

# **IVW - Schriftenreihe Band 137**

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

---

**Sebastian Nissle**

**Zur Kraftübertragung zwischen  
NiTi-Formgedächtnislegierungen  
und Faserkunststoffverbunden  
in aktiven Hybridstrukturen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <<http://dnb.ddb.de>> abrufbar.

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek lists this publication in the Deutsche Nationalbibliografie; detailed bibliographic data is available in the Internet at <<http://dnb.ddb.de>>.

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH  
Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer  
Erwin-Schrödinger-Straße  
TU Kaiserslautern, Gebäude 58  
67663 Kaiserslautern  
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: sedruck.de  
Ludwig-Hupfeld-Straße 16  
D – 04178 Leipzig

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2019

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdrucks, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photographie, Mikroskopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.  
ISSN 1615-021X  
ISBN 978-3-944440-34-7



# **Zur Kraftübertragung zwischen NiTi-Formgedächtnislegierungen und Faserkunststoffverbunden in aktiven Hybridstrukturen**

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik  
der Technischen Universität Kaiserslautern  
zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)**

genehmigte

**Dissertation**

von

Herrn

Dipl.-Ing. Sebastian Nissle

aus Frankenthal (Pfalz)

Tag der mündlichen Prüfung: 19. Juli 2019

Dekan:	Prof. Dr.-Ing. Tilmann Beck
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Ulf Paul Breuer
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Frank Balle



*Meiner Familie*



## **Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter im Kompetenzfeld „Tailored and Smart Composites“ der Abteilung Werkstoffwissenschaft des Instituts für Verbundwerkstoffe in Kaiserslautern in den Jahren 2013 bis 2018.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Ulf Breuer für die ausgezeichnete Betreuung meiner Arbeit. Er ermöglichte mir ein eigenständiges und selbstbestimmtes wissenschaftliches Arbeiten. Er förderte die freie Entfaltung meiner Ideen und verhalf mir somit zum Entstehen dieser Arbeit. Danken möchte ich auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Frank Balle und Prof. Dr.-Ing. Joachim Hausmann für das Interesse an meiner Arbeit sowie die Übernahme des Zweitgutachtens bzw. des Prüfungsvorsitzes. Mein weiterer besonderer Dank gilt meinem Kompetenzfeldleiter Martin Gurka für seine Unterstützung sowie das entgegengebrachte Vertrauen. Der gegebene Freiraum und die eingebrachten Anregungen machten die Arbeit in der vorliegenden Form möglich. Auch Moritz Hübler möchte dafür ich einen besonderen Dank aussprechen, dass er mein Interesse am Thema der aktiven Hybridstrukturen geweckt und gefördert sowie für die zahlreichen konstruktiven Diskussionen.

Mein weiterer Dank gilt den Mitarbeitern des IVW, die durch ihre kollegiale und hilfsbereite Art wesentlich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonders bedanken möchte ich mich bei Thorsten Becker, Selin Engel, Stefan Gabriel, Hermann Giertsch, Mark Kopietz, Tim Krooß, Ariane McCauley, Nils Neblung, Stefan Schmitt, Ralf Schimmele, Julia Vogtmann und Petra Volk. Auch allen Studenten, die mich durch die Anfertigung ihrer studentischen Arbeiten unterstützt haben, möchte ich danken. Des Weiteren gilt mein Dank Florian Mohr für das Korrekturlesen dieser Arbeit.

Außerdem möchte ich meinen Eltern herzlich dafür danken, dass sie mich immer und uneingeschränkt auf meinem Lebensweg unterstützt haben und somit diese Arbeit erst ermöglicht haben. Meiner Frau Vanessa danke ich für das Verständnis und den Rückhalt, den sie mir bietet. Unserer Tochter Lena danke ich für die zusätzliche Motivation und die gute Laune, die sie jeden Tag aufs Neue verspricht.





**Inhaltsverzeichnis**

<b>Inhaltsverzeichnis .....</b>	<b>I</b>
<b>Kurzfassung.....</b>	<b>V</b>
<b>Abstract.....</b>	<b>VII</b>
<b>Abkürzungsverzeichnis .....</b>	<b>IX</b>
<b>1 Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2 Stand der Technik .....</b>	<b>3</b>
<b>2.1 Formgedächtnislegierung .....</b>	<b>3</b>
2.1.1 Formgedächtniseffekt.....	7
2.1.2 NiTi-Formgedächtnislegierungen .....	10
2.1.3 Mechanische Anbindung von FGL-Aktoren .....	12
<b>2.2 Faser-Kunststoff-Verbund .....</b>	<b>14</b>
2.2.1 Verstärkungsfasern .....	15
2.2.2 Polymermatrices.....	16
2.2.3 Grenzschicht, Faser-Matrix-Wechselwirkung .....	19
2.2.4 Quasistatische mikromechanische Messmethoden für die Faser-Matrix-Haftung .....	20
<b>2.3 FKV-Metall-Hybridstrukturen.....</b>	<b>22</b>
2.3.1 Kraftübertragung zwischen FKV und Metall .....	22
<b>2.4 FKV-FGL-Hybridstrukturen .....</b>	<b>25</b>
2.4.1 Kraftübertragung zwischen FKV und FGL.....	25
2.4.2 Spannungsverteilung innerhalb eines aktiven Hybridverbunds .....	25
2.4.3 Ansätze zur Kraftübertragung zwischen FKV und FGL .....	27
2.4.4 Messung der übertragbaren Kraft zwischen FKV und FGL .....	32
<b>3 Ziele und Vorgehensweise .....</b>	<b>39</b>

---

<b>4</b>	<b>Materialien und Materialcharakterisierung .....</b>	<b>43</b>
<b>4.1</b>	<b>Materialien .....</b>	<b>43</b>
4.1.1	Formgedächtnislegierung .....	43
4.1.2	Polymermatrix .....	43
4.1.3	Faserkunststoffverbund .....	43
4.1.4	Nähgarn .....	44
4.1.5	Additiv gefertigte Krafeinleitungselemente .....	44
<b>4.2</b>	<b>Materialcharakterisierung.....</b>	<b>45</b>
4.2.1	Formgedächtnislegierung.....	45
4.2.2	Polymermatrix .....	46
<b>5</b>	<b>Experimentelle Untersuchung.....</b>	<b>51</b>
<b>5.1</b>	<b>Pull-Out-Versuche .....</b>	<b>51</b>
5.1.1	Versuchsaufbau .....	52
5.1.2	Pull-Out Versuche, dehnungsgeregelt.....	54
5.1.3	Pull-Out Versuche, thermisch aktiviert .....	55
5.1.4	Spannungsoptik.....	56
5.1.5	Probekörperherstellung .....	58
<b>5.2</b>	<b>Schälversuche .....</b>	<b>60</b>
5.2.1	Versuchsaufbau .....	61
5.2.2	Versuchsdurchführung .....	62
5.2.3	Probekörperherstellung .....	63
<b>5.3</b>	<b>Verformungsmessung .....</b>	<b>65</b>
5.3.1	Versuchsaufbau .....	65
5.3.2	Versuchsdurchführung .....	67
5.3.3	Probekörperherstellung .....	67
<b>6</b>	<b>Methodische Untersuchung .....</b>	<b>69</b>
<b>6.1</b>	<b>Schubspannung .....</b>	<b>69</b>

Inhaltsverzeichnis	III
6.1.1 Kraftübertragung mittels Adhäsion .....	70
6.1.2 Kraftübertragung über formschlüssige Verbindungen .....	71
<b>6.2 Normalspannung .....</b>	<b>80</b>
<b>7 Modellhafte Betrachtung .....</b>	<b>81</b>
<b>7.1 Schubspannung .....</b>	<b>81</b>
7.1.1 Thermische Modellierung von Pull-Out Proben .....	82
<b>7.2 Normalspannung .....</b>	<b>83</b>
<b>7.3 Hybridverbund .....</b>	<b>85</b>
<b>8 Diskussion der Ergebnisse .....</b>	<b>87</b>
<b>8.1 Pull-Out Versuche .....</b>	<b>87</b>
8.1.1 Pull-Out Versuche, dehnungsgeregelt .....	88
8.1.2 Pull-Out Versuche, thermisch aktiviert .....	96
8.1.3 Pull-Out Versuche, formschlüssige Kraftübertragung .....	101
8.1.4 Pull-Out Versuche, Zusammenfassung .....	109
<b>8.2 Schälversuche .....</b>	<b>112</b>
<b>8.3 Verformungsmessung .....</b>	<b>117</b>
<b>8.4 Vergleichende Betrachtung der Versuchsergebnisse .....</b>	<b>122</b>
<b>9 Zusammenfassung .....</b>	<b>125</b>
<b>10 Ausblick .....</b>	<b>129</b>
<b>11 Literaturverzeichnis .....</b>	<b>131</b>
<b>12 Anhang .....</b>	<b>145</b>
<b>13 Eigene Veröffentlichungen .....</b>	<b>151</b>
<b>14 Betreute Arbeiten .....</b>	<b>155</b>
<b>15 Lebenslauf .....</b>	<b>157</b>



---

## Kurzfassung

Faserkunststoffverbunde (FKV) haben durch die Substitution metallischer Strukturen ein großes Leichtbaupotential. Die Integration von aktiven Materialien wie Formgedächtnislegierungen (FGL) in Bauteile aus FKV ermöglicht die Herstellung aktiver Hybridverbunde, wodurch eine zusätzliche Bauraum- und Gewichtsersparnis möglich ist bzw. völlig neue Lösungsansätze denkbar werden.

Dabei hat die Kraftübertragung zwischen FGL und FKV einen entscheidenden Einfluss auf die Performance solcher aktiver Hybridverbunde. Nur bei einer ausreichenden Kraftübertragung kann das vollständige Aktorikpotential der FGL ausgenutzt werden. Dabei sind zwei Bereiche zu unterscheiden, die sich durch unterschiedliche Belastungsszenarien auszeichnen. Während im Randbereich Schubspannungen auftreten, da dort die Kraft aus der FGL in den FKV eingeleitet wird, ist der mittlere Bereich von Normalspannungen geprägt, die zu einem Ablösen der FGL vom FKV führen können.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden deshalb Methoden zur Charakterisierung der Kraftübertragung in beiden Bereichen identifiziert. Zusätzlich wurden verschiedene Kraftübertragungsmechanismen vergleichend untersucht. Durch eine modellhafte Betrachtung wurde ein besseres Verständnis der Versagensmechanismen erreicht.

Dabei konnte gezeigt werden, dass mittels Pull-Out Versuchen ein Vergleich zwischen verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen möglich ist. Formschlüssige Verbindungen ermöglichten eine Steigerung der Pull-Out Kraft um mehr als das 10-fache im Vergleich zu unbehandelten Drähten. Allerdings wurde auch deutlich, dass die Temperatur großen Einfluss auf die Matriceigenschaften und damit auf das Interface zwischen FGL und FKV hat. Durch die Verwendung einer Spannungsoptik konnte die inhomogene Spannungsverteilung sowie der Versagensfortschritt visualisiert werden. Mit Hilfe von 90°-Schälversuchen konnte gezeigt werden, dass durch das Aufsticken der FGL-Drähte auf dem FKV ein Ablösen im mittleren Bereich verhindert werden kann. Anhand von Verformungsversuchen an aktiven Hybridverbunden konnten diese Ergebnisse bestätigt werden.

---

Durch die in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnisse ist zukünftig möglich, die Performance aktiver Hybridverbunde zu steigern, da die von den FGL generierte Kraft nahezu vollständig in den Hybridverbund eingeleitet werden kann, ohne dass es zu einem strukturellen Versagen kommt.

---

**Abstract**

Fiber reinforced composites (FRP) have great lightweight potential due to the substitution of metallic structures. The integration of active materials such as shape memory alloys (SMA) in components made of FRP enables the production of active hybrid composites, which allows additional space and weight savings and makes completely new solutions possible.

The load transfer between SMA and FRP has a decisive influence on the performance of such active hybrid composites. The full actuator potential of the SMA can only be exploited if the load transfer is sufficient. A distinction must be made between two areas characterized by different load scenarios. While shear stresses occur in the outer area because the force from the SMA is introduced into the FRP, the middle area is characterized by normal stresses that can lead to the SMA separating from the FRP.

Within the scope of this work, methods for characterizing the load transfer in both areas were identified. In addition, various load transfer mechanisms were investigated in a comparative manner. A better understanding of the failure mechanisms was obtained by a model approach.

It was shown that pull-out tests can be used to compare different load transfer mechanisms. Mechanical interlocking made it possible to increase the pull-out force by more than 10 times compared to untreated wires. However, it also became clear that temperature has a large influence on the matrix properties and thus on the interface between SMA and FRP. The inhomogeneous stress distribution and the failure progress could be visualized by using stress optics. With the help of 90° peel tests it could be shown that by embroidering the SMA wires on the FRP a detachment in the middle range can be prevented. With the help of deformation tests on active hybrid composites, the results from the pull-out and 90° peel tests could be confirmed.

The results obtained in this work will make it possible to increase the performance of active hybrid composites in the future, since the force generated by the SMA can be almost completely introduced into the hybrid composite without structural failure.





---

**Abkürzungsverzeichnis****Abkürzungen**

ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol
A <sub>f</sub>	Austenit-Finish-Temperatur
A <sub>s</sub>	Austenit-Start-Temperatur
CF	Kohlenstofffaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
Co	Cobalt
Cu	Kupfer
DMA	Dynamisch-mechanische Analyse
DSC	Differential scanning calorimetry
E-Modul	Elastizitätsmodul
EP	Epoxidharz
FDM	Fused deposition modeling
FEM	Finite-Elemente-Methode
FGL	Formgedächtnislegierung
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FRP	Fiber reinforced composite
GF	Glasfaser
KEE	Krafteinleitungselement
KÜM	Kraftübertragungsmechanismus
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
M <sub>d</sub>	Grenztemperatur für spannungsinduzierte Martensitbildung
M <sub>f</sub>	Martensit-Finish-Temperatur

---

M <sub>s</sub>	Martensit-Start-Temperatur
Nb	Niob
Ni	Nickel
NiTi	Nickel-Titan
NOL	Naval Ordnance Laboratory
OF	Oberfläche
PA	Polyamid
PC	Polycarbonat
PDMS	Polydimethylsiloxan
PE	Polyesterharz
PEEK	Polyetheretherketon
PEI	Polyetherimid
PMMA	Polymethylmethacrylat
POM	Polyoxymethylen
PP	Polypropylen
PPA	Polyphthalamid
R <sub>a</sub>	mittlere Rauheit
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
SMA	Shape memory alloy
Ta	Tantal
T <sub>g</sub>	Glasübergangstemperatur
Ti	Titan
TPO	Thermoplastisches Polyolefin
VE	Vinylesterharz

---

WEZ      Wärmeeinflusszone

Zn        Zink

**Symbole**

$c$	[J/(kg·K)]	spezifische Wärmekapazität
$d$	[mm]	Dicke
$E$	[MPa]	Elastizitätsmodul
$E_m$	[MPa]	Elastizitätsmodul der Polymermatrix
$E_d$	[MPa]	Elastizitätsmodul des FGL-Drahts
$E'$	[MPa]	Speichermodul
$E''$	[MPa]	Verlustmodul
$F$	[N]	Kraft
$F_d$	[N]	Kraft beim Versagen des Interfaces
$G$	[MPa]	Schubmodul
$G_m$	[MPa]	Schubmodul der Polymermatrix
$G_c$	[N/mm]	Brucharbeit
$I$	[mm <sup>4</sup> ]	Flächenträgheitsmoment
$I_{el}$	[A]	Stromstärke
$l$	[mm]	Länge
$l_e$	[mm]	Einbettlänge
$P$	[W]	Leistung
$r/R$	[mm]	Radius
$s_{max}$	[mm]	maximale Spitzenauslenkung
$t$	[s]	Zeit
$T$	[°C] bzw. [K]	Temperatur
$U$	[V]	elektrische Spannung
$w_{max}$	[mm]	maximale Durchbiegung
$x$	[mm]	Laufvariable in axialer Richtung

---

$y_r$	[mm]	Laufvariable in Normalenrichtung
$\alpha$	[mm <sup>-1</sup> ]	materialabhängige Konstante
$\varepsilon$	[%]	Dehnung
$\varepsilon_{\text{FGL}}$	[%]	FGL-Aktorikkontraktion
$\lambda$	[W/(m·K)]	Wärmeleitfähigkeitskoeffizient
$\nu$	[1]	Querkontraktionszahl
$\rho$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte
$\sigma$	[MPa]	mechanische Spannung
$\tau$	[MPa]	Schubspannung



## 1 Einleitung

Das Bestreben nach konstruktivem Leichtbau führt oft zu einer Substitution von metallischen Werkstoffen durch faserverstärkte Kunststoffe für Strukturbauteile. Jedoch kann das Streben nach immer mehr Sicherheits- und Komfortfunktionen dazu führen, dass es insgesamt zu keiner nennenswerten Gewichtseinsparung des betreffenden technischen Systems kommt. Durch den Einsatz von materialintegrierten Sensorik- und Aktoriklösungen mit Hilfe „intelligenter“ Werkstoffe, wie z.B. Piezokeramiken oder Formgedächtnislegierungen, kann ein Teil dieser Funktionen bauraum- und gewichtssparend realisiert werden bzw. sind Funktionen denkbar, die mit mechanischen Systemen nicht realisierbar wären.

