdurchmessers/Faservolumens auf die erreichbare Zugfestigkeit am Beispiel von Glasfasern; nach [15], entnommen aus [2]	10
Abbildung 3-3	Spannungs-Dehnungsdiagramm für verschiedene Fasertypen aus [17]	11
Abbildung 3-4	Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von $T = 24$ h aus [18]	12
Abbildung 3-5	Herstellungsverfahren im Verhältnis auf das erreichbare Faservolumen [4]; RTM = Resin Transfer Moulding, SMC = Sheet Moulding Compound	18
Abbildung 3-6	Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [6]	18
Abbildung 3-7	Form zur Herstellung des polymer gebundenen Faseranteils der Bauteilversuche; <i>links</i> : Draufsicht mit einem Testbauteil ohne Abdeckung; <i>rechts</i> : Isometrie ohne Abdeckung	19
Abbildung 3-8	Schematische Darstellung des Squeeze-Casting-Verfahrens zur Herstellung von FMV [27]	20
Abbildung 3-9	Entwicklung der spezifischen Oberfläche in Abhängigkeit des Faservolumens und des Faserdurchmessers nach [32]	21
Abbildung 3-10	Schematische Darstellung eines globularen Gefüges und dessen Bewegung bei Gestaltänderung [34]	22
Abbildung 3-11	Einfluss der Formgebungstemperatur auf die Formteilkomplexität und Bauteilfestigkeit mit Zuordnung der Verfahrensbezeichnungen [36]	23
Abbildung 3-12	Vereinfachte Darstellung des Thixoschmiedeverfahrens im offenen Gesenk [33]	23
Abbildung 3-13	Verbundfestigkeit in Abhängigkeit des Volumenanteil des Aluminiumcarbids (Al_4C_3) [41]	25
Abbildung 3-14	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 [45]	26
Abbildung 3-15	Exemplarische Darstellung unterschiedlicher Faser-Matrix-Kombinationen für Verbundwerkstoffe entnommen aus [14]	27
Abbildung 3-16	Versagensarten unterschieden zwischen Faserbruch und Zwischenfaserbruch [48]	28
Abbildung 4-1	Beispiele der für FKV eingesetzten Verbindungsarten [2]	30
Abbildung 4-2	Übersicht über Verbindungstechniken für Zugglieder aus CfK aus [50]; Die in der Tabelle aufgeführten Quellen beziehen sich auf die Quellenangaben in [50] (Hervorhebung durch den Verfasser)	31
Abbildung 4-3	CfK/Titan-Verbund aus [51]; <i>links</i> : Übergang von Titan zu CfK; <i>rechts</i> : Hybridverbund CfK mit Titaneinlagen	32

Abbildung 4-4	Rotorblattanschluss von Windkraftanlagen aus [52]; <i>links</i> : eingeklebte Aluminiumflansche; <i>rechts</i> : einlamierte Hülsen	32
Abbildung 4-5	<i>links</i> : Stabwerkmodell einer einfachen Lochleibungsverbindung unter Zugbelastung; <i>rechts</i> : Versagensarten einer Lochleibungsverbindung aus [54]	33
Abbildung 4-6	Exemplarische Darstellung der Spannungsüberhöhungen im Wangenbereich	34
Abbildung 4-7	Bezeichnung und schematische Darstellung der Versagensarten aus [59]	35