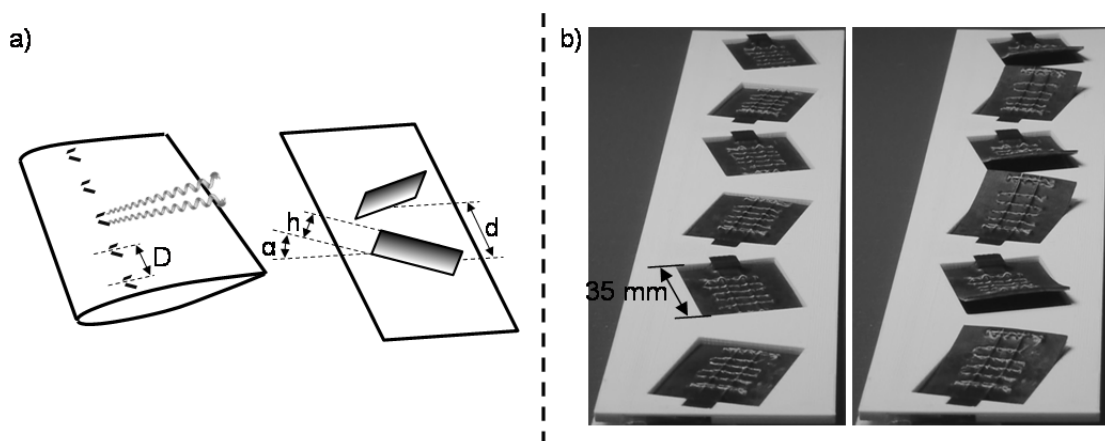


Abbildung 1: a) Gebräuchlichstes Design statischer Turbulatoren als Flügelpaar nach [1] sowie b) Modul bestehend aus sechs aktiven Turbulatoren im ein- und ausgefahrenen Zustand [2]

Als Beispiel hierfür seien aktive Turbulatoren genannt, die eine gezielte Beeinflussung der Strömung auf Flugzeugtragflächen bewirken können. Durch den Einsatz von Turbulatoren entstehen Luftwirbel auf der Tragfläche. Mit Hilfe dieser kann ein plötzlicher Strömungsabriss, der zum Verlust der Manövrierfähigkeit führt, verhindert werden bzw. erreicht werden, dass dieser erst bei niedrigeren Geschwindigkeiten oder steileren Anstellwinkeln auftritt. Bisher wurden solche Turbulatoren lediglich in statischer Form eingesetzt, was jedoch zu einem erhöhten Luftwiderstand während des Reiseflugs und somit zu einem erhöhten Energieverbrauch führt. Durch den Einsatz aktiver Turbulatoren, die nur bei Bedarf aus der Flügeloberfläche ausgefahren werden, kann diesem Nachteil entgegengewirkt werden. Aufgrund der großen Anzahl



benötigter Turbulatoren ist eine aktive Gestaltung mit konventionellen mechanischen Systemen sehr schwer realisierbar. Durch den Einsatz von in Faserkunststoffverbund integrierten Drähten aus Formgedächtnislegierung kann eine Vielzahl kleiner aktiver Turbulatoren mit geringem Bauraumbedarf und Zusatzgewicht hergestellt werden und in der Oberfläche der Tragflächen eingebunden werden (vgl. Abbildung 1). [2]

Für die Funktion solcher aktiver Hybridverbunde aus in Faserkunststoffverbundstrukturen integrierten Drähten aus Formgedächtnislegierung ist die Kraftübertragung aus dem aktiven Element in die passive Struktur von entscheidender Bedeutung. Nur wenn diese dauerhaft gewährleistet ist, können sich solche aktiven Strukturen in der Anwendung durchsetzen. Aufgrund der hohen Kräfte, die Aktoren aus Formgedächtnislegierung erzeugen können, sind dazu systematische Untersuchungen erforderlich. Hierbei spielen sowohl die Wahl geeigneter Kraftübertragungsmechanismen als auch zweckmäßiger Prüfmethode eine entscheidende Rolle. Ziel dieser Arbeit ist es, diese Methoden und Mechanismen zu identifizieren und hinsichtlich ihrer Ein- bzw. Umsetzbarkeit zu bewerten, um zukünftig aktive Strukturen optimieren zu können.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Formgedächtnislegierung

Formgedächtnislegierungen (FGL), engl. shape memory alloys, gehören zu der Gruppe der aktiven funktionalen bzw. multifunktionalen Materialien. Diese Materialien zeichnen sich dadurch aus, dass sie auf äußere Einflüsse mit einer merklichen Anpassung ihrer Eigenschaften reagieren, wobei die Eingangsenergie in eine andere Energieform umgewandelt wird. Im Gegensatz zu einem Apparat behalten funktionale Materialien ihre Eigenschaften auch, wenn sie in kleinere Einheiten unterteilt werden. [3] Bei FGL wird abgesehen von magnetischen FGL eine thermische Eingangsenergie in mechanische Energie, in Form einer Gestaltänderung, umgesetzt. [4]

In der Gruppe der Festkörperaktoren, die mechanische Arbeit verrichten können, ohne dass es im System bewegte Elemente gibt, zeichnen sich thermische FGL durch ihre große volumetrische Energiedichte aus (vgl. Abbildung 2). [3, 4]

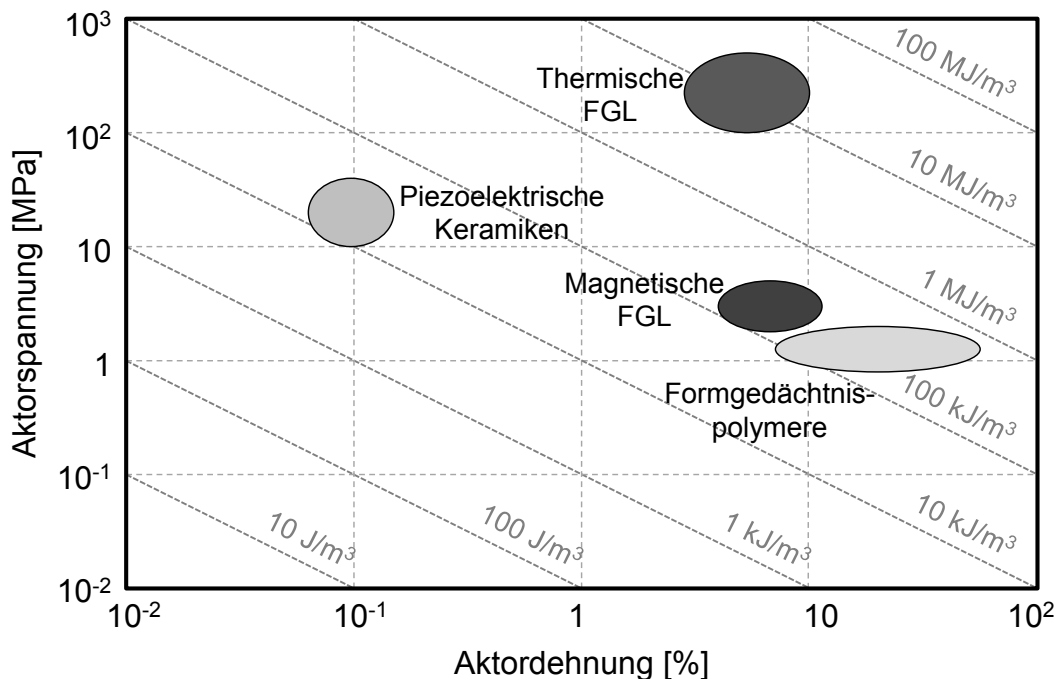


Abbildung 2: Energiedichte verschiedener Aktoren sowie erreichbare Aktorspannung und -dehnung nach Lagoudas [4]

Durch die hohen erzeugbaren mechanischen Spannungen im Bereich mehrere hundert MPa sowie der erreichbaren Dehnungen im mittleren einstelligen Prozentbereich sind Formgedächtnislegierungen für den technischen Einsatz als Aktor von großem Interesse. Trotz der hohen Dichte von  $6,45 \text{ g/cm}^3$  (NiTi-FGL) haben FGL aufgrund ihrer großen spezifischen Energiedichte ein hohes spezifisches Arbeitsvermögen. [4, 5] Wie in Abbildung 3 gezeigt wird die spezifische Leistungsdichte jedoch durch die Frequenz, mit der FGL eingesetzt werden können, limitiert. Diese geringe Einsatzfrequenz geht auf die thermischen Umwandlungseffekte zurück. [4] Zudem führen diese Umwandlungseffekte zu einem niedrigen Wirkungsgrad von FGL ( $<2 \%$ ), da die zu meist zugeführte elektrische Energie im FGL-Element in Wärme umgewandelt werden muss, welche bei der Rückumwandlung während des Abkühlens nicht zurückgewonnen werden kann. [6]

Zu der Gruppe der Festkörperaktoren gehören neben den thermischen FGL unter anderem die in Abbildung 2 und Abbildung 3 dargestellten magnetischen FGL, Formgedächtnispolymere sowie piezoelektrische Keramiken. Magnetische FGL weisen zusätzlich zum thermischen Formgedächtniseffekt auch eine Formänderung unter Einfluss eines äußeren Magnetfelds auf. Die erreichbare Aktordehnung ist vergleichbar zu thermischen FGL, jedoch liegt die maximale Aktorspannung etwa zwei Größenordnungen unterhalb der von thermischen FGL, während die Aktivierungsfrequenz etwa zwei Größenordnungen größer ist. [4, 7] Formgedächtnispolymere erreichen eine zu thermischen FGL vergleichbare Frequenz bei etwas größerer Maximaldehnung, aber um zwei Größenordnungen geringerer Aktorspannung. Bei dieser Werkstoffgruppe wird der Formgedächtniseffekt ebenfalls thermisch aktiviert. [4, 8] Piezoelektrische Keramiken erzeugen bei Einwirkung einer äußeren Kraft ein elektrisches Feld. Dieser Effekt kann auch umgekehrt angewendet werden, sodass durch das Anlegen eines elektrischen Felds eine Formänderung stattfindet. Dabei können jedoch nur geringe Dehnungen (zwei Größenordnungen geringer als für thermische FGL) und moderate Spannungen (eine Größenordnung geringer als für thermische FGL) bei einer sehr hohen Aktivierungsfrequenz (bis zu 5 Größenordnungen höher als für thermische FGL) erreicht werden. [3, 4]

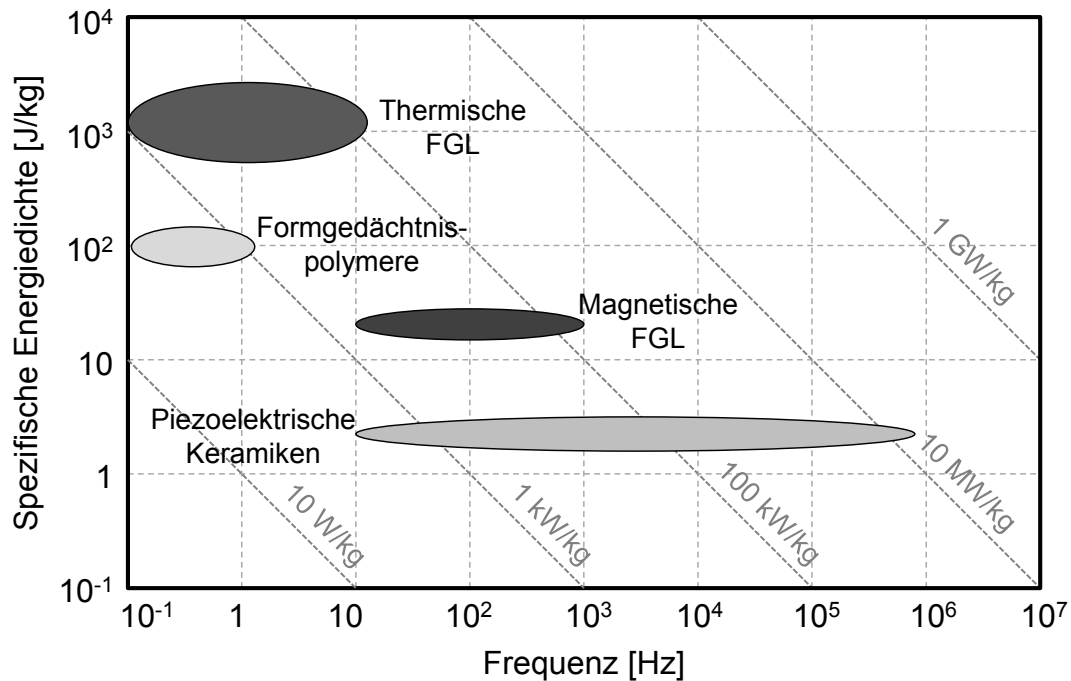


Abbildung 3: Leistungsdichte verschiedener Festkörperaktoren nach Lagoudas [4]

Der Formgedächtniseffekt basiert auf einer diffusionslosen Phasenumwandlung zwischen der austenitischen Hochtemperaturphase (kubisch) und der martensitischen Tieftemperaturphase (monoklin) und tritt nur in einem Temperaturbereich auf, in dem die Bildung der Tieftemperaturphase möglich ist. [6] Damit ein Formgedächtniseffekt auftreten kann, muss die Reversibilität dieser Phasenumwandlung gewährleistet sein. Zudem müssen die Spannungen, die durch Scherung einzelner Gitterbereiche bei der Umwandlung in Martensit entstehen, durch Zwillingsbildung reduziert werden, damit keine Formänderung während dieser Phasenumwandlung auftritt. [9]

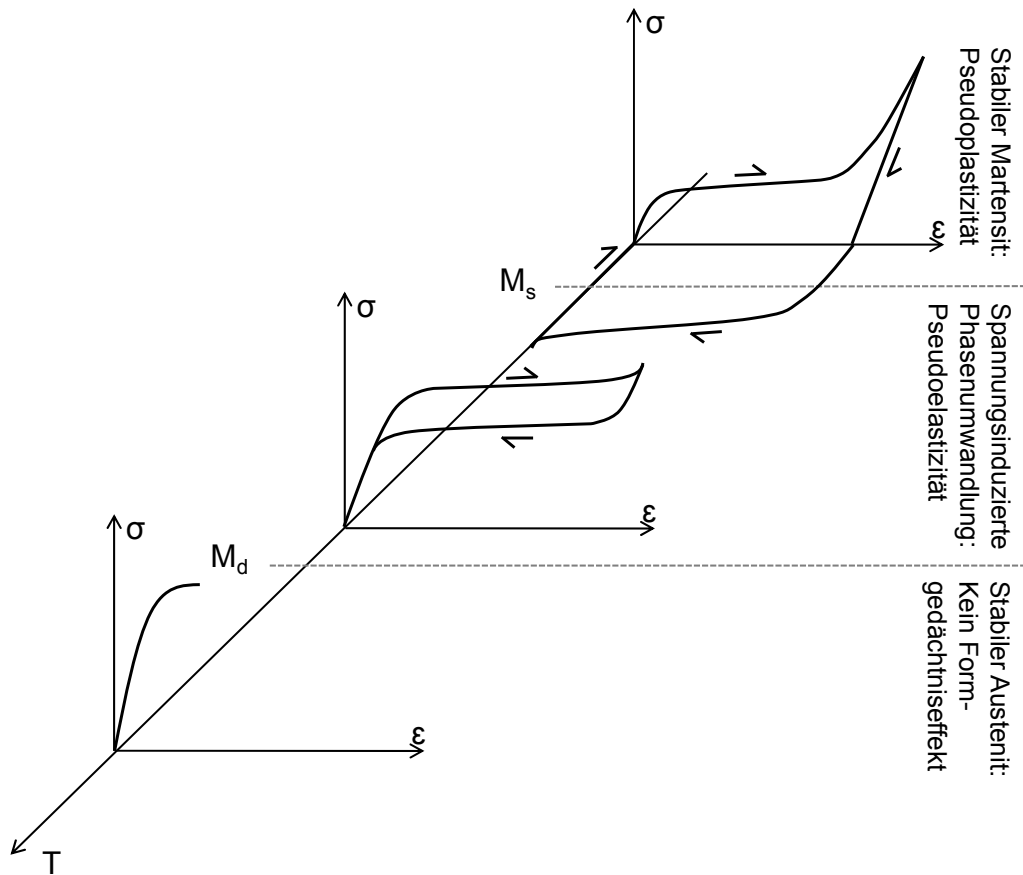


Abbildung 4: Spannung-Dehnung-Verhalten von FGL in Abhängigkeit der Temperatur nach Mertmann [10]

Wie in Abbildung 4 deutlich wird, zeigen Formgedächtnislegierungen in Abhängigkeit von der Temperatur ein unterschiedliches mechanisches Verhalten. Für Temperaturen oberhalb einer Grenztemperatur  $M_d$ , bis zu der die Bildung von spannungsinduziertem Martensit möglich ist, verhalten sich FGL wie andere Metalle elastisch-plastisch. Für Temperaturen unterhalb  $M_d$  und gleichzeitig oberhalb der Martensit-Start-Temperatur  $M_s$ , bei deren Unterschreiten die martensitische Umwandlung startet (vgl. 2.1.1), weisen FGL durch die Bildung von spannungsinduziertem Martensit ein pseudoelastisches Verhalten auf. Bei niedrigen Temperaturen unterhalb  $M_s$  tritt pseudoplastisches Materialverhalten auf, welches maßgeblich für den sogenannten Formgedächtniseffekt ist. [5, 11]