Abbildung 4-8	Bezeichnungen Bauteilabmessungen für die Nachweisführung aus [59]	36
Abbildung 4-9	Abmessungen der Verbindung für die Nachweise der Vergleichsbauteile; Bauteildicke $t = 10$ mm (Angaben in mm)	44
Abbildung 5-1	Vereinfachte Darstellung der wesentlichen Veränderungen des Herstellungsverfahrens	48
Abbildung 5-2	Geometrie des Aluminiumanteils der Bauteile in Draufsicht, Ansicht und Isometrie mit Abmessungen (Angaben in mm)	49
Abbildung 5-3	Schematische Darstellung zweier Ausführungsvarianten für den Matrixübergang	50
Abbildung 5-4	Erstes Werkzeugkonzept mit unterschiedlichen Bauteilübergängen	51
Abbildung 5-5	Zweites Werkzeugkonzept mit einer zweiseitig geöffneten Kavität	52
Abbildung 5-6	Schnittansicht des Formgebungswerkzeugs mit offener Kavität	53
Abbildung 5-7	Ergebnisse thermodynamischer Simulation zur Auslegung der Werkzeugbeheizung und -kühlung	55
Abbildung 5-8	Ergebnisse aus der Strömungssimulation des Materialflusses; <i>links</i> : Darstellung des Festphasenanteils; <i>rechts</i> : Darstellung des Kavitätsinnendrucks	58
Abbildung 5-9	Montiertes und in den Pressenraum eingebautes Formgebungswerkzeug	59
Abbildung 5-10	Verfahrensablauf des Herstellungsverfahrens in Bildern a) bis f)	60
Abbildung 5-11	Darstellung der Trennschnittposition für die Überprüfung der Faserinfiltration	62
Abbildung 5-12	Exemplarische Darstellung eines Schnittbilds für den Schnitt A-A	62
Abbildung 5-13	Mikroskopaufnahmen des in Abbildung 5-12 markierten Faserstrangs in 100-, 500- und 1000-facher Vergrößerung (Faserdurchmesser $d_f = 7 \mu\text{m}$)	62
Abbildung 5-14	Finale Faseranordnung bei der Bauteilherstellung (Angaben in mm)	63
Abbildung 5-15	Einspannvorrichtung; <i>links</i> : unterer Teil oben offen; <i>rechts</i> : geschlossen	64
Abbildung 5-16	Vorspannvorrichtung im eingebauten Zustand; <i>links</i> : vollständige Darstellung des Werkzeugs; <i>rechts</i> : Draufsicht des unteren Teils des Werkzeugs	65
Abbildung 5-17	Schematische Darstellung der Aluminiumschmelze nach dem Eingießen vor dem Formschluss	66
Abbildung 5-18	Exemplarische Darstellung der Ergebnisse einer Temperaturmessung für die Zieltemperatur $T = 140$ °C	66
Abbildung 5-19	Ergebnis der Temperaturmessung für eine Zieltemperatur von $T = 140$ °C, bezogen auf die Formenabmessungen anhand eines Schnitts durch die geschlossen Form	67
Abbildung 5-20	Drei mit Carbonfasern und Aluminiummatrix hergestellte Bauteile	68
Abbildung 5-21	Unterseite zweier glasperlgestrahelter Bauteile; <i>links</i> : einfache Ansicht; <i>rechts</i> : Ansicht mit markierten Fließfronten	69
Abbildung 5-22	Verfärbung an AR-Glasfasern unter steigender Temperatur, aus [72]	70