### 2.1.1 Formgedächtniseffekt

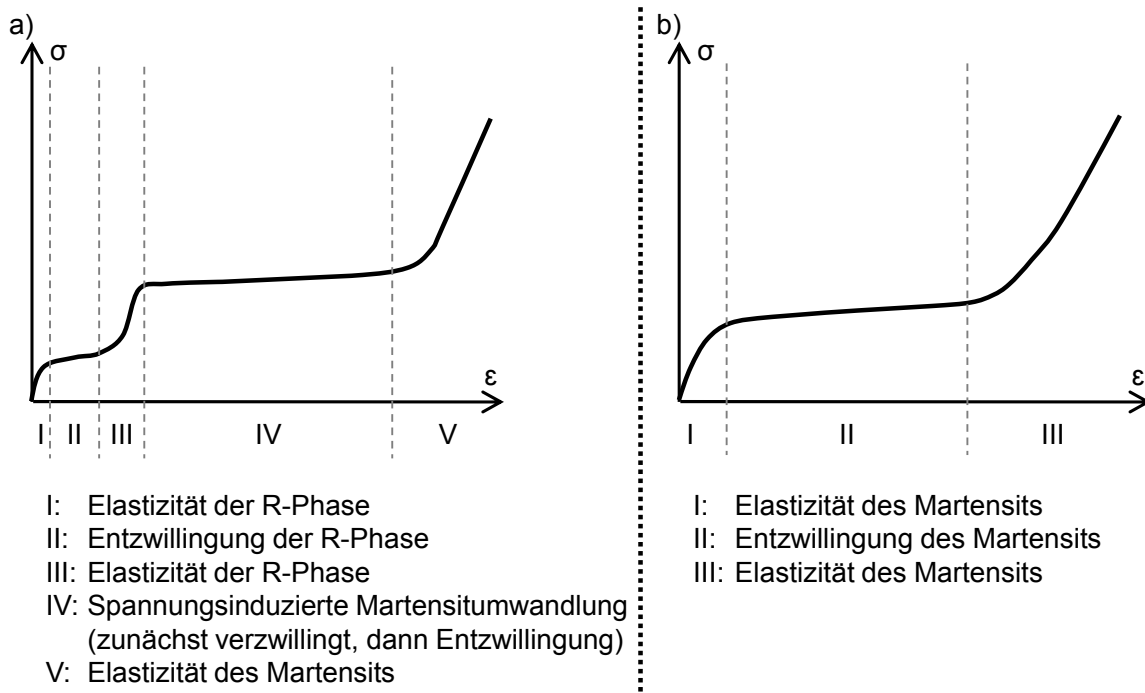


Abbildung 5: Beziehung zwischen Spannung-Dehnung-Kurve und innerer Struktur einer ausgewählten FGL nach Murasawa et al. [12]

Die Grundlage des Formgedächtniseffekts ist die pseudoplastische Verformung einer martensitischen FGL. Durch das Anlegen einer äußeren mechanischen Spannung kommt es zu einer Entzwilligung des Kristallgitters in Richtung der angelegten Spannung, da das Spannungsniveau für die Reorientierung niedriger als die Streckgrenze des Martensits ist. Dies bedeutet, dass eine Zwillingsrichtung auf Kosten der anderen wächst. Dadurch wird eine makroskopische Formänderung im hohen einstelligen Prozentbereich erreicht, welche bei Rücknahme der äußeren Spannung erhalten bleibt. Abbildung 5 b) zeigt das Spannung-Dehnung-Verhalten während der Entzwilligung. Dabei fällt deutlich das Spannungsplateau während der Reorientierung des Kristallgitters auf. In Abbildung 5 a) wird das Verhalten beim Vorhandensein der Zwischenphase, auch R-Phase genannt, dargestellt. In diesem Fall tritt die Phasenumwandlung von NiTi mehrstufig statt. Zunächst entsteht beim Abkühlen durch die Dehnung des austenitischen Gitters in Richtung der Raumdiagonalen die rhomboedrische Gitterstruktur der R-Phase. Auch diese Phasenumwandlung geht mit einer reversiblen Längenänderung einher, welche jedoch mit etwa 10-20 % des Betrags deutlich geringer ausfällt als die martensitische Umwandlung. Verantwortlich für

die Entstehung der R-Phase sind die Legierungszusammensetzung (Nickel-Gehalt > 50,5 %) sowie der thermomechanische Behandlungszustand der FGL. Bei Vorhandensein der R-Phase entzwillingt bei mechanischer Belastung zunächst diese, bevor sich spannungsinduziert Martensit bildet, der zunächst verzwillingt entsteht und anschließend entzwillingt. [4, 5, 9, 10, 12, 13]

In Kombination mit einer Rückverformung beim Aufheizen aufgrund der Phasenumwandlung entsteht der Formgedächtniseffekt, auch Ein-Weg-Effekt genannt (vgl. Abbildung 6).

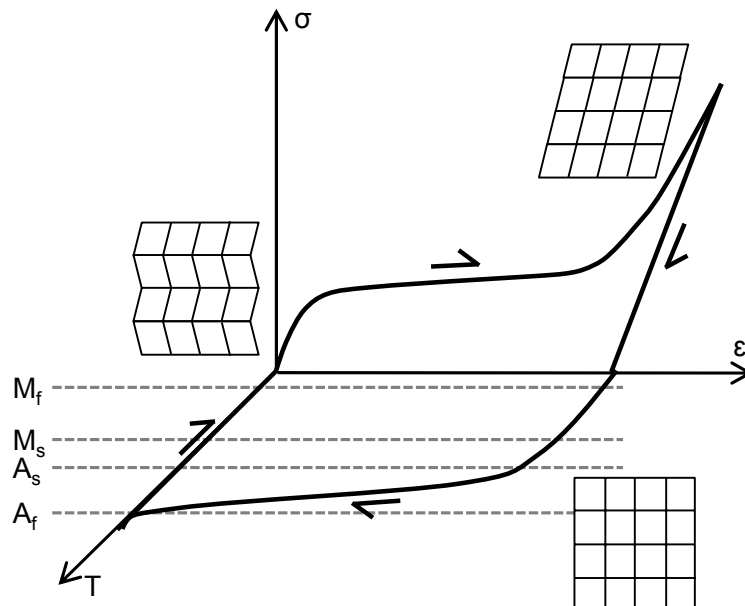


Abbildung 6: Ein-Weg-Effekt von FGL mit Umwandlungstemperaturen und Gitterstruktur nach Lagoudas [4]

Die für die Umwandlung relevanten Temperaturen sind wie in Abbildung 6 gezeigt, die Austenit-Start-Temperatur  $A_s$ , bei der die Umwandlung von Martensit zu Austenit einsetzt, sowie die Austenit-Finish-Temperatur  $A_f$ , bei der 100 % Austenit vorliegen. Für die Rückumwandlung zu Martensit sind die entsprechenden Temperaturen die Martensit-Start-Temperatur  $M_s$  sowie die Martensit-Finish-Temperatur  $M_f$ . Diese Umwandlungstemperaturen sind von der äußeren Belastung abhängig und nehmen mit steigender innerer Spannung zu (vgl. Abbildung 7). [4, 11, 14, 15]

Gehen beide Phasenumwandlungen mit einer Formänderung einher, wird dies als sogenannter Zwei-Weg-Effekt bezeichnet. Dieser kann sowohl durch eine der auste-

nitischen Umwandlung entgegenwirkende äußere Kraft, die durch eine konstante Last oder eine Feder erzeugt werden kann, oder durch die Bildung bevorzugter Martensitvarianten beim Abkühlen, welche durch einen thermomechanischen Trainingsprozess erzeugt werden können, hervorgerufen werden. [9]

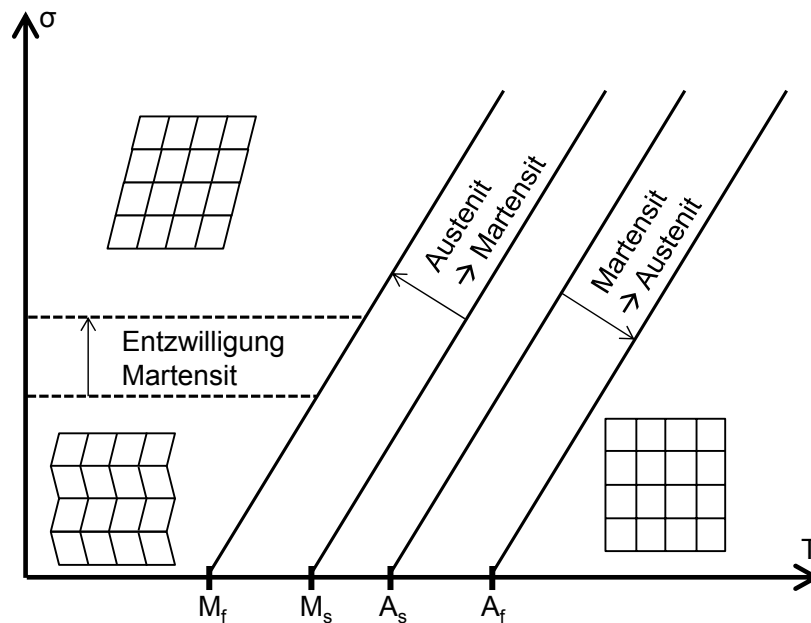


Abbildung 7: Schematische Darstellung eines Spannung-Temperatur-Diagramm für FGL nach Lagoudas [4]

Tabelle 1: Eigenschaften ausgewählter Formgedächtnislegierungen [4, 9, 16]

		NiTi	CuAlNi	CuZnAl
Umwandlungstemperaturen	[°C]	-100 - 100	-150 - 200	-200 - 120
Dichte	[g/cm <sup>3</sup> ]	6,5	7,5	7,8 - 8,0
Zugfestigkeit	[GPa]	0,8 - 1	0,7 - 0,8	0,4 - 0,7
Bruchdehnung	[%]	40 - 50	5 - 6	10 - 15
E-Modul Martensit	[GPa]	30	80	70
E-Modul Austenit	[GPa]	70	90	100
Max. Dehnung bei Ein-Weg-Effekt	[%]	8	3 - 4	4
Max. Dehnung bei Zwei-Weg-Effekt	[%]	5	1	0,8
Maximale Anzahl Aktivierungszyklen		10 <sup>5</sup>	5x10 <sup>3</sup>	10 <sup>4</sup>

Für die Nutzung in technischen Systemen kommen hauptsächlich NiTi-Legierungen zum Einsatz, da diese eine besonders starke Ausprägung des Formgedächtniseff-



fekts zeigen und eine hohe Anzahl von Aktivierungszyklen erreichen können, wie der Vergleich mit den am häufigsten eingesetzten Formgedächtnislegierungen in Tabelle 1 zeigt (siehe 2.1.2). CuAlNi-FGL weisen eine geringe Duktilität auf, da sie zu interkristalliner Rissbildung neigen. Dies führt zu geringen Bruchspannungen im Bereich von etwa 270 MPa. Zusätzlich ist die maximale Dehnung beim Ein-Weg-Effekt mit etwa 3-4 % relativ gering. Zudem ist die Anzahl der Aktivierungszyklen mit maximal 5000 Zyklen sehr gering. Der Al-Gehalt beeinflusst bei diesen Legierungen den Bereich der Umwandlungstemperaturen. Während für einen Al-Gehalt von 14 %  $M_s$  bei etwa  $-100\text{ °C}$  liegt kann diese durch Erhöhung des Al-Gehalts um 0,5 % auf etwa  $140\text{ °C}$  gesteigert werden. CuZnAl-FGL hingegen weisen eine hohe Duktilität und geringe Neigung zu interkristalliner Rissbildung auf. Die Austenitphase von CuZnAl neigt jedoch bei höheren Temperaturen ( $> 100\text{ °C}$ ) oder durch Alterung zum Zerfall in die R-Phase, weshalb die maximale Einsatztemperatur auf  $100\text{ °C}$  begrenzt ist. Auch bei diesen Legierungen hat der Al-Gehalt einen großen Einfluss auf  $M_s$  ( $-180\text{ °C}$  bei 5 % bzw.  $100\text{ °C}$  bei 10 %). Außerdem sind die maximale Spannung mit etwa 200 MPa und die maximale Dehnung beim Ein-Weg-Effekt mit etwa 4 % sehr gering. [4]

Für den Einsatz von FGL als Aktor ist die Umwandlung in Austenit entscheidend, da hierbei Arbeit verrichtet werden kann. Insbesondere bietet sich der Einsatz von FGL-Drähten an, die in Zugrichtung belastet werden. Dieser einachsige Spannungszustand ist aufgrund des komplexen Materialverhaltens von FGL der einzige Zustand, der sich modellhaft hinreichend gut beschreiben lässt. Insbesondere Biegebalken, die einen komplexen Spannungszustand mit zusätzlichen Schubkomponenten aufweisen, sind äußerst schwierig zu beschreiben.

Die Anzahl der maximalen Aktivierungszyklen wird durch die abgerufenen Aktorspannungen und -dehnungen stark beeinflusst. Bei der Verrichtung großer volumetrischer Arbeit kann die Zyklenzahl deutlich geringer ausfallen als in Tabelle 1 angegeben. [14]

### 2.1.2 NiTi-Formgedächtnislegierungen

NiTi-Legierungen wurden Anfang der 1960er Jahre am Naval Ordnance Laboratory (NOL) in White Oak, Maryland, entdeckt. Hierdurch wurde die wissenschaftliche For-

schungsarbeit im Bereich FGL deutlich verstärkt. 1971 wurden erste Hydraulikverbindungen mit FGL umgesetzt. Es dauerte jedoch bis in die 1990er Jahre bis es zum kommerziellen Durchbruch von FGL kam. Typische Einsatzgebiete sind dabei Gebläse von Klimaanlage, Kabelverbinder, thermische Ventile und medizinische Produkte, wie z.B. Stents oder Zahnspangenbögen. [4, 16]

Im Gegensatz zu den in 2.1.1 vorgestellten CuAlNi- und CuZnAl-FGL weisen NiTi-FGL einen deutlich stärker ausgeprägten Formgedächtniseffekt auf. Die maximale Dehnung beim Ein-Weg-Effekt ist mit maximal 8 % etwa doppelt so groß wie für die anderen Legierungssysteme. Zudem liegt die Anzahl der maximalen Aktivierungszyklen mit mehr als  $10^5$  Zyklen um 1 – 2 Dekaden oberhalb der Zyklenanzahl für CuAlNi- bzw. CuZnAl-FGL. Durch die gute Korrosionsbeständigkeit und Biokompatibilität eignen sich NiTi-FGL außerdem auch für den Einsatz in medizinischen Produkten. Durch Variation des Nickelgehalts kann der Bereich der Umwandlungstemperaturen angepasst werden. Mit steigendem Ni-Gehalt sinkt  $A_f$  (120 °C bei 50 %, -40 °C bei 51 %). [4]

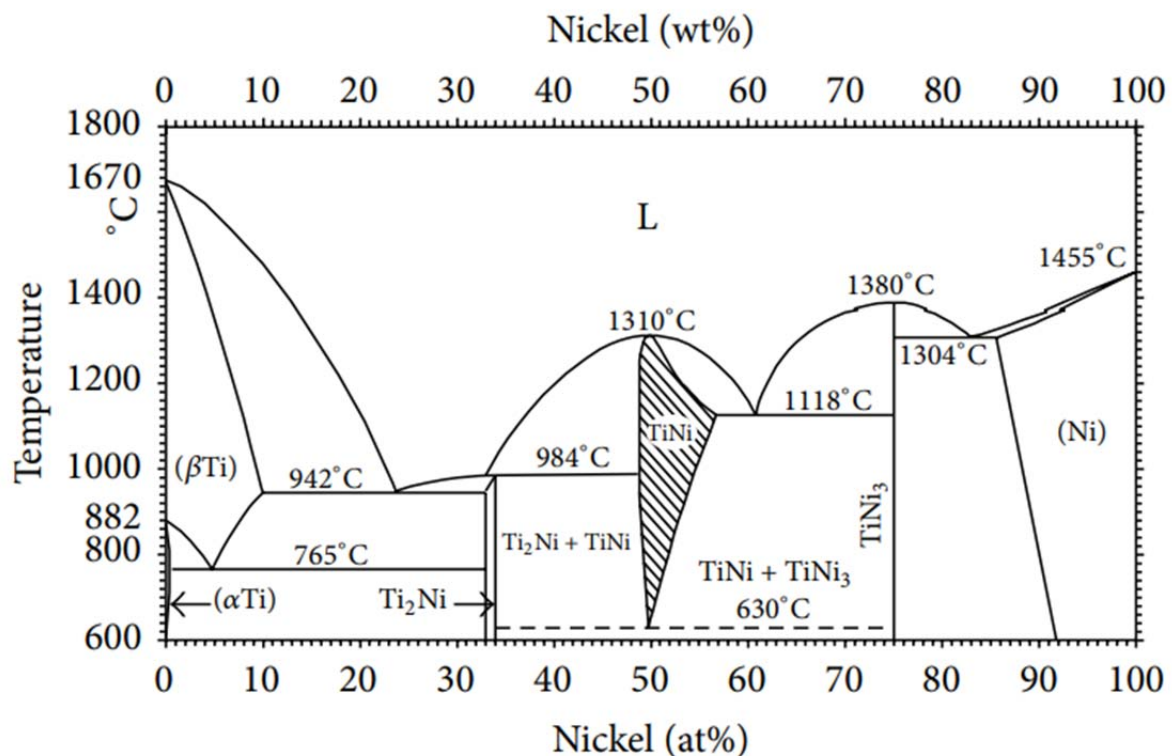


Abbildung 8: Phasendiagramm für NiTi-FGL [17, 18]

Abbildung 8 zeigt das Phasendiagramm für das Materialsystem Ni-Ti. Darin wird deutlich, dass nur im Bereich von etwa 50 % Ni NiTi entsteht. Das Phasendiagramm verdeutlicht, dass die Herstellung von NiTi-FGL sehr sensibel auf die Zusammensetzung der Legierungselemente sowie die Temperatur der Schmelze reagiert.