Abbildung 5-23	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)	70
Abbildung 5-24	Bestimmung des Faservolumenanteils eines sehr gut infiltrierten Faserbündels; <i>links</i> : Carbonfaser; <i>rechts</i> : Glasfaser	71
Abbildung 6-1	Experimentell untersuchte Bereiche des neuen Verfahrens; A = MMC; B = Übergang von MMC zu PMC, C = Bauteil	72
Abbildung 6-2	Faserlage innerhalb der Probekörper für die untersuchten Fasermengen	74
Abbildung 6-3	<i>links</i> : Grafische Darstellung der Sollmaße der Probekörper für Zugversuche (Angaben in mm); <i>rechts</i> : zugeschnittene Zugproben mit Farbkodierung	75
Abbildung 6-4	Draufsicht einer geprüften Probe mit angeschnittenen Fasern	76
Abbildung 6-5	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminiumzugproben	78
Abbildung 6-6	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2	79
Abbildung 6-7	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	80
Abbildung 6-8	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4	81
Abbildung 6-9	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser -Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	82
Abbildung 6-10	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8	83
Abbildung 6-11	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Carbonfaser -Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	84
Abbildung 6-12	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2	85
Abbildung 6-13	Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 2; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	86
Abbildung 6-14	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4	87
Abbildung 6-15	Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 4; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	88
Abbildung 6-16	Spannungs-Dehnungsdiagramm der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8	89
Abbildung 6-17	Spannungs-Dehnungsdiagramme der Aluminium-Glasfaser-Zugproben; Anzahl der Rovings: 8; <i>links</i> : mittig entnommen; <i>rechts</i> : randnah entnommen	90
Abbildung 6-18	Vergleich ausgewählter Spannungs-Dehnungs-Verläufe von AlSi7Mg0,3-Zugproben	91
Abbildung 6-19	Theoretische Spannungs-Dehnungs-Verläufe gemäß RoM für AL_C2,4,8; AL_G2,4,8 unter Verwendung der Proben, <i>Alu_06_R_23</i> (AL) und <i>AL5</i>	92
Abbildung 6-20	Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination AL_C; <i>links</i> : Versuchsergebnisse	

	solo; <i>rechts</i> : Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der Verbundpartner selbst	94
Abbildung 6-21	<i>links</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche, ergänzt durch die Versuchsergebnisse der Proben <i>AL4</i> und <i>AL5</i> ; <i>rechts</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe des Faseranteils im Vergleich mit den zugehörigen Verbundproben	96