### **2.1.3 Mechanische Anbindung von FGL-Aktoren**

Für den Einsatz von FGL als Aktoren in technischen Systemen ist die Kraftübertragung zwischen Aktor und Systemumgebung entscheidend. Als Aktoren kommen hierbei meist FGL-Drähte zum Einsatz. Prinzipiell kommen für die Anbindung form-, stoff- und kraftschlüssige Verbindungen sowie Kombinationen hieraus in Frage. Ein Formschluss wird zumeist für in Kunststoffe integrierte Aktoren über die Oberflächenrauheit realisiert, wobei die übertragbare Kraft jedoch stark reduziert wird (vgl. Kapitel 2.4.3). Die Anbindung beruht hierbei auf der Adhäsion zwischen dem FGL-Element und dem Kunststoff. Zur gezielten Erhöhung der Adhäsion wurden verschiedene Ansätze untersucht: chemische Haftvermittler, mechanische, physikalische bzw. chemische Oberflächenstrukturierungen, wie z.B. plasma-abgeschiedene Schichten, Sandstrahlen, Schleifen, Elektropolieren oder Ätzen. [19–23] Bei den stoffschlüssigen Verbindungen kommt lediglich das Schweißen zum Einsatz, vorwiegend von FGL auf NiTi-Basis, wobei die stoffschlüssige Verbindung von NiTi in erster Linie mit NiTi realisiert wird. Stoffschlüssige Verbindungen finden insbesondere in der Medizintechnik Anwendung. [24] Zusätzlich gibt es Ansätze für das Verschweißen von NiTi mit anderen Materialien, wie z.B. Stählen, die zeigen, dass hierfür eine Zwischenschicht/ein Füllmaterial benötigt wird, um eine ausreichende Fügequalität zu erzielen; allerdings ist dieses Feld bisher kaum erforscht. Als Füllmaterial kommen z.B. Co, Cu, Nb, Ni oder Ta zum Einsatz. [25] Beim Verschweißen von FGL ergeben sich mehrere Probleme, die bisher in Forschungsarbeiten nur teilweise gelöst werden konnten: eine heterogene Korngrößenverteilung in der Fügezone, die Entstehung von spröden intermetallischen Phasen sowie die Variation der Gefügezusammensetzung in der Wärmeeinflusszone (WEZ) durch eine ungleichmäßige Verteilung der Legierungselemente in der Schmelze und die Bildung von Ausscheidungen in der WEZ. [25, 26] Zuckschwerdt untersuchte verschiedene Schweißverfahren (Ultraschall-, Widerstandspress-, Rotations-Reib- sowie Laserstrahlschweißen) für das

---

Fügen von NiTi-FGL mit verschiedenen Stählen. Dabei zeigte sich, dass insbesondere die native Oxidschicht an der Oberfläche der FGL sich negativ auf die Qualität der Schweißung auswirkt. Bei allen untersuchten Schweißverfahren bildeten sich in der Fügezone spröde Phasen aus, wodurch die Festigkeit der Schweißverbindungen deutlich reduziert wurde. [27] In technischen Systemen werden heutzutage vor allem kraftschlüssige Verbindungselemente, insbesondere Crimphülsen und Klemmverbindungen, eingesetzt. [5, 10, 27]

## 2.2 Faser-Kunststoff-Verbund

Unter Verbundwerkstoffen wird die Kombination bzw. Verbindung verschiedener Einzelkomponenten/-materialien miteinander verstanden, bei der Eigenschaften generiert werden, die mit den Einzelkomponenten nicht zu erreichen sind. Die Verbindung der Komponenten erfolgt dabei form- und/oder stoffschlüssig. [28, 29] Dazu zählt auch die Untergruppe der Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). Durch die geschickte Kombination der beiden Komponenten Faser und Matrix lassen sich Synergieeffekte erzielen, die zu Eigenschaften führen, die mit einer Komponente nicht möglich wären. Hierzu gehören z.B. eine hohe gewichtsspezifische Festigkeit und Steifigkeit, eine gute Korrosionsbeständigkeit, eine geringe Wärmeleitfähigkeit sowie die lastgerechte Gestaltung von FKV-Strukturen. Dies führt dazu, dass FKV in immer mehr Branchen eingesetzt werden. Dazu zählen nicht nur die Luft- und Raumfahrt sowie der Automobilbau, sondern auch der Medizinbereich und der Sport- und Freizeitsektor. [30–33]

Die Fasern tragen dabei aufgrund ihrer hohen spezifischen Steifigkeit und Festigkeit die am Bauteil anliegenden Lasten. Eine Ursache für die guten Zugeigenschaften der Fasern liegt im Größeneffekt, d.h. durch das geringe Volumen der Fasern ist die Wahrscheinlichkeit einer Fehlstelle, die sich festigkeitsreduzierend auswirkt, deutlich geringer. Zusätzlich können Rissstoppereffekte und das Umverteilen der Lasten beim Versagen einzelner Fasern zu einem verlangsamten Versagensfortschritt führen. [30, 34] Die Matrix sorgt zudem für die Positionierung der Fasern sowie die Lasteinleitung in die Fasern. Außerdem trägt sie Lasten quer zur Faserrichtung und schützt die Fasern vor Umgebungseinflüssen. Deshalb hat die Matrix auch einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften des FKV, sowie die Grenzschicht zwischen Fasern und Matrix. [30, 31, 35, 36]

Wie Abbildung 9 verdeutlicht, werden die Festigkeit und Steifigkeit jedoch stark von den Fasern dominiert, da bereits kleine Winkelabweichungen der Fasern zu einer deutlichen Abnahme dieser Kennwerte führen, bis bei Belastungen quer zu Faser die Matrixeigenschaften diese Kennwerte bestimmen. [31]

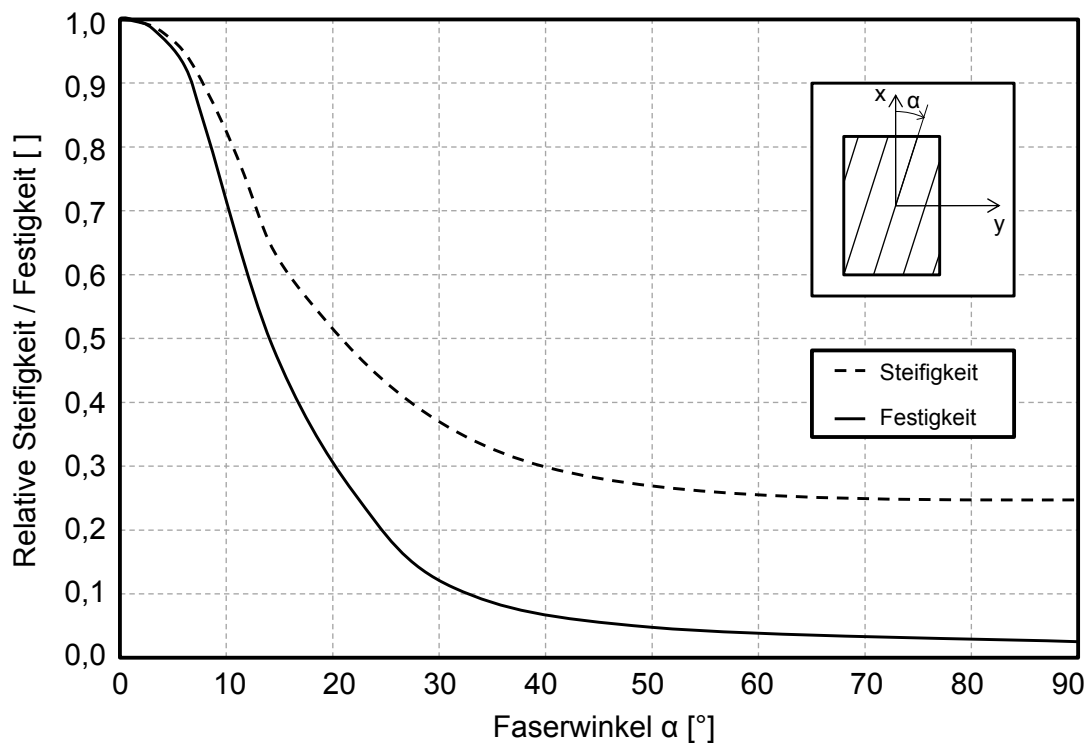


Abbildung 9: Einfluss des Faserwinkels auf mechanische Eigenschaften in unidirektional verstärkten FKV (Zugbelastung in x-Richtung) [31]

### 2.2.1 Verstärkungsfasern

Der Verstärkungseffekt durch die Fasern wird von mehreren Aspekten geprägt. Zunächst beeinflusst die Wahl des Fasertyps die mechanischen Eigenschaften. Jedoch haben auch die Faserorientierung, die Länge der Fasern und der Faservolumengehalt einen entscheidenden Einfluss auf die erreichbaren mechanischen Eigenschaften von FKV. Den größten Verstärkungseffekt weisen endlose, gerichtete Fasern auf, wobei bereits kleine Winkelabweichungen, z.B. durch Ondulationen, sich negativ auf die Verbundeigenschaften auswirken. Aber auch ungerichtete kurze Fasern haben noch eine verstärkende Wirkung. Der Faservolumengehalt für endlosfaserverstärkte Strukturen liegt meist im Bereich von 60 %. Die daraus resultierenden Steifigkeitsverbundeigenschaften lassen sich mit Hilfe einer Mischungsregel, z.B. unter Verwendung der mit dem Faservolumengehalt gewichteten E-Moduln der Einzelkomponenten, berechnen. [30–33, 35]

Die verschiedenen Fasertypen unterscheiden sich dabei nicht nur durch ihre mechanischen Eigenschaften sondern auch durch weitere Eigenschaften, wie z.B. Faser-

durchmesser, elektrische Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit, Wasseraufnahme, Chemikalienbeständigkeit, Temperaturbeständigkeit und Preis. Die mechanischen Eigenschaften verschiedener Fasern sind in Tabelle 2 zusammengefasst.

Tabelle 2: Eigenschaften verschiedener Verstärkungsfasern [30, 31]

		C-Faser (hochfest)	Glasfaser (E-Glas)	Aramidfaser (Standardtyp)	Naturfaser (Flachs)
Dichte	[g/cm <sup>3</sup> ]	1,74	2,54	1,44	1,4
Bruchdehnung	[%]	1,5	4,8	2,7 - 2,8	1,2 - 1,6
Zugfestigkeit	[MPa]	3.430	2.400	2.800	800 - 1.500
E-Modul längs	[GPa]	230	73	67	60 - 80
E-Modul quer	[GPa]	28	73	67	60-80

### 2.2.2 Polymermatrices

Als Matrixsystem kommen verschiedene Polymere zum Einsatz. Diese molekularen organischen Verbindungen entstehen durch chemische Reaktionen aus Monomeren, die chemisch aneinandergelagert werden. Aufgrund der großen Anzahl verschiedener Monomere sowie verschiedener Aneinanderlagerungsform der molekularen Ketten existiert eine Vielzahl verschiedener Polymere. Diese lassen sich anhand ihrer Bindungsart in drei Hauptkategorien einteilen: [36]

- a) Duroplaste: Sekundäre und primäre Bindung führen zu einer stark vernetzten, engmaschigen Struktur, die bei der Formgebung durch eine chemische Vernetzungsreaktion (Härtung) entsteht. Dadurch sind diese nach dem Vernetzen nicht schmelzbar. [36, 37]
- b) Thermoplaste: Verschlaufung und sekundäre Bindungen zwischen unvernetzten Makromolekülen führen zu Schmelzbarkeit von Thermoplasten. [36, 37]
- c) Elastomere: Die Struktur ist vergleichbar mit duroplastischen Systemen, allerdings entstehen deutlich weitmaschigere Strukturen, welche den großen elastischen Verformungsbereich bedingen. [36, 37]

Diese Unterschiede in der Bindungsform führen zu deutlichen Unterschieden bei den Herstellungsverfahren für FKV. Thermoplaste werden im Herstellungsprozess aufgeschmolzen und können anschließend die Fasern sukzessive imprägnieren. Dies erfordert hohe Verarbeitungstemperaturen, da die Thermoplaste über ihre Schmelztemperatur erwärmt werden müssen. Hierdurch ist eine gleichzeitige Imprägnierung der Fasern und Formgebung des Bauteils möglich. [29]

### 2.2.2.1 Duroplaste

Duroplaste hingegen vernetzen erst während der Herstellung des Bauteils und nach der Faserimprägnierung. Die Vernetzungsreaktion wird durch die Mischung von Harz und Härter unter Zuführung von Wärme, Strahlung oder Katalysatoren gestartet und kann durch Temperaturerhöhung beschleunigt werden. Der Vernetzungsgrad hat dabei einen großen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. So nimmt mit steigendem Vernetzungsgrad die Zähigkeit ab. Durch die abnehmende Duktilität des Werkstoffs aufgrund der steigenden Anzahl von Vernetzungspunkten zwischen den Molekülen wird der Abbau von Spannungsspitzen, wie sie an Fehlstellen auftreten, durch plastische Verformung behindert. Dies führt zu einem spröden Materialverhalten. Gleichzeitig steigen jedoch die Steifigkeit sowie die Beanspruchbarkeit bei höheren Temperaturen. In Tabelle 3 sind beispielhaft die wichtigsten Eigenschaften verschiedener Duroplaste zusammengefasst. Diese werden jedoch stark von den eingesetzten Monomeren und den Aushärtebedingungen beeinflusst, weshalb ein Vergleich nur schwierig möglich ist. [30, 36, 37]

Tabelle 3: Beispielhafte Eigenschaften ausgewählter Duroplaste [31, 36, 38]

		Polyesterharz	Vinylesterharz	Epoxidharz
Dichte	[g/cm <sup>3</sup> ]	1,1 - 1,25	1,07	1,1 - 1,25
Bruchdehnung	[%]	< 3	3,5 - 7	6 - 8
Verarbeitungstemperatur	[°C]	20 - 180	20 - 175	20 - 230
Wärmeformbeständigkeit	[°C]	50 - 80	90 - 125	70 - 120
Glasübergangstemperatur	[°C]	> 70	> 100	50 - 100
Zugfestigkeit	[MPa]	50 - 70	75 - 85	70 - 90
E-Modul	[MPa]	3.500 - 4.700	3.400 - 3.500	2.800 - 3.600

Der Vernetzungsgrad von Duroplasten hängt stark von den Reaktionsbedingungen ab. So haben die Temperatur, der Druck, die Aushärtezeit als auch das Mischungsverhältnis einen großen Einfluss auf diesen. [39–42] Bei kalthärtenden Systemen ist eine vollständige Vernetzung ohne das Einbringen von Temperatur während der Aushärtung oder einem zusätzlichen Temperschritt kaum möglich. [40]

Der Vernetzungsgrad hat auch einen starken Einfluss auf die Glasübergangstemperatur  $T_g$ , bei deren Überschreitung die mechanischen Eigenschaften des verwendeten Kunststoffes stark abfallen. Das Werkstoffverhalten verändert sich dabei von einem glasähnlichen zu einem gummiartigen (vgl. Abbildung 10). Dieses Verhalten ist



durch die unterschiedliche Beweglichkeit der Moleküle bedingt. Während bei tiefen Temperaturen  $\ll T_g$  die Beweglichkeit der Moleküle stark eingeschränkt ist und damit ein Folgen von schwingenden Belastungen behindert wird, da die Verschlaufungen der Moleküle sich ähnlich wie feste Vernetzungspunkte verhalten (steifes Materialverhalten), werden die Moleküle bei höheren Temperaturen  $\geq T_g$  deutlich beweglicher, wodurch auch eine geringe Nachgiebigkeit bei Belastungen möglich ist. Die Verschlaufungen bleiben zwar meist bestehen, können allerdings auch verrutschen. Die chemischen Vernetzungspunkte bei Duroplasten bleiben unabhängig von der Temperatur erhalten und verringern somit die Beweglichkeit der Moleküle unabhängig von der Temperatur. Da mit steigendem Vernetzungsgrad die Anzahl der Vernetzungspunkte zunimmt, beeinflusst dieser auch das mechanische Verhalten bei erhöhten Temperaturen. Zudem beeinflussen sowohl die Heizrate als auch die Anregungsfrequenz die Glasübergangstemperatur, da nur bei einer geringen Heizrate eine gleichmäßige Erwärmung des gesamten Kunststoffkörpers gewährleistet ist und nur bei geringen Anregungsfrequenzen die Beweglichkeit der Molekülketten ausreicht, um der angeregten Verformung zu folgen. Die Einsatzgrenze von Duroplasten liegt üblicherweise ca. 10-30 °C unterhalb  $T_g$ , da dort bereits eine Erweichung des Materials einsetzt. [30, 35, 41, 43–45]

Beim Einsatz von nicht vollständig vernetzten Duroplasten oberhalb der Glasübergangstemperatur kann es zu einem Nachhärten des Materials kommen, wobei noch nicht vernetzte Reaktionspartner miteinander reagieren. [30] Für Epoxidharze liegt die Glasübergangstemperatur je nach Aushärtebedingungen für die meisten Harzsysteme etwa 30-40 °C oberhalb der Aushärte- bzw. Tempertemperatur. [40, 41]

Zur Messung von  $T_g$  eignen sich Verfahren, die eine sich in diesem Bereich verändernde Eigenschaft erfassen können, wie z.B. die Dilatometermessung zur Erfassung des thermischen Längenausdehnungskoeffizienten, die dynamische Differenzkalometrie (engl. Differential Scanning Calometry (DSC)) zur Messung der spezifischen Wärme oder die dynamisch-mechanische Analyse (DMA) zur Messung von Elastizitäts- und Schubmodul. Allerdings sind die gemessenen Werte für  $T_g$  sowohl mit Hilfe der DSC und der DMA stark von den Messparametern und der Auswertemethode abhängig. [30, 37, 44]

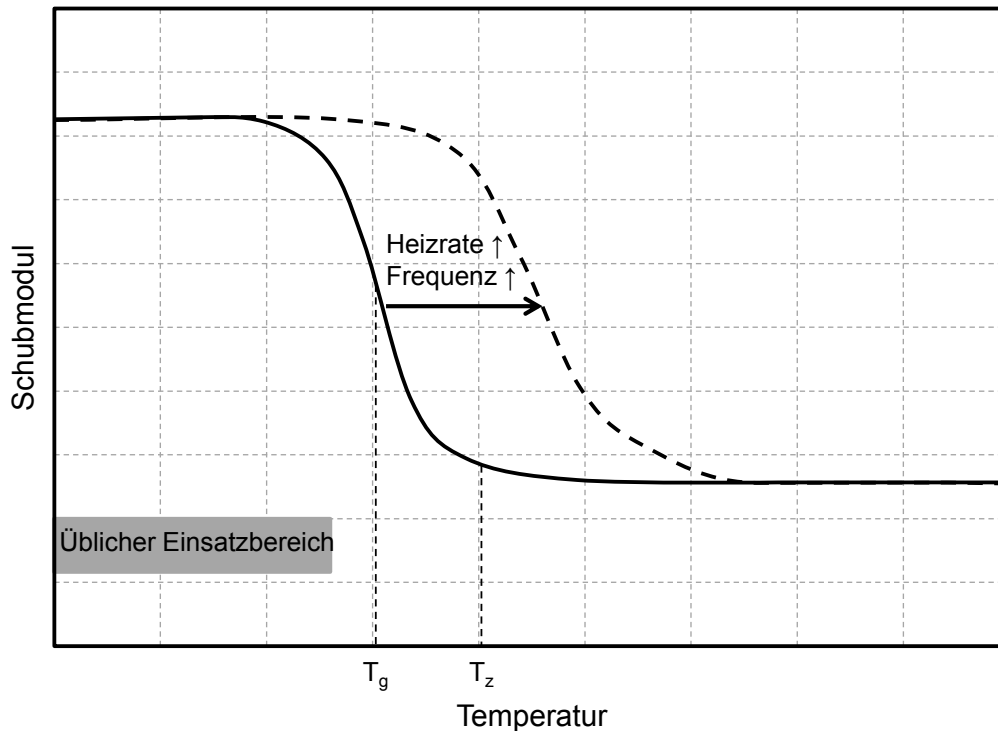


Abbildung 10: Schematische Darstellung der Abhängigkeit des Schubmoduls von der Temperatur mit  $T_z$ : Zersetzungstemperatur nach Schürmann [30] und Hellerich et al. [37] und Einfluss von Heizrate sowie Anregungsfrequenz [44]