Abbildung 6-22	Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Vorversuche zu Carbonfaserverstärkten Proben mit einem Faservolumen von $\varphi = 18,9 \%$, mittige entnommen, ergänzt durch die Werte der Verbundpartner ; Werte entnommen aus [71]	98
Abbildung 6-23	Vergleich ausgewählter Versuchsergebnisse für die unterschiedlichen Faservolumenanteile der Kombination <i>AL_G</i> ; <i>links</i> : Versuchsergebnisse solo; <i>rechts</i> : Versuchsergebnisse ergänzt um die theoretischen Kennlinien der gleichen Faservolumina und der Verbundpartner	100
Abbildung 6-24	<i>links</i> : Spannungs-Dehnungs-Verläufe für die Aluminiummatrix berechnet aus den Ergebnissen der Verbundversuche <i>G2</i> , <i>G4</i> und <i>G8</i> , 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	101
Abbildung 6-25	Probekörpergeometrie Auszugsversuche in Ansicht und Draufsicht; Angaben in mm	105
Abbildung 6-26	Probe <i>C4_AZ04</i> vor und nach der Bearbeitung als Beispiel für Faseranschnitt	106
Abbildung 6-27	Kraft-Weg-Beziehung der Auszugsversuche mit Carbonfaser (Erstversuch) der Fasermengen <i>C2</i> , <i>C4</i> und <i>C8</i> , Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 6-25	108
Abbildung 6-28	Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit C-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle	109
Abbildung 6-29	Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen <i>C2</i> , <i>C4</i> und <i>C8</i> ; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten.	111
Abbildung 6-30	Auszugsversuche der C-Faser mit DMS im Vergleich mit Ergebnissen der ausgewählten Zugproben	112
Abbildung 6-31	Kraft-Weg-Diagramm der Auszugversuche mit Glasfaser (Erstversuch), der Fasermengen <i>G2</i> , <i>G4</i> und <i>G8</i> , Probekörpergeometrie gemäß Abbildung 6-25	114
Abbildung 6-32	Kraft-Weg-Diagramm ausgewählter Zugversuche der Reststücke (Zweitversuch) der Fasermengen <i>G2</i> , <i>G4</i> und <i>G8</i> ; ergänzt um die mittels numerischer Berechnung ermittelten theoretischen Steifigkeiten (Sim)	115
Abbildung 6-33	Bruchbilder von ausgewählten Auszugsversuchen der mit G-Fasern verstärkten Proben; Auswahlkriterien: maximale (relative) Bruchkraft und Versagensstelle	116
Abbildung 6-34	Spannungs-Dehnungsdiagramme der mit DMS versehenen Proben der Reihen <i>G4</i> und <i>G8</i> im Vergleich mit Referenzproben der Zugversuche	117
Abbildung 6-35	Abmessungen der Prüfkörper für Bauteilversuche in Draufsicht (oben) und Längsschnitt (unten); Maße in [mm]	119
Abbildung 6-36	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	121