### 2.2.3 Grenzschicht, Faser-Matrix-Wechselwirkung

Die Grenzschicht zwischen Faser und Matrix hat einen entscheidenden Einfluss auf die Eigenschaften eines FKV, wie z.B. die Kraftübertragung zwischen Matrix und Faser und damit auf die Festigkeit und Steifigkeit. Wie Abbildung 11 verdeutlicht wird die Grenzschicht von einer Vielzahl von Faktoren beeinflusst: Makroskopisch haben die Morphologie und Topographie der Faser einen Einfluss auf die Faser-Matrix-Wechselwirkung, mikroskopisch die Oberflächentopographie der Faser und chemisch die Oberflächenchemie der Faser bzw. der Schlichte sowie die chemische Struktur der Matrix. Zudem beeinflussen die Fasern mit den genannten Faktoren sowie die Umgebungsbedingungen die Morphologie der Matrix im Bereich der Grenzfläche beim Aushärten bzw. Erstarren (modifizierte Matrix), welche ebenfalls einen großen Einfluss auf die Faser-Matrix-Wechselwirkung hat. [46–48]

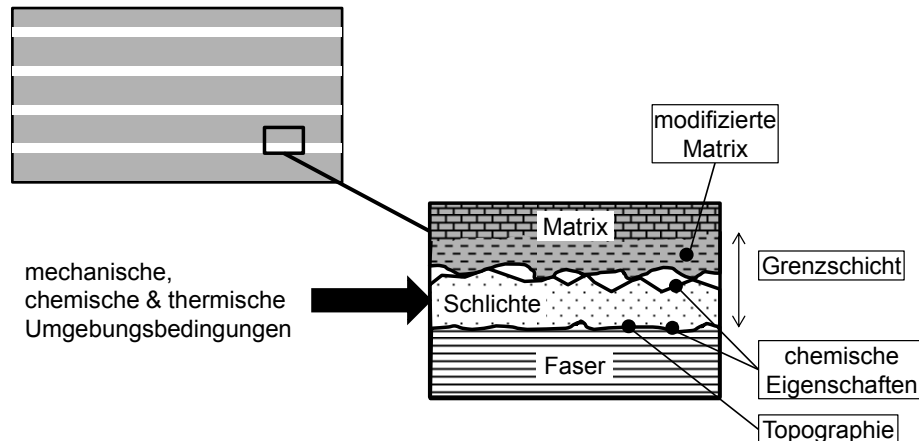


Abbildung 11: Schematische Darstellung der Faser-Matrix-Grenzschicht sowie der Einflussfaktoren auf diese nach Le Moigne et al. [46] und Ahmed et al. [47]

#### 2.2.4 Quasistatische mikromechanische Messmethoden für die Faser-Matrix-Haftung

Die Kraftübertragung in der Grenzschicht zwischen Faser und Matrix (Faser-Matrix-Haftung) kann mit Hilfe verschiedener zerstörender quasistatischen Messmethoden mikromechanisch untersucht werden. Wie Abbildung 12 verdeutlicht, lassen sich die Messmethoden in zwei Gruppen aufteilen: 1) Kräfteinleitung in die Faser, 2) Kräfteinleitung in die Matrix. [49]

Zur Gruppe 1) gehören der Einzelfaserauszugversuch, Pull-Out Versuch, bei dem eine einzelne Faser einseitig in der Matrix eingebettet wird und an dem freien Ende aus der Matrix herausgezogen wird, sowie der Push-Out Versuch, bei dem eine eingebettete Faser aus der Matrix herausgedrückt wird (vgl. Abbildung 12 d) [50]. Bei beiden Versuchen wird die Kraft über dem Weg gemessen und somit ein Rückschluss auf die Faser-Matrix-Haftung möglich. Durch leichte Modifikationen ergeben sich verschiedene Varianten des Pull-Out Versuchs (vgl. Abbildung 12 a-c) [49, 51].

Zur Gruppe 2) gehören der Fragmentationsversuch sowie der Broutman Versuch. Beim Fragmentationsversuch wird eine Einzelfaser in einen Zugstab aus einer Matrix eingebettet, die eine größere Bruchdehnung als die Faser aufweisen muss. Während des Zugversuchs kommt es zu mehrfachen Faserbrüchen. (vgl. Abbildung 12 e) Über die Länge der einzelnen Faserfragmente kann anschließend die übertragene Schubspannung berechnet werden. [52, 53] Beim Broutman Versuch wird eine einzelne Faser in einen konkaven Probekörper eingebettet, welcher anschließend

druckbelastet wird (vgl. Abbildung 12 f). Durch die konkave Form des Probekörpers kommt es zu einer Druckspannungskonzentration in der Probekörpermitte. Die unterschiedlichen Querkontraktionszahlen von Matrix und Faser führen in diesem Bereich zu einer unterschiedlichen transversalen Ausdehnung der beiden Elemente, wodurch eine transversale Ablösespannung in der Grenzschicht entsteht. [54, 55]

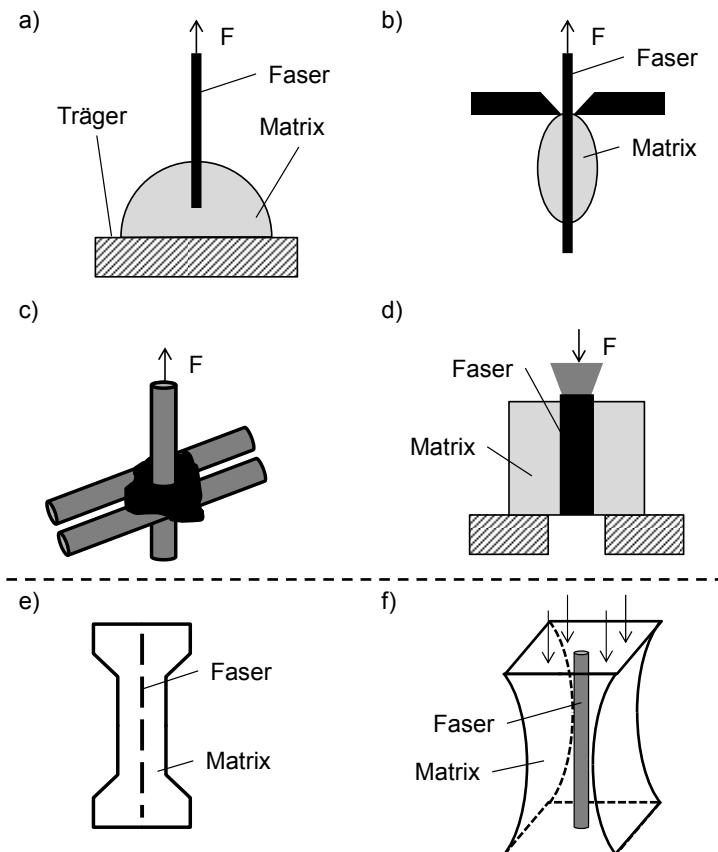


Abbildung 12: Quasistatische mikromechanische Messmethoden zur Bestimmung der Faser-Matrix-Haftung: a) Pull-Out Versuch, b) Tropfenabscherversuch, c) 3-Faser Versuch, d) Push-Out Versuch, e) Fragmentationsversuch, f) Broutman Versuch

## **2.3 FKV-Metall-Hybridstrukturen**

Steigende Energiepreise und Anforderungen an den Umweltschutz führen dazu, dass FKV in immer mehr Anwendungsbereiche, wie Automobilbau sowie Sport und Freizeit, vordringen. Aber auch in der kommerziellen Luftfahrt, in der sie schon lange zum Einsatz kommen, ist mit den neuen Modellen (Boeing 787 und Airbus A350) mit einem Anteil von über 50% Faserverbundwerkstoffen in der Strukturmasse ein neuer Höhepunkt erreicht. [35] Da jedoch auch weiterhin metallische Strukturbauteile eingesetzt werden, entstehen Übergangsbereiche zwischen FKV- und Metallbauteilen. Zudem erfordern bestimmte Eigenschaften von FKV, wie z.B. die vergleichbar schlechte elektrische Leitfähigkeit, den Einsatz von Hybridstrukturen, um weiterhin die volle Funktionsfähigkeit der Strukturbauteile zu gewährleisten, z.B. Blitzschutz bei Flugzeugen. Auch hierfür muss eine strukturelle Integration der metallischen Komponente in der FKV-Struktur gewährleistet werden. [56]

Zudem gibt es Untersuchungen, bei denen die spezifischen Vorteile der beiden Werkstoffgruppen kombiniert oder durch Synergieeffekte sogar gesteigert werden sollen. Ein Beispiel hierfür wird in [57] gezeigt. Durch die Integration von besonders leitfähigen und hochduktilen metallischen Endlosfasern in FKV-Strukturen können sowohl die mechanischen als auch die elektrischen Eigenschaften genutzt werden, um die Schadenstoleranz und die elektrische Leitfähigkeit des Verbunds zu steigern.

### **2.3.1 Kraftübertragung zwischen FKV und Metall**

Insbesondere im Bereich struktureller Übergänge zwischen FKV und metallischen Strukturen ist die Kraftübertragung zwischen diesen Komponenten entscheidend für die strukturelle Integrität der Gesamtstruktur. [58]

Heutzutage wird diese Kraftübertragung vor allem durch Bolzen und Nieten sowie strukturelles Kleben erreicht. [58] Hierfür ist allerdings eine Überlappung der Fügepartner erforderlich. Zudem entsteht im Bereich der Nietlöcher eine Spannungskonzentration. Dies führt zu einem entsprechend höheren Materialeinsatz, um die Tragfähigkeit der Struktur zu gewährleisten. [30, 59] Ein weiteres Problem im Bereich der Fügestellen ist die je nach gewählter Materialkombination auftretende Kontaktkorrosion. [30, 60]

Um diese Probleme zu umgehen, werden verschiedene Ansätze verfolgt. Durch die gezielte Oberflächenbehandlung der metallischen Oberfläche mittels Laser oder Haftvermittler können für Klebverbindungen deutlich höherer Versagensspannungen erzielt werden. Die Oberflächenbehandlung mittels Laser führt zu einer Mikrostrukturierung, die eine deutliche Vergrößerung dieser bewirkt und somit auch eine Vergrößerung der Adhäsionsfläche bedeutet. Zusätzlich wird durch die Laserbehandlung die Oberflächenchemie beeinflusst. Der Einsatz von Haftvermittlern führt zu einer besseren chemischen Anbindung zwischen metallischer Oberfläche und Klebstoff. Insbesondere nach einer Auslagerung in 80 °C warmen Wasser sind für laserbehandelte Oberflächen immer noch gute Versagensspannungen zu erreichen. [61] Dies ist vermutlich vor allem auf die Vergrößerung der Kontaktfläche und die damit bessere mechanische Anbindung zurückzuführen, da diese nicht durch Umgebungseinflüsse und Alterung beeinflusst wird. Eine höhere Festigkeit in der Klebeverbindung ermöglicht eine Reduktion der Überlappung und damit der eingebrachten Materialmenge.

Weitere Ansätze basieren auf formschlüssigen Verbindungen durch die Vergrößerung der Kontaktfläche oder das Erzeugen einer mechanischen Verankerung. Zusätzlich wird bei einigen dieser Ansätze die Kontaktkorrosion durch den Einsatz geeigneter Materialien für den Übergangsbereich, wie z.B. Glasfasern oder Titan, vermieden. [59, 62–67] Abbildung 13 zeigt schematisch die verschiedenen Ansätze.

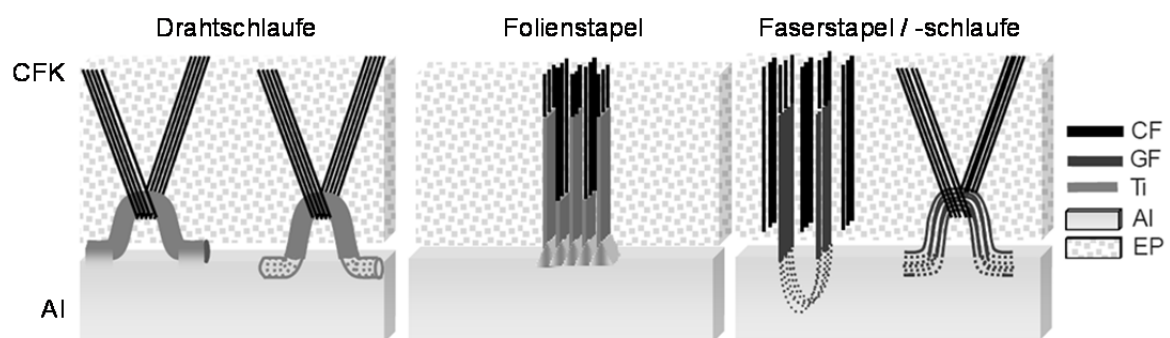


Abbildung 13: Schematische Darstellung verschiedener Ansätze zur Kraftübertragung in passiven Hybridverbunden [67]

Die in Abbildung 13 gezeigten Konzepte lassen sich im Wesentlichen auf zwei Grundkonzepte reduzieren: 1) Das Ein-/Aufbringen von Schleifen aus Titan (Ti) oder Glasfasern (GF) in den Grundkörper aus Aluminium (Al), durch welche eine Schleife

aus Kohlenstofffasern (CF) geführt wird. 2) Ti-Bleche werden auf den Al-Grundkörper aufgeschweißt bzw. GF-Stapel eingegossen. Diese werden mit CF gestapelt, wodurch eine große Kontaktfläche zwischen den CF und den Anbindungselementen entsteht. Abschließend werden bei allen Konzepten die Anbindungselemente sowie die CF mit Epoxidharz (EP) imprägniert.

Ein weiteres Konzept basiert auf der formschlüssigen Verbindung zwischen kleinen Stiften, die senkrecht zur Metalloberfläche stehen, und einem CF-Gewebe (vgl. Abbildung 14). Die Fasern des Gewebes liegen dabei zwischen den Metallstiften, wodurch sich ein Formschluss ergibt. [65]

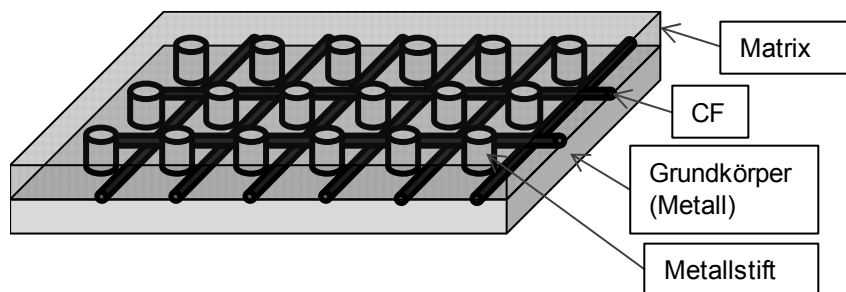


Abbildung 14: Kraftübertragung in passiven Hybridverbunden (Stift-Gewebe-Konzept)

## 2.4 FKV-FGL-Hybridstrukturen

Aufgrund der in 2.1 beschriebenen Charakteristik aus erreichbaren Spannungen und Dehnungen eignen sich FGL für die Integration als Aktor in FKV. Erstmals wurde dies 1988 von Rogers et al. [68] dargelegt. Van Humbeck et al. [69] fassten 1997 zusammen, dass noch ein großer Forschungsbedarf besteht, welcher von Wei et al. [70, 71] detailliert beschrieben wurde. Insbesondere zwei wichtige Aspekte sind entscheidend für die erfolgreiche Integration von FGL-Aktoren in FKV zur Erzeugung aktiver Strukturen aber bisher noch nicht ausreichend untersucht: 1) Die Kraftübertragung aus dem FGL-Aktor in den FKV limitiert die Performance des Hybridverbunds. Nur durch eine optimale Kraftübertragung kann das gesamte Aktorikpotential der FGL abgerufen werden. 2) Bei der Verarbeitung von FKV werden meist Prozess-temperaturen erreicht, die oberhalb der Aktivierungstemperatur  $A_s$  der FGL liegen. Dies führt zu einer Aktivierung der FGL während des Herstellungsprozesses, insofern diese eine aufgebrachte Vordehnung besitzen, und damit zu einem aktiven Hybridverbund mit reduzierter oder nicht vorhandener Aktorikfunktion.

Ein Lösungsansatz für die genannten Aspekte ist der Verzicht auf eine direkte Integration der FGL-Elemente in den FKV. Durch das Einbringen von Platzhaltern in den FKV bzw. das nachträgliche Anbringen der FGL-Elemente an die ausgehärtete FKV-Struktur kann eine Aktivierung der FGL während der Herstellung vermieden werden. [72–75]

### 2.4.1 Kraftübertragung zwischen FKV und FGL

Wie in 2.4 gezeigt ist die Kraftübertragung zwischen der aktiven FGL und der passiven FKV-Struktur ein entscheidender Aspekt für die erfolgreiche Integration. Zur Lösung dieses Problems ist zunächst die Kenntnis der Spannungsverteilung innerhalb des aktiven Hybridverbunds entscheidend, da nur so geeignete Lösungsansätze gefunden werden können. Eine weitere Fragestellung ist die Prüfung der übertragbaren Kraft.

### 2.4.2 Spannungsverteilung innerhalb eines aktiven Hybridverbunds

Jarali et al. [76] sowie Wang et al. [77] haben gezeigt, dass sich bei Kontraktion der FGL innerhalb des Hybridverbunds ein ungleichmäßiger Schubspannungsverlauf im



Interface zwischen FGL und FKV/Polymermatrix ausbildet. Da am Übergang von Matrix und Luft ein Steifigkeitssprung auftritt und die Schubspannung die erste Ableitung der longitudinalen Steifigkeit nach der Position entlang der FGL ist, entsteht eine Spannungskonzentration in den Randbereichen der Probe. [78] Das hat zur Folge, dass die gesamte Kraffteinleitung für einen aktiven Hybridverbund auf die beiden äußeren Bereiche des Verbunds konzentriert wird, wodurch hier sehr hohe Schubspannungen entstehen (vgl. Abbildung 15 a).

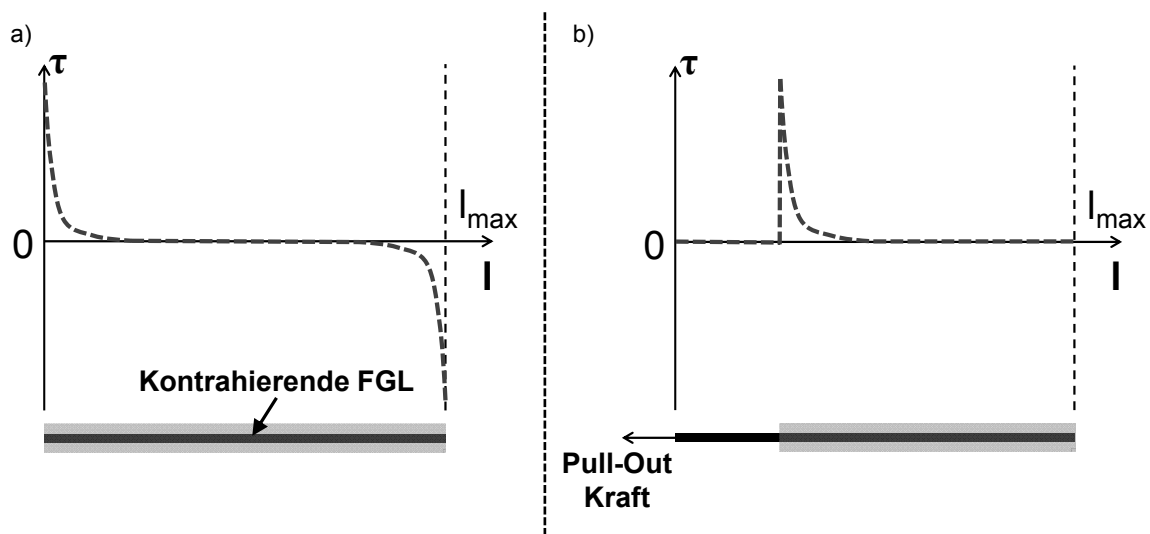


Abbildung 15: Schubspannungsverteilung im Interface a) eines aktiven Hybridverbunds nach [79], b) einer Pull-Out Probe aus FGL und duroplastischer Matrix [80]

Antico et al. [20] haben gezeigt, dass diese Schubspannungskonzentration ebenfalls in Pull-Out Proben auftritt. Es wurde sowohl mittels experimenteller Untersuchungen als auch theoretischer Überlegungen verdeutlicht, dass am Draht Eintritt in die Matrix eine lokale starke Erhöhung der Schubspannung im Interface zwischen Draht und Matrix entsteht (vgl. Abbildung 15 b), vergleichbar zu anderen Materialpaarungen [81, 82]. Durch die Variation der eingebetteten Drahtlänge, die keinen signifikanten Einfluss auf die gemessenen Pull-Out Kräfte gezeigt hat, konnte diese Annahme bestätigt werden [20, 83]. Auch Balta et al. [84] bestätigen diese Annahme, da hier eine Erhöhung der eingebetteten Drahtlänge zur Reduktion der Schubspannung im Interface führt, die als Quotient aus gemessener Kraft und der Drahtoberfläche berechnet wird. Ist lediglich für sehr kleine Einbettlängen ist mit einer deutlichen Zunahme der maximalen Schubspannung im Bereich des Draht eintritts zu rechnen, wie Berechnungen auf Basis von [85] zeigen.

### 2.4.3 Ansätze zur Kraftübertragung zwischen FKV und FGL

Eine Vielzahl von Autoren hat sich mit Ansätzen zur besseren Kraftübertragung zwischen FKV und FGL beschäftigt. Hierbei wurde ein besonderes Augenmerk vor allem auf die Modifikation der Oberfläche mittels mechanischer oder chemischer Vorbehandlung oder durch Auftragen eines Haftvermittlers gelegt, um eine bessere Adhäsion zwischen FGL und Matrix zu erreichen. Einige Autoren untersuchten auch formschlüssige Verbindungen. Für einen Vergleich der eingesetzten Methoden sind die eingesetzten Materialien ein weiterer Faktor. Sowohl die Auswahl des Matrixmaterials, Duroplast oder Thermoplast, wie auch die Gefügestruktur der FGL, martensitisch oder austenitisch, haben einen großen Einfluss auf die Übertragbarkeit der Ergebnisse.

Hübler [79] untersuchte aktive Hybridverbunde mit auf einem EP-NF Grundlaminat aufgebrachtene 2-Weg-Effekt Drähte. Diese wurden gereinigt und teilweise mittels eines Querdrahtes formschlüssig in den Verbund integriert. Anhand der maximalen Spitzenauslenkung des einseitig fest eingespannten Hybridverbunds konnten Rückschlüsse auf die Kraftübertragung zwischen FGL und FKV gezogen werden. Dabei wurde mit den formschlüssig verbundenen FGL-Drähten eine um 50 – 100 % größere Spitzenauslenkung erreicht als bei den gereinigten Proben mit einer adhäsiven Kraftübertragung.

Langbein et al. [5] betrachteten die übertragbare Kraft mittels Pull-Out Versuch für verschiedene Mechanismen von FGL-Drähten beim Einbetten in verschiedene Thermoplaste (PA6, POM, PP). Die FGL-Drähte wurden gereinigt, sandgestrahlt oder mit Silan beschichtet. Außerdem wurden formschlüssige Verbindungen durch einen Knoten sowie eine wellenförmige Deformation am Drahtende erzeugt. Die Wahl der Matrix hatte nur einen geringen Einfluss auf die maximal übertragbare Kraft. Jedoch zeigte sich wie in [79] eine Steigerung der übertragbaren Kraft mittels formschlüssiger Verbindung um mehr als 100 %.

Antico et al. [20] analysierten theoretisch und experimentell den Einfluss verschiedener Oberflächenbehandlungen auf das Pull-Out Verhalten von FGL-Drähten aus einer TPO Matrix. Die Oberfläche wurde mechanisch oder chemisch vorbehandelt. Zusätzlich wurde ein Haftvermittler in verschiedenen Konzentrationen eingesetzt. Durch

die verschiedenen Oberflächenbehandlungen konnte dabei eine Verbesserung der übertragbaren Kraft um mehr als 30 % im Vergleich zu unbehandelten Proben erreicht werden. Die Unterschiede zwischen den Oberflächenbehandlungen sind hingegen sehr gering.

Furst et al. [86] verglichen verschiedene Klebstoffe auf EP- und Cyanacrylat-Basis. Hierfür wurde ein FGL-Draht vorgedehnt und anschließend im lastfreien Zustand mit einem Trägermaterial verklebt. Anschließend wurde der Draht schrittweise immer weiter erwärmt, bis es zu einem Versagen der Klebestelle kam. Dabei wurde die Kraft im Draht mittels einer Kraftmessdose erfasst. Ein Vergleich von verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen wurde nicht vorgenommen.

Gabry et al. [80] untersuchten den Einfluss der Oberflächentopographie auf die Kraftübertragung zwischen einem FGL-Draht und einer EP-Matrix mittels Pull-Out Versuchen. Die unterschiedlichen Oberflächentopographien wurden durch Sandstrahlen bzw. Anodisieren der Drahtoberfläche erzeugt. Zusätzlich wurde ein Teil der behandelten Drähte vorgedehnt, um die Topographie der Oberfläche zu verändern. Die besten Ergebnisse wurden dabei durch Anodisieren erzielt.

Jonnalagadda et al. [87] stellten verschiedene Oberflächenbehandlungen von FGL-Drähten gegenüber. Die Drähte wurden vor dem Einbetten in die EP-Matrix sandgestrahlt, geschliffen oder geätzt. Zusätzlich wurden unbehandelte Drähte als Referenz betrachtet. Zur Messung der Kraftübertragung wurde ein Pull-Out Versuch verwendet. Zusätzlich wurden Verformungsmessungen (vgl. 2.4.4) durchgeführt. Die besten Ergebnisse wurden mit den sandgestrahlten Drähten erreicht.

Merlin et al. [21] führten Pull-Out Versuche an in PE- bzw. VE-Matrix eingebetteten FGL-Drähten durch. Die Drahtoberfläche wurde geätzt oder mit einem Haftvermittler versehen. Als Referenz dienten unbehandelte Drähte. Die besten Ergebnisse wurden mit Hilfe des Haftvermittlers erzielt.

Paine et al. [83] untersuchten die Kraftübertragung zwischen FGL-Drähten und EP-CF bzw. PEEK-CF. Untersucht wurden unbehandelte Drähte sowie sandgestrahlte, geschliffene, gereinigte und beschichtete Drähte. Im Pull-Out Versuch wurden die

besten Ergebnisse mit den sandgestrahlten Drähten erreicht. Die gemessene Kraft lag für die EP-CF Proben deutlich oberhalb der Kraft für die PEEK-CF Proben.

Rossi et al. [88] verglichen mittels Pull-Out Versuchen den Einfluss verschiedener chemischer Oberflächenbehandlungen sowie von Schleifen auf die Kraftübertragung zwischen einem FGL-Draht und EP-Matrix. Dabei konnte nur ein geringer Einfluss im Vergleich zu unbehandelten Proben festgestellt werden.

Smith et al. [89] zeigten in Pull-out Versuchen, dass der Einsatz eines Silan-Haftvermittlers eine deutliche Steigerung der übertragbaren Kraft zwischen FGL-Drähten und einer PMMA bewirkt. Zusätzlich wurde der Einfluss von verschiedenen Polymerisationsansätzen der PMMA-Matrix auf das Kraftübertragungsverhalten untersucht.

Abu Zarifa [90] führte verschiedene chemische, mechanische und physikalische Oberflächenbehandlungen an FGL-Bändern durch, die anschließend in eine PA6-Matrix eingebettet wurden. Außerdem kamen Haftvermittler zum Einsatz. Mittels Pull-Out Versuchen wurde die höchste Verbundfestigkeit für eine Kombination aus Polieren der FGL-Oberfläche mit anschließender Plasmabehandlung in Verbindung mit einem Haftvermittler gemessen. Zusätzlich wurden 3-Punkt-Biegeversuche zur Charakterisierung der Kraftübertragung durchgeführt (vgl. 2.4.4).

Kemtchou [91] untersuchte den Einfluss von verschiedenen Haftvermittlern auf die Kraftübertragung zwischen FGL-Bändern und eine PA6-Matrix mittels Pull-Out Versuch. Zusätzlich wurde eine mechanische Vorbehandlung der FGL-Oberfläche mittels Sandstrahlen untersucht. Die besten Ergebnisse wurden mit einer Silikatisierung der FGL-Oberfläche erzielt.

Neuking et al. [19] stellten verschiedene chemische, mechanische und physikalische Oberflächenbehandlungen an FGL-Bändern gegenüber. Zusätzlich wurden auch Haftvermittler untersucht. Mittels Pull-Out Versuchen der in einer PA6-Matrix eingebetteten FGL-Bänder wurde die beste Kraftübertragung für eine Kombination aus mechanischer Vorbehandlung in Kombination mit einer Plasmabehandlung und der Verwendung eines Haftvermittlers ermittelt.

Leal et al. [92] schlugen zur Kraftübertragung zwischen einem 2-Weg-Effekt FGL-Draht und einer PDMS-Matrix das Verlegen des Drahtes in Mäanderform um in der Matrix eingebettet Stützstellen vor (vgl. Abbildung 16). Somit wird eine formschlüssige Verbindung zwischen FGL und Matrix erzielt. Der Einsatz der Stifte als Stützstellen verhindert ein Versagen der Matrix im Schlaufenbereich aufgrund zu hoher Flächenpressung sowie das Zusammenziehen der Schlaufen beim thermischen aktivieren des FGL-Drahts.

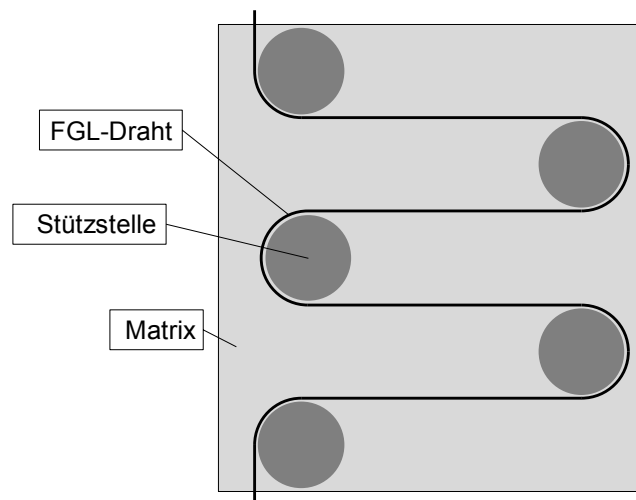


Abbildung 16 Formschlüssige Kraftübertragung mittels Drahtmäander nach Leal et al. [92]

Die Ergebnisse von Hübler [79] und Langbein et al. [5] zeigen, dass durch formschlüssige Verbindungen deutlich größerer Kräfte übertragen werden können als mittels adhäsiver Verbindungen. Ein direkter Vergleich zwischen den verschiedenen Arbeiten ist aufgrund der unterschiedlichen Prüfbedingungen und Ergebnisdarstellung schwierig, da insbesondere das Verhältnis zwischen FGL-Oberfläche und -Volumen und somit bei Drähten der Durchmesser einen großen Einfluss auf die Ergebnisse hat. Bei sehr kleinen Drahtdurchmessern führen bereits geringe Kräfte zu hohen Spannungen in der FGL, womit ein Versagen der FGL vor einem Versagen des Interface begünstigt wird.

Tabelle 4 gibt eine Übersicht über verschiedene Ansätze zur Kraftübertragung.

Tabelle 4 Arbeiten zur Kraftübertragung zwischen FKV und FGL [5, 19–21, 79, 80, 83, 86–91]

Quelle	Matrixmaterial		FGL		Kraftübertragungs-		Verfahren zur Kraftübertragung					Höchste Verbundfestigkeit	Messmethode	
	Duroplast	Thermoplast	Material	Gefügezustand	Adhäsion	Formschluss	chemisch	mechanisch	physikalisch	Reinigung	Haftvermittler			Sonstiges
Hübler	EP		NiTi-Draht	Martensit → Austenit	x	x				x		geschweißter Ankerdraht	Auslenkung aktiver Hybridverbunde	
Langbein et al.		PA6, PP, POM	NiTi-Draht	Austenit	x	x		x		x		Drahtschlaufe	Pull-Out	
Antico et al.		TPO	NiTi-Draht	Martensit	x		x	x			x		Kein Unterschied zwischen Vorbehandlungen	Pull-Out
Furst et al.	EP, Cyanacrylat		NiTi-Draht	Martensit → Austenit	x					x		verschiedene Klebstoffe	Hochtemperatur-EP-Klebstoff	Pull-Out
Gabry et al.	EP		NiTi-Draht	R-Phase	x		x	x		x		Anodisieren	Pull-Out	
Jonnalagadda et al.	EP		NiTi-Draht	Martensit, Austenit → Austenit	x		x	x				Mech. OF-Behandlung	Pull-Out, Verformungsmessung	
Merlin et al.	PE, VE		NiTi-Draht	Austenit	x		x				x	Haftvermittler	Pull-Out	
Paine et al.	EP-CF	PEEK-CF	NiTi-Draht	Martensit	x		x	x			x	Coating	Pull-Out	
Rossi et al.	EP		NiTi-Draht	Martensit	x		x	x				Chem., mech. OF-Behandlung	Pull-Out	
Smith et al.		PMMA	NiTi-Draht	Martensit	x						x	verschiedene Polymerisationsansätze	Pull-Out	
Abu Zarifa		PA6	NiTi-Band	Austenit	x		x	x			x		Pull-Out, 3-Punkt-Biegung	
Kemitchou		PA6	NiTi-Band	Austenit	x			x			x	Haftvermittler	Pull-Out	
Neuking et al.		PA6	NiTi-Band	Austenit	x		x	x			x	Kombination mech., phys. OF-Behandlung, Haftvermittler	Pull-Out	

### 2.4.4 Messung der übertragbaren Kraft zwischen FKV und FGL

Für die Messung der übertragbaren Kraft zwischen FKV und FGL wird meist ein Pull-Out Versuch verwendet (vgl. Abbildung 17 a). Hierfür wird ein FGL-Draht oder -band in einem Matrixsystem eingebettet und anschließend aus diesem herausgezogen. Allerdings unterscheiden sich die Parameter – geometrische Form der FGL (Draht oder Band), die Abmessungen der FGL, die eingebettete Länge sowie die Dehnrage – deutlich (vgl. Tabelle 5).