Abbildung 6-37	Versuchsanordnung für die Bauteilversuche; Angaben in mm	122

Abbildung 6-38	Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche <i>ALC4 (BT1 bis BT5)</i>	123
Abbildung 6-39	Bruchbilder der Bauteilversuche mit Carbonfasern	124
Abbildung 6-40	Ergebnisse der DMS-Messungen an den Bauteilen mit Carbonfasern bezogen auf die Prüfkraft; Zuordnung der Kurven zu den Bauteilen über die Bruchkraft	125
Abbildung 6-41	Kraft-Weg-Diagramm der Bauteilversuche <i>ALG8 (BT1 bis BT5)</i>	126
Abbildung 6-42	Bruchbilder der Bauteilversuche mit Glasfasern	127
Abbildung 6-43	Ergebnisse der DMS 1, 2, 3, 4, 6 der Bauteile <i>BT1 bis BT3</i> bezogen auf die Prüfkraft	128
Abbildung 7-1	wirkebenenbezogenes Bruchkriterium einer UD-Schicht nach [48]; <i>links:</i> ohne Berücksichtigung der Fasernormalspannung aus [48] ; <i>rechts:</i> mit Berücksichtigung der Fasernormalspannung [2]	132
Abbildung 7-2	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	136
Abbildung 7-3	Darstellung der modellierten Geometrie; <i>von links nach rechts:</i> Gesamtmodell, Faserlagen, Bolzen, Aluminiumplatte	138
Abbildung 7-4	<i>links:</i> theoretischer Lochleibungsspannung nach [77]; <i>rechts:</i> Leibungsspannungsverlauf in der numerischen Simulation.	139
Abbildung 7-5	Draufsicht der modellierten Verbindung; <i>links</i> unverformt; <i>mitte:</i> verformt; <i>rechts:</i> Schraubenloch ohne Bolzen verformt; Überhöhungsfaktor = 1,0.	139
Abbildung 7-6	Faseranordnung der in Abbildung 7-7 dargestellten Ergebnisse der Simulation	140
Abbildung 7-7	Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den <i>AI_G8</i> -Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation	140
Abbildung 7-8	Darstellung der einzelnen DMS-Messung der <i>AI_G8</i> -Bauteile im Vergleich zu den berechneten Dehnung mittels numerischer Simulation (Sim)	141
Abbildung 7-9	Vergleich der DMS-Messungen der Bauteilversuche an den <i>AI_C4</i> -Bauteilen mit den Ergebnissen der Simulation	142
Abbildung 7-9	Darstellung der einzelnen DMS-Messung der <i>AI_C4</i> -Bauteilversuche im Vergleich zu den berechneten Dehnung mittels numerischer Simulation (Sim)	143

Tabellenverzeichnis

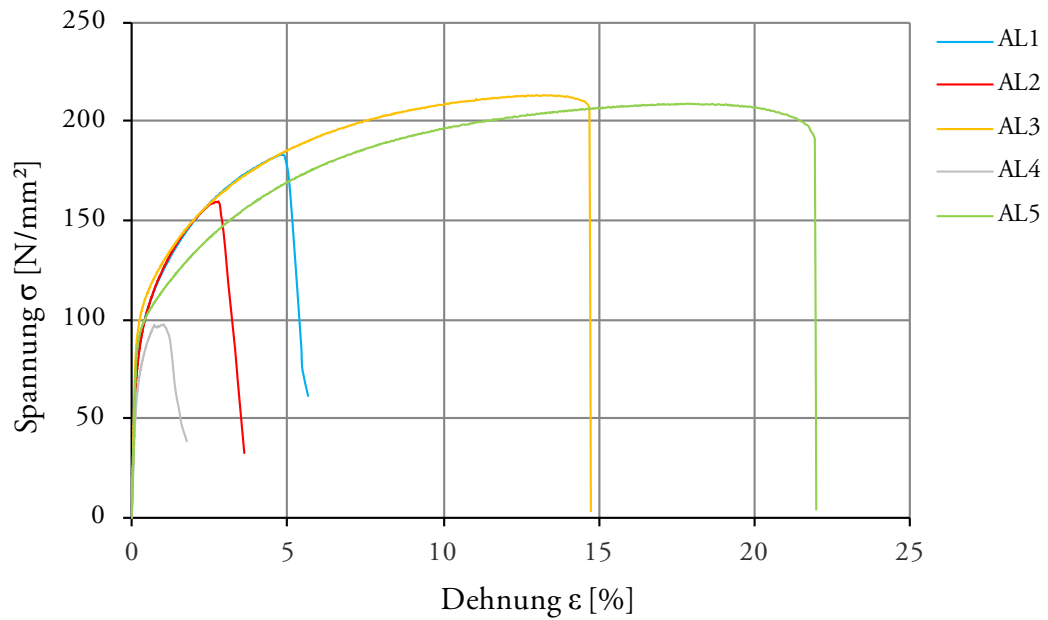
Tabelle 3-1	Materialkennwerte verschiedener Glasfaserarten aus [2]	12
Tabelle 3-2	Tabellarische Auflistung der Veränderung der Zugfestigkeit unterschiedlicher Fasern in Abhängigkeit der Temperatur bei einer Auslagerungsdauer von T = 24 h aus [18]	13
Tabelle 3-3	Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Glasfaser	14
Tabelle 3-4	Materialkennwerte verschiedener Carbonfaserarten aus [2]; (S = Super; I = Intermediate; U = Ultra)	14
Tabelle 3-5	Geometrische und mechanische Kenndaten der verwendeten Carbonfaser	15