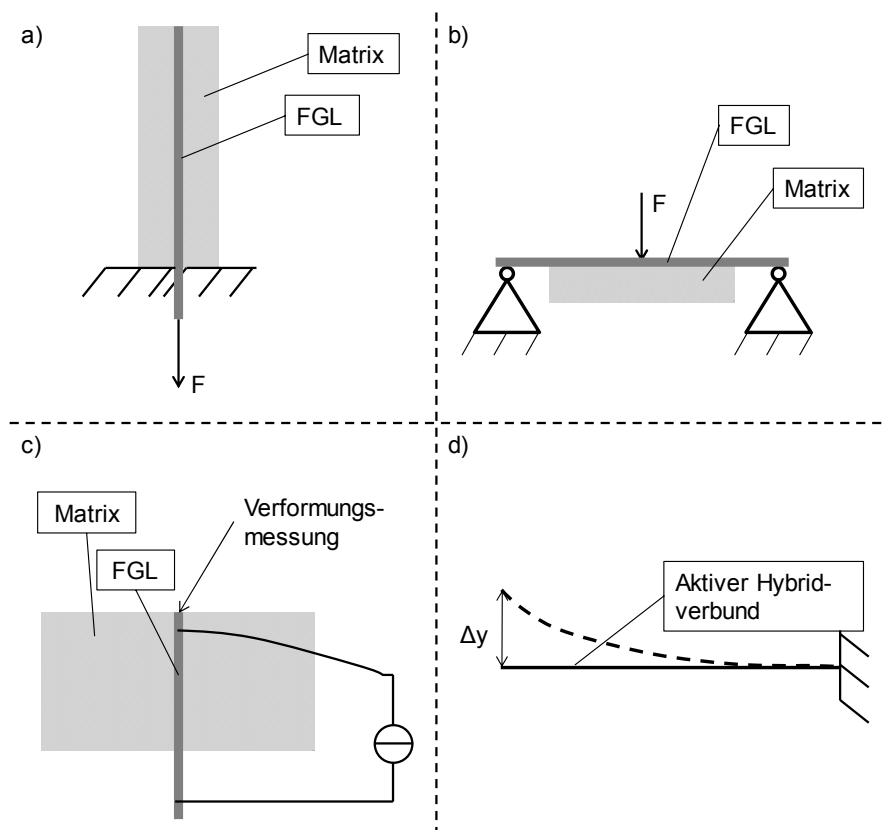


Abbildung 17: Schematische Darstellung der verschiedenen Messmethoden zur Bestimmung der übertragbaren Kraft zwischen FKV und FGL; a) Pull-Out Versuch, b) 3-Punkt-Biegeversuch (nach [90]), c) Verformungsmessung eingebetteter Drähte (nach [87]), d) Verformungsmessung aktiver Hybridverbunde (nach [79])

Auch die Art der Auswertung sowie die Ergebnisdarstellung machen einen Vergleich zwischen den verschiedenen Arbeiten schwierig. Die Art der Auswertung kann in drei Gruppen unterteilt werden: 1) Autoren vergleichen die maximal gemessene Kraft im Versuch, die eine Abhängigkeit von der Probengeometrie aufweist. [5, 20, 21, 83] 2) Autoren berechnen die Verbundfestigkeit bzw. Scherspannung im Interface unter Annahme einer gleichmäßigen Verteilung der Scherspannung über die gesamte ein-

gebettete FGL-Oberfläche. [19, 84, 88–91] 3) Autoren berechnen die Scherspannung im Interface unter Berücksichtigung der inhomogenen Scherspannungsverteilung (vgl. 2.4.2) in der Probe. [80, 87, 91]

Für die Bestimmung der Scherspannung unter Berücksichtigung der inhomogenen Verteilung dieser werden zwei Modelle angewendet, die bei der Berechnung der Faser-Matrix-Haftung in FKV eingesetzt werden.

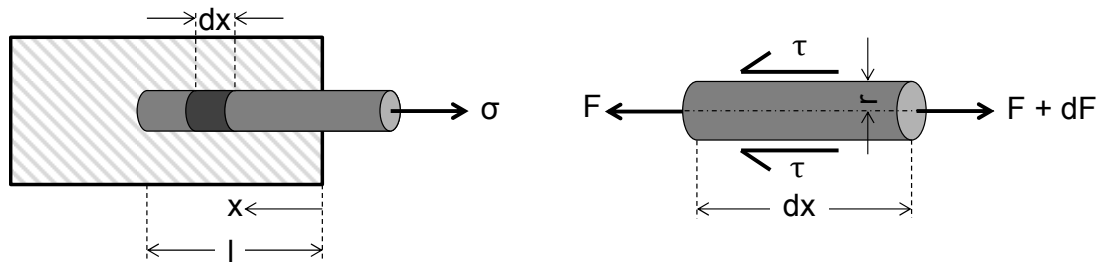


Abbildung 18: Kräftegleichgewicht an einem eingebetteten Drahtelement  $dx$  nach Greszczuk [85]

Gabry et al. [80] sowie Kemtchou [91] greifen auf des Modell von Greszczuk [85] zurück. Auf Basis des Kräftegleichgewichts an einem eingebetteten Drahtelement (vgl. Abbildung 18) ergibt sich folgende Differenzialgleichung:

$$F - (F + dF) + (2 \cdot \pi \cdot r) dx \cdot \tau = 0 \quad 2-1$$

bzw.

$$\frac{dF}{dx} = 2 \cdot \pi \cdot r \cdot \tau \quad 2-2$$

Durch Integration ergibt sich die Scherspannung  $\tau$  in der Grenzfläche in Abhängigkeit der Position  $x$  ( $0 \leq x \leq l$ ) zu:

$$\tau(x) = F_d \cdot \frac{\alpha}{2 \cdot \pi \cdot r} \cdot [\coth(\alpha \cdot l) \cdot \cosh(\alpha \cdot x) - \sinh(\alpha \cdot x)] \quad 2-3$$

mit der materialabhängigen Konstante  $\alpha$  [80]

$$\alpha = \sqrt{\left| 2 \cdot \pi \cdot \frac{G_m}{\ln\left(\frac{r}{R}\right)} \cdot \left( \frac{1}{\pi \cdot r^2 \cdot E_d} - \frac{1}{\pi \cdot R^2 \cdot E_m} \right) \right|} \quad 2-4$$

bzw. mit der materialabhängigen Konstante  $\alpha$  [91]



$$\alpha = \sqrt{\left| 2 \cdot \frac{G_m}{\ln\left(\frac{R}{2 \cdot r}\right)} \cdot \left(\frac{1}{r^2 \cdot E_d}\right) \right|} \quad 2-5$$

mit der Kraft für das Versagen des Interface  $F_d$ , dem Schubmodul der Matrix  $G_m$ , dem Drahradius  $r$ , dem Matrixradius  $R$ , dem E-Modul des Drahts  $E_d$ , dem E-Modul der Matrix  $E_m$  sowie der eingebetteten Länge  $l$ .

Ein weiterer Ansatz zur Berechnung der Scherspannung im Interface ist ein auf der Energie der Grenzfläche basierendes Fehlerkriterium, welches eine valide Abschätzung der kritischen Energiefreisetzungsrate der Dehnung ermöglicht. Jonnalagadda et al. [87] berechnen nach diesem Ansatz die Scherspannung  $\tau$  im Interface unter Vernachlässigung von Reibung nach Piggott [93] sowie Sendeckyj et al. [94] mit:

$$\tau = n \cdot \sqrt{\frac{E_d \cdot G_c}{r}} = \frac{n \cdot F_d}{2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \tanh(n \cdot s)} \quad 2-6$$

mit

$$F_d = 2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sqrt{\frac{E_d \cdot G_c}{r}} \cdot \tanh(n \cdot s) \quad 2-7$$

und

$$n^2 = \frac{E_m}{E_d(1 + \nu_m) \ln\left(\frac{R}{r}\right)} \quad 2-8$$

und

$$s = \frac{l}{r} \quad 2-9$$

mit der Brucharbeit der Grenzfläche  $G_c$  und der Querkontraktionszahl der Matrix  $\nu_m$ .

Tabelle 5 zeigt eine Übersicht der von verschiedenen Autoren bei Pull-Out Versuchen verwendeten Parameter.

Tabelle 5: Zusammenfassung der Parameter beim Pull-Out Versuch [5, 19–21, 80, 83, 84, 87–91]

Quelle	Matrix-material	FGL	Abmessungen FGL [mm]	Eingebettete Länge [mm]	Dehnrage [%/min]	ausgewertete Größe
Abu Zarifa	PA6	NiTi-Band	Breite: 3,3 Dicke: 0,63	20	150	Kraft zu Oberfläche
Antico et al.	TPO	NiTi-Draht	Ø: 0,38 - 0,75	70 90	k.A.	max. Kraft
Balta et al.	EP	NiTi-Draht	Ø: 0,15	1 1,5 2 2,5 3 3,5	100 66,7 50 40 33,3 28,6	Kraft zu Oberfläche
Gabry et al.	EP	NiTi-Draht	Ø: 0,2	20	150	Berechnung nach Greszczuk
Jonnalagadda et al.	EP	NiTi-Draht	Ø: 0,15	1,27	472	Berechnung nach Piggott
Kemtchou	PA6	NiTi-Band	Breite: 3,55 Dicke: 0,68	20	2,5	Kraft zu Oberfläche; Berechnung n. Greszczuk
Langbein et al.	PA6, PP, POM	NiTi-Draht	Ø: 0,4	k.A.	k.A.	max. Kraft
Merlin et al.	PE, VE	NiTi-Draht	Ø: 0,5	20	5	max. Kraft
Neuking et al.	PA6	NiTi-Band	Breite: 3,3 Dicke: 0,63	20	150	Kraft zu Oberfläche
Paine et al.	EP-CF, PEEK-CF	NiTi-Draht	Ø: 0,381	25 51 76	120 - 240 59 - 118 39,5 - 79	max. Kraft
Rossi et al.	EP	NiTi-Draht	Ø: 0,8	5	2	Kraft zu Oberfläche
Smith et al.	PMMA	NiTi-Draht	Ø: 0,762	k.A.	0,2 mm/s	Kraft zu Oberfläche

Dawood et al. [95, 96] nutzten zur Analyse der lokalen Dehnungsverteilung die digitale Bildkorrelation. Hiermit konnte eine Dehnungskonzentration am Drahteintritt sowie das schrittweise Versagen des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix visualisiert werden.

Payandeh et al. [97, 98] verwendeten hierfür einen Polarisationsfilter, um somit spannungsoptische Aufnahmen der Probe während des Pull-Out Versuchs machen zu können. Diese ermöglichten eine Visualisierung der inneren Spannungen in der

Polymermatrix. Damit konnte die Spannungskonzentration am Drahteintritt sowie das schrittweise Versagen des Interfaces gezeigt werden.

Sowohl Dawood et al. [95, 96] als auch Payandeh et al. [97, 98] nutzten ihre Beobachtungen zum schrittweisen Versagensfortschritt im Interface, um einen Reibungsterm für den bereits abgelösten Bereich in die theoretische Betrachtung zur Beschreibung der Schubspannung im Interface einzubeziehen.

Abu-Zarifa [90] hat zusätzlich zu Pull-Out Versuchen auch 3-Punkt-Biegeversuche in Anlehnung an ISO 14679 [99] durchgeführt, welche typischerweise zur Charakterisierung von Klebflächen verwendet werden (vgl. Abbildung 17 b). Hierfür wird ein FGL-Band einseitig mit einem definierten Matrixquader verbunden und dieser Verbund anschließend geprüft. Unter Annahme einer schlupffreien Verbindung und einem Modell mit homogenisiertem Material lässt sich mit Hilfe der gemessenen Kraft bei dem Versagen sowie den geometrischen Größen und mechanischen Kennwerte der Werkstoffpaarung die übertragbare Schubspannung berechnen. Allerdings liegen die aus 3-Punkt-Biegeversuch berechneten Verbundfestigkeiten nur bei etwa 2-10 % derer aus den Pull-Out Versuchen.

Jonnalagadda et al. [87] haben die Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen mit Verformungsmessungen von eingebetteten FGL-Drähten verglichen (siehe Abbildung 17 c). Hierfür wurden FGL-Drähte mit Zwei-Weg-Effekt in Epoxidharz eingebettet und anschließend eine Fläche senkrecht zum Draht poliert, um die Verformung des Drahtes bei thermischer Aktivierung mittels Joule'scher Wärme zu bestimmen. Eine hohe Verbundfestigkeit behindert in diesem Fall die Kontraktion des eingebetteten FGL-Drahts während der Erwärmung. Dementsprechend bedeutet eine geringe Verformung der Oberfläche eine gute Anbindung zwischen FGL-Draht und umgebender Matrix. Die durchgeführten Versuche haben die Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen nur teilweise bestätigt.

Hübler [79] schließt über die maximale Spitzenauslenkung eines Biegebalkens auf Basis eines aktiven Hybridverbunds auf die übertragbare Kraft (vgl. Abbildung 17 d). Diese Methode erlaubt jedoch nur einen qualitativen Vergleich zwischen verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen.

Eine weitere Methode wird von Zheng et al. [100] angewendet, welche allerdings keine direkte Messung der übertragbaren Kraft ermöglicht. Mittels dynamischer Differenzkalorimetrie (englisch differential scanning calorimetry, DSC) wird der Wärmestrom einer Probe aus faserverstärktem Epoxidharz mit eingebetteten vorgedehnten FGL-Drähten bei konstanter Heizrate von 5 K/min gemessen. Durch die Kraftübertragung im Interface werden die Umwandlung und die damit verbundene Kontraktion der FGL-Drähte behindert. Dadurch verschiebt sich die Austenit-Starttemperatur zu höheren Temperaturen. Da es sich bei der austenitischen Umwandlung um einen endothermen Prozess handelt, kann die Verschiebung von  $A_s$  deutlich an der Verschiebung des Peaks im Wärmestrom erkannt werden. Diese Methode ermöglicht somit die Definition von maximalen Einsatztemperaturen, bei denen kein Versagen des Interface auftritt. [101] Durch die Verwendung eines Rahmens zum Einspannen der FGL-Drähte während der Probenherstellung, wird eine Kontraktion dieser beim Aushärten der Matrix bei Temperaturen oberhalb  $A_f$  verhindert.

Die Probentemperatur, die einen entscheidenden Einfluss auf das Materialverhalten, insbesondere auf die Matriceigenschaften, hat und bei aktiven Hybridverbunden während der Aktuierung variiert, findet lediglich in den anwendungsnahen Versuchen von Hübler [79] eine Berücksichtigung. Diese Versuche erlauben jedoch keine quantitative Aussage über die übertragbare Kraft zwischen FGL und FKV und machen eine Vergleichbarkeit zwischen verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen aufgrund der Vielzahl von Einflussfaktoren, wie Dicke des Einbettharzes, Faserorientierung des Grundlaminats und manueller Herstellungsprozess, sehr schwierig.



### 3 Ziele und Vorgehensweise

Ziel dieser Arbeit ist die Auswahl bzw. Entwicklung geeigneter **Charakterisierungsmethoden für die Kraftübertragung** zwischen aktiven Formgedächtnislegierungsdrähten und einer passiven Faserkunststoffverbund-Struktur.

Mit den ausgewählten Methoden sollen zudem verschiedene **Ansätze** untersucht werden, um eine **bessere Kraftübertragung zwischen FGL und FKV** zu erreichen, um somit die Performance aktiver Hybridverbunde zu steigern.

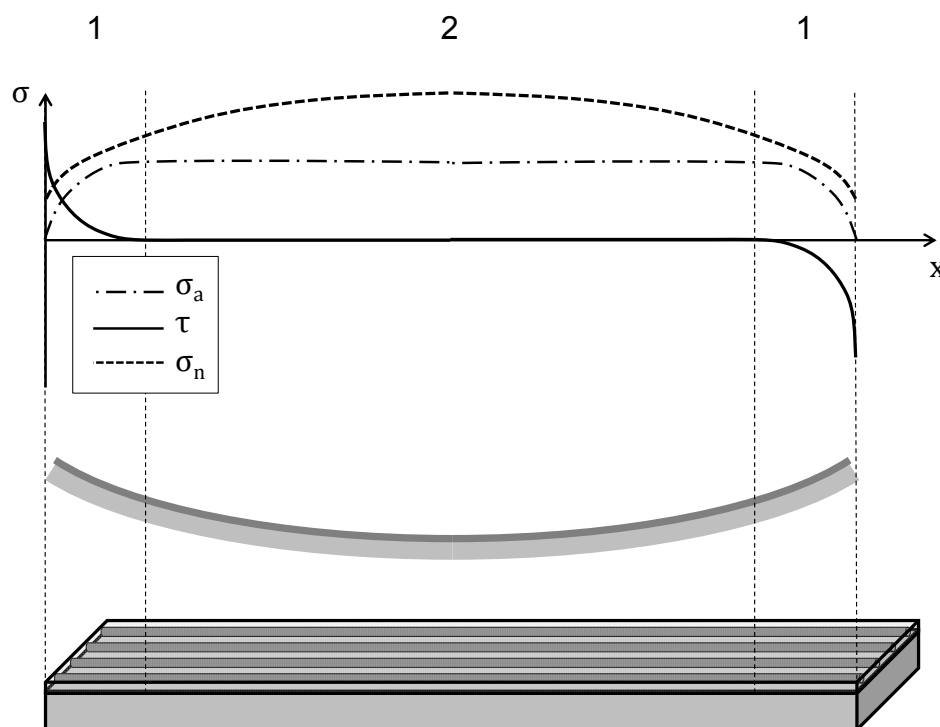


Abbildung 19: Schematische Darstellung der Spannungsverteilung entlang eines FGL-Drahtes in einem aktiven Hybridverbund.

Für einen Hybridverbund, der aufgrund einer Positionierung der aktiven FGL-Drähte mit einem Abstand zur neutralen Faser des Gesamtverbunds und deren Kontraktion bei thermischer Aktivierung eine Biegeverformung aufweist, ergeben sich **zwei Bereiche mit verschiedenen Belastungsszenarios** (vgl. Abbildung 19 & Abbildung 20): 1) Die **Randbereiche** sind geprägt durch **hohe Schubspannungen** im Interface zwischen FGL und FKV, da hier die Kraftübertragung aus den aktiven FGL-Drähten in die passive FKV-Struktur erfolgt (vgl. Abbildung 15 a). 2) Im **mittleren Bereich** führt die Bestrebung der FGL-Drähte, sich aus der gekrümmten Form des Hybridverbunds zu lösen, um eine gerade Ausrichtung zu erreichen, zu **Radialspannungen**

(bzw. **Normalspannungen** aus FKV-Sicht). Sowohl das Versagen des Interfaces im Randbereich wie auch ein Ablösen der FGL-Drähte von der FKV-Grundstruktur bedeuten einen Ausfall des gesamten Hybridverbunds und müssen deshalb verhindert werden.