Tabelle 3-6	Übersicht verschiedener polymerer Matrixwerkstoffe aus [22]	16
Tabelle 3-7:	Materialkennwerte des Epoxidharzsystems bestehend aus dem Harz <i>Epikote Resin LR235</i> und Härter <i>Epikure Curing Agent LH235</i> der Firma Momentive [23]	16
Tabelle 3-8	Im Rahmen des Forschungsprojekts untersuchte Aluminiumlegierungen [25]	17
Tabelle 3-9	Chemische Zusammensetzung der verschiedenen Glasfaserarten [18]	26
Tabelle 4-1	Materialkennwerte der Fiberline Profile aus [8]	34
Tabelle 4-2	Minimale Rand- und Lochabstände gemäß [7]	37
Tabelle 4-3	Materialkennwerte der Fiberline Profile; ¹⁾ aus [7]; ²⁾ aus [8]	37
Tabelle 4-4	Grenzdehnungen für den Nachweis des Grenzzustands der Gebrauchstauglichkeit, ergänzt um die zugehörigen Materialparameter aus [7]	38
Tabelle 4-5	Materialkennwerte der UD-Schicht S-Glas + LY556/HY917/DY070 aus [56]; ¹⁾ berechnete Werte; ²⁾ Versuchsergebnis von [56]; ³⁾ Versuchsergebnisse von [64]	39
Tabelle 4-6	Materialkennwerte der UD-Schicht C-Faser; ¹⁾ Werte aus [56] T300 + LY556/HY917/DY070; ²⁾ Versuchsergebnis von [56]; ³⁾ Versuchsergebnis von [65]; ⁴⁾ Versuchsergebnis aus [64]; ⁵⁾ Versuchsergebnis aus [51]; ⁶⁾ Werte aus [55] für UD-CfK mit $\varphi_f = 60\%$ ohne Materialangaben	40
Tabelle 4-7	Mindest- und Regelabstände für Schraubenverbindungen nach [67], bezogen auf den Lochdurchmesser d_o	41
Tabelle 4-8	Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen für verschiedene Aluminiumlegierungen; ¹⁾ Vorversuche MFF; ²⁾ aus [11]; ³⁾ aus [67]	42
Tabelle 4-9	Referenzwerte ; ¹⁾ Werte und Nachweise nach AbZ [7]; ²⁾ Maximalwert aus Tabelle 4-3, Nachweise gemäß [58] und [59]; ³⁾ Werte aus Tabelle 4-5, Nachweise gemäß [58] und [59]; ⁴⁾ Maximalwerte aus Tabelle 4-6, Nachweise gemäß [58] und [59]	46
Tabelle 4-10	Referenzwerte ; ¹⁾ Vorversuche MFF; ²⁾ aus [11]; ³⁾ Standard-Knetlegierung; ⁴⁾ hochfeste Legierung	46
Tabelle 4-11	Vergleich der Faserfestigkeit mit den Faserspannungen bei Bruch des Bauteils; ¹⁾ Angaben aus [11]; ²⁾ Herstellerangaben [68]; ³⁾ Herstellerangaben [69]	46
Tabelle 5-1	Randbedingungen der Simulation zur Auslegung der Werkzeugbeheizung bzw. -kühlung	54
Tabelle 5-2	Verwendete Eingabewerte im Programm Flow-3D	57
Tabelle 6-1	Untersuchte Parameter der Zugversuche	73

Tabelle 6-2	Sollmaße der Probekörper für die Zugversuche; Bezeichnungen gemäß DIN 50125 [73]	74
Tabelle 6-3	Sollmaße der Probekörper der Vorversuche aus [71]	76
Tabelle 6-4	Einstufungsbereiche der visuell abgeschätzten Infiltrationsgüte	77
Tabelle 6-5	Abkürzungen für die Bruchstelle und Bruchart	77
Tabelle 6-6	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium	78
Tabelle 6-7	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 2	79
Tabelle 6-8	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 4	81
Tabelle 6-9	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Carbonfaser; Anzahl der Rovings: 8	83
Tabelle 6-10	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 2	85
Tabelle 6-11	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 4	87
Tabelle 6-12	Tabellarische Darstellung der Versuchsergebnisse; Zugversuche Aluminium-Glasfaser; Anzahl der Rovings: 8	89
Tabelle 6-13	Festigkeit, Bruchdehnung, Elastizitätsmodul der Verbundpartner und daraus ermittelte Kennwerte der Verbundwerkstoffe in Abhängigkeit der theoretischen Faservolumenanteile gemäß RoM	93
Tabelle 6-14	Vergleich der Steigungen des faserdominierten Bereichs ($0,15 \% < \varepsilon < 0,6 \%$) der ausgewählten Aluminium-Carbonfaser-Proben	95
Tabelle 6-15	Untersuchte Parameter der Auszugsversuche	104
Tabelle 6-17	Referenzwerte für Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit C-Fasern verstärkten Proben	109
Tabelle 6-18	Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ_C2,C4&C8 erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander	110
Tabelle 6-19	Referenzwerte für Abgleich der Versuchsergebnisse der Auszugsversuche und nachgelagerten Zugversuche der mit G-Fasern verstärkten Proben	113
Tabelle 6-20	Zusammenstellung der bei den Auszugsversuchen und den nachgelagerten Zugversuchen an den Probenreihen AZ_G2,G4&G8 erreichten Bruchkräfte; ergänzt durch eine Bruchbildbeschreibung, die theoretischen Bruchkräfte und deren Verhältnis zueinander	113
Tabelle 6-21	Ergebnisse der Bauteilversuche mit Carbonfasern	124
Tabelle 6-22	Ergebnisse der Bauteilversuche mit Glasfasern	127
Tabelle 6-23	Vergleich der Traglasten und Lochleibungsspannungen bei Bruch der Bauteilversuche im Vergleich zu den Referenzwerten aus Kapitel 4.4.2; ¹⁾ Werte aus AbZ; ²⁾ Werte aus [8]; ³⁾ Werte aus den Zugversuchen; ⁴⁾ Werte aus [11]; ⁵⁾ Standardknetlegierung; ⁶⁾ hochfeste Legierung	130
Tabelle 6-24	Vergleich der nutzbaren Faserfestigkeiten; ¹⁾ Angaben aus [11]; ²⁾ Herstellerangaben aus [68]; ³⁾ Herstellerangaben aus [69]; ⁴⁾ Herstellerangaben aus [21]	130
Tabelle 7-1	angenommene Materialkennwerte für die numerischen Berechnungen; ¹⁾ aus der Modellbildung (embedded region);	135

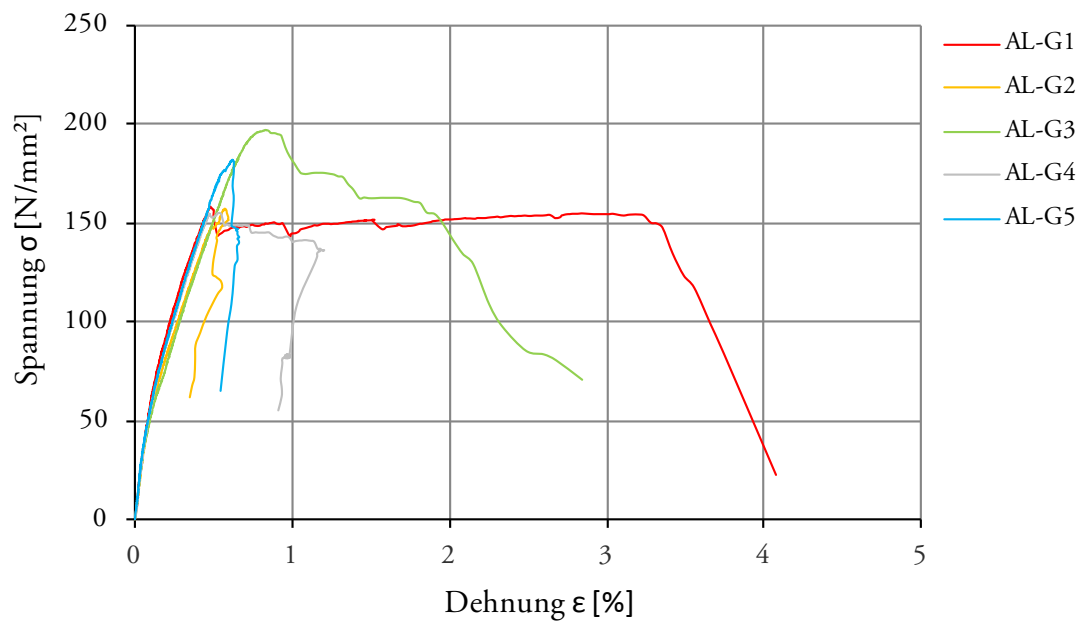
Anhang

Anhang 1 Ergebnisse der Zugversuche aus [71]

Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Zugproben aus reinem Aluminium AlSi7Mg0,3.



Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Zugproben aus Aluminium mit Glasfasern



Spannungs-Dehnungs-Diagramm der Zugproben aus Aluminium mit Carbonfasern