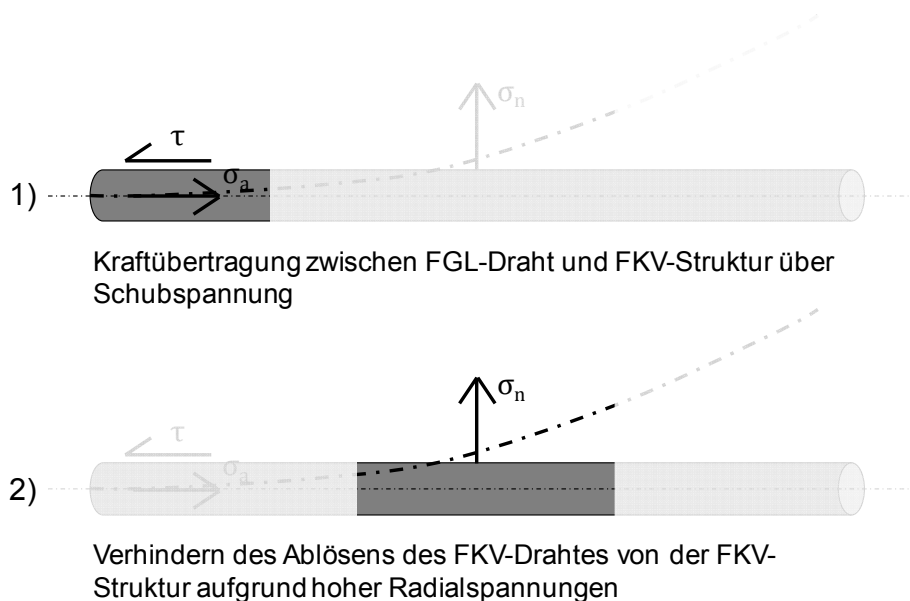


Abbildung 20: Detaillierte Darstellung der Spannungsverteilung entlang eines FGL-Drahtes im aktiven Hybridverbund mit den beiden Bereichen der unterschiedlichen Belastungsszenarios: 1) Randbereich mit hohen Schubspannungen; 2) mittlerer Bereich mit hohen Radialspannungen

In den heute bekannten Arbeiten gibt es keine zufriedenstellende Untersuchungsmethode, mit der die übertragbare Kraft zwischen FGL und FKV unter Berücksichtigung der für einen aktiven Hybridverbund relevanten Parameter gemessen werden kann. Die zumeist verwendeten quasistatischen Pull-Out Versuche vernachlässigen den Einfluss der Temperaturänderung während der Aktivierung der FGL, die einen großen Einfluss auf das Materialverhalten beider Komponenten hat. Während in der FGL bei dieser Temperaturänderung der für die Aktorik entscheidende Phasenübergang von Martensit zu Austenit erfolgt, führt die erhöhte Temperatur, die häufig im Bereich oder oberhalb der Glasübergangstemperatur liegt, in der Matrix zu Veränderungen der mechanischen Eigenschaften. Zusätzlich führt die Schubspannungskonzentration in den Randbereichen zu einer starken Abhängigkeit der gemessenen Werte von der Probengeometrie. Eine Vergleichbarkeit zwischen verschiedenen Ver-

suchen ist nur über Berechnungsmodelle gewährleistet. Ziel dieser Arbeit ist deshalb eine geeignete Charakterisierungsmethode zu etablieren, die eine Berücksichtigung wichtiger Parameter, wie z.B. Temperaturänderung, Dehnrateneinfluss und inhomogene Spannungsverteilung, ermöglicht.

Eine Betrachtung der Radial- bzw. Normalspannung (im weiteren Normalspannung genannt) im mittleren Bereich des aktiven Hybridverbunds lässt sich in der Literatur nicht finden. Dies ist auch durch die nicht zufriedenstellende Kraftübertragung in den Randbereichen bedingt, welche ein Auftreten großer Spannungen im mittleren Bereich bisher verhindert. Ein weiteres Ziel dieser Arbeit ist deshalb die genauere Betrachtung der entstehenden Normalspannungen in diesem Bereich sowie die Auswahl eines geeigneten Messverfahrens.

**Die modellhafte Betrachtung** ermöglicht zudem eine **Berechnung der auftretenden Spannungen**. Darauf basierend ist eine **Abschätzung der auftretenden Versagensmechanismen** in Abhängigkeit der Messmethode und -bedingungen möglich. Eine entsprechende Charakterisierung der eingesetzten Materialien hinsichtlich der relevanten mechanischen und thermischen Eigenschaften liefert die benötigten Eingangsgrößen.

Mit Hilfe der **ausgewählten Messmethoden für Schub- und Normalspannung** sollen im Rahmen der **experimentellen Untersuchung** abschließend vergleichend die in der **methodischen Untersuchung** ermittelten **Kraftübertragungsmechanismen** analysiert werden. Die Auswahl dieser Mechanismen ist ein weiterer Aspekt der Arbeit. Eine vergleichende Messung der **Performance aktiver Hybridverbunde** mit verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen ermöglicht eine abschließende **Bestätigung der Ergebnisse** aus der vorherigen experimentellen Untersuchung.

Abbildung 21 fasst die Struktur der Arbeit und alle wesentlichen Punkte zusammen. Basierend auf den drei Hauptaspekten methodische Untersuchung, experimentelle Untersuchung, modellhafte Betrachtung wird eine gesamtheitliche Untersuchung der Kraftübertragung zwischen FGL-Drähten und FKV-Struktur durchgeführt.



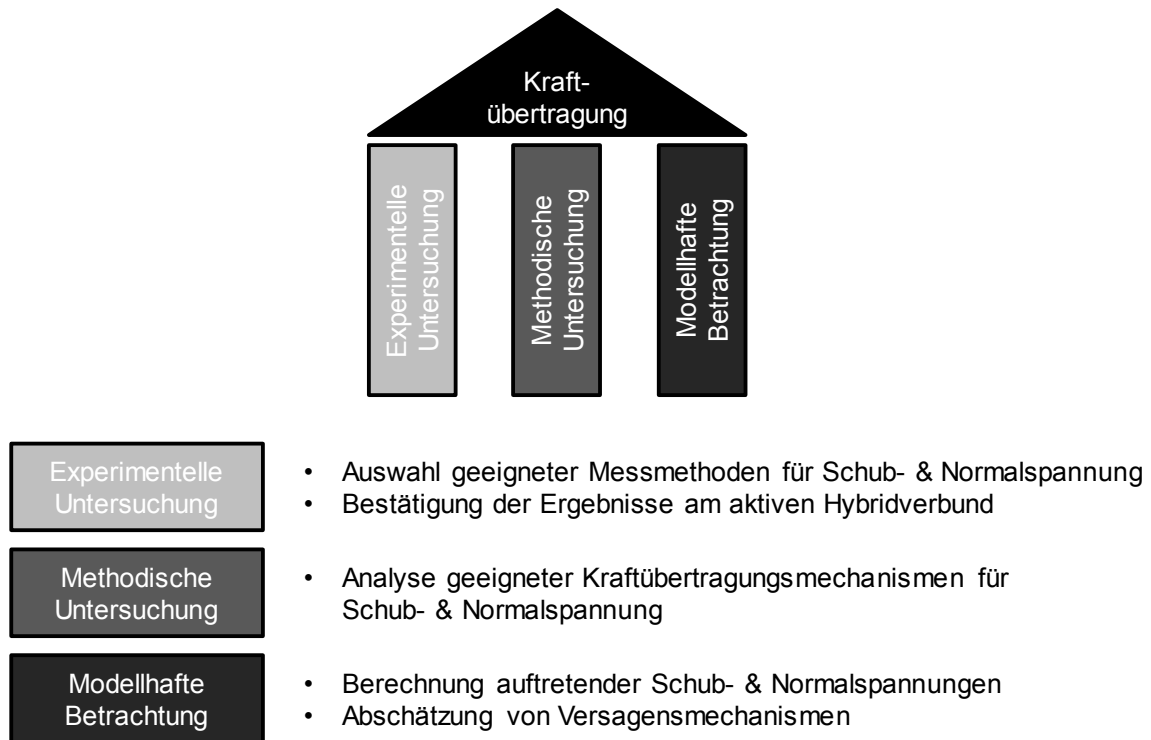


Abbildung 21: Struktureller Aufbau der Arbeit

## **4 Materialien und Materialcharakterisierung**

### **4.1 Materialien**

#### **4.1.1 Formgedächtnislegierung**

Es werden zwei verschiedene FGL-Materialien in Drahtform verwendet: Das Ein-Weg-Effekt Material Alloy M (neue Bezeichnung Alloy B) von Memry Corporation sowie das vortrainierte Zwei-Weg-Effekt Material SmartFlex von SAES Getters S.p.A..

Die beiden Materialien - NiTi-Legierungen - sind in verschiedenen Durchmessern verfügbar. Für Alloy M kommen Drähte mit den Durchmessern 0,5 mm und 0,7 mm zum Einsatz, für SmartFlex werden nur Drähte mit einem Durchmesser von 0,5 mm verwendet. Die Austenit-Start-Temperatur  $A_s$  liegt für Alloy M laut Datenblatt bei 55 °C und für SmartFlex bei einer statischen Belastung von 150 MPa bei 78 °C. Die zugehörigen Austenit-Finish-Temperaturen liegen bei 70 °C (Alloy M) bzw. 87 °C (SmartFlex). Die maximal abrufbare Kontraktion während der Phasenumwandlung beträgt bei SmartFlex nach dem Trainingsprozess etwa 5 %. Bei einer Last von 250 MPa sollte die Kontraktion allerdings 3 % nicht überschreiten, um die Aktorik für mehr als 100.000 Zyklen abrufen zu können. [102, 103] Alle Drähte besitzen eine schwarz glänzende Oxidoberfläche.

#### **4.1.2 Polymermatrix**

Zur Einbettung der FGL-Drähte wird das kalthärtende Epoxidharzsystem Araldite LY 5052 mit dem Härter Aradur 5052 verwendet. Dieses ermöglicht eine Vernetzung bei Raumtemperatur. Die Glasübergangstemperatur liegt nach einer Aushärtung bei RT für 7 Tage im Bereich von 60 °C. Durch nachfolgende Temperschritte kann die Glasübergangstemperatur jedoch bis auf etwa 115 – 120 °C erhöht werden (1 h @ 100 °C). Die niedrige Viskosität von etwa 1000 – 1500 mPas und die lange Verarbeitungszeit von mehr als 100 Minuten ermöglichen eine gute Imprägnierung der FGL-Drähte sowie des Nähgarns, auch ohne Einsatz eines Vakuumaufbaus oder Drucktopfs. [104]

#### **4.1.3 Faserkunststoffverbund**

Für die Herstellung des Grundlaminats für die aktiven Hybridverbunde wird ein Prepreg aus glasfaserverstärktem Epoxidharz, SIGRAPREG G U300-0/NF-E320/35%

von der SGL Carbon SE, eingesetzt. Dieses hat ein Gewichtsanteil von 35 % Harz, was nach der Aushärtung zu einem Faservolumengehalt von 60 % führt. Bei diesem Faservolumengehalt besitzt es eine Dichte von  $1,99 \text{ g/cm}^3$  und hat einen Zug- bzw. Biegemodul von 45 GPa in Faserrichtung. [105, 106]

Aus diesem Prepreg werden mittels Handlaminieren und anschließendem Aushärten im Autoklav Platten hergestellt, die in den weiteren Versuchen als Grundlaminat verwendet werden. Um die Steifigkeit des Grundlaminats im aktiven Hybridverbund in Verformungsrichtung gering zu halten und somit die Spannungen im bzw. entlang des FGL-Drahts zu reduzieren, erfolgt der Aufbau des Grundlaminats als  $[45/-45]_s$ -Stapel. Durch den symmetrischen Aufbau werden Eigenspannungen und ein damit verbundener Verzug des Grundlaminats nach dem Entformen vermieden.

#### 4.1.4 Nähgarn

Zum Fixieren der FGL-Drähte/-Halbzeuge auf dem Grundlaminat wird das Nomex-Garn N-tech 70 der Amann Group verwendet. Dieses ist hitzebeständig und nicht schmelzend (Zersetzungstemperatur von  $370 \text{ }^\circ\text{C}$ ) bei einer Höchstzugkraft von 16 N und einer maximalen Dehnung von mehr als 20 %. [107]

#### 4.1.5 Additiv gefertigte Kraffteinleitungselemente

Zur Fixierung von Drahtmäandern auf dem Grundlaminat kommen additiv gefertigte Kraffteinleitungselemente zum Einsatz. Diese werden mittels Schmelzschtichtung, engl. fused deposition modeling (FDM), hergestellt. Dabei kommen vier verschiedene ungefüllte thermoplastische Materialien bzw. Blends zum Einsatz: Acrylnitril-Butadien-Styrol (ABS), Polyetherimid (PEI), Polyphthalamid (PPA) sowie ein Blend aus Polycarbonat und Acrylnitril-Butadien-Styrol (PC/ABS). Die wichtigsten Eigenschaften der Materialien sind in Tabelle 6 zusammengefasst.

Tabelle 6: Wichtigste Eigenschaften der Materialien für die additive Fertigung von Kraffteinleitungselementen [108–111]

Material	Handelsname	E-Modul [MPa]	Wärmeformbeständigkeit [ $^\circ\text{C}$ ]
ABS	ABSplus-P430	2200	82
PEI	ULTEM 9085	2150	153
PPA	FIL-A-GEHR PPA	3000	105
PC/ABS	FIL-A-GEHR PC/ABS	2400	110-135

## 4.2 Materialcharakterisierung

### 4.2.1 Formgedächtnislegierung

Eine umfassende Charakterisierung der verwendeten FGL-Drähte wurde von Hübler [79] bereits am Institut für Verbundwerkstoffe durchgeführt, sodass auf diese Ergebnisse zurückgegriffen werden kann. Dabei wurden sowohl die mechanischen Eigenschaften im Zugversuch bei unterschiedlichen Temperaturen ermittelt sowie auch aktorische Kennwerte bei einer Aktivierung gegen eine Feder bestimmt. Hierbei kamen unter anderem Federn mit Federraten von 8, 81 bzw. 336 N/mm zum Einsatz. Eine detaillierte Beschreibung der Versuche kann [112] entnommen werden.

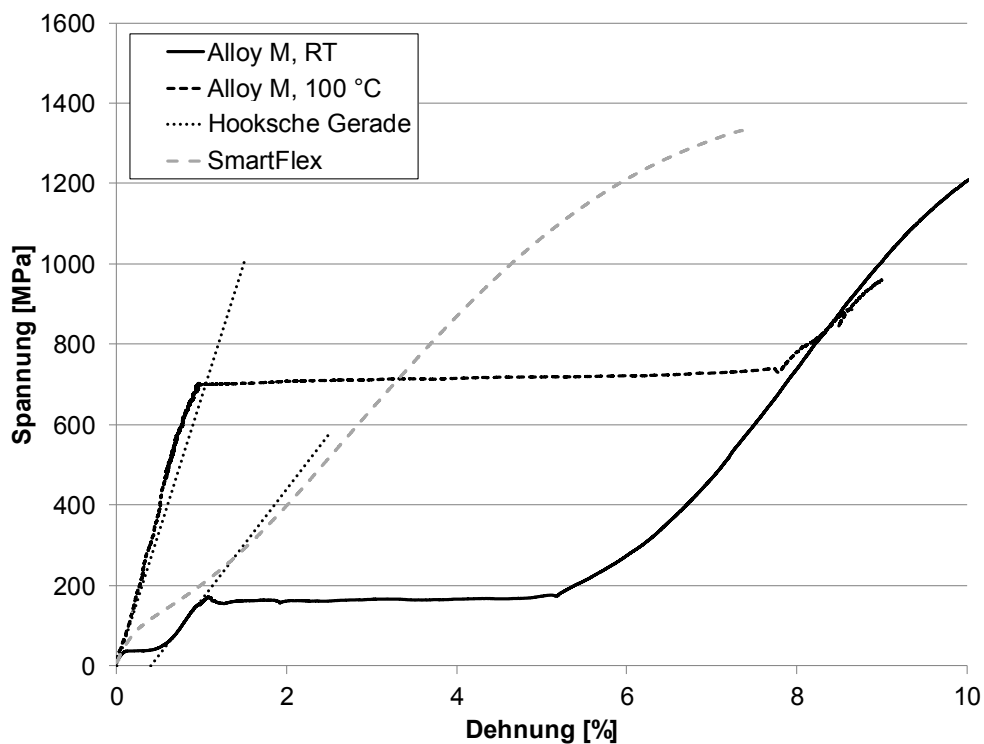


Abbildung 22: Spannung-Dehnung-Diagramm für Zugversuche an den verwendeten FGL-Drähten (grau: Alloy M; schwarz: SmartFlex)

Abbildung 22 zeigt das Spannung-Dehnung-Diagramm für den Zugversuch der beiden FGL-Drähte. Hieraus ergibt sich für Alloy M eine Steigung der Hookschen Gerade von 27,5 GPa im martensitischen und von 67 GPa im austenitischen Zustand. Das aktorische Verhalten der beiden Materialien ist in Abbildung 23 dargestellt. Die Drähte mit dem Ein-Weg-Effekt wurden hierfür zunächst auf 4 % vorgedehnt, um bei der späteren Aktivierung eine aktorische Wirkung zu erzielen. Es wird deutlich, dass

die erreichten Spannungen für SmartFlex-Drähte deutlich oberhalb derer von Alloy M-Drähten liegen. Gleichzeitig sind die erreichbaren Dehnungen bei der Aktivierung gegen Federn mit hoher Federrate für SmartFlex-Drähte geringer.

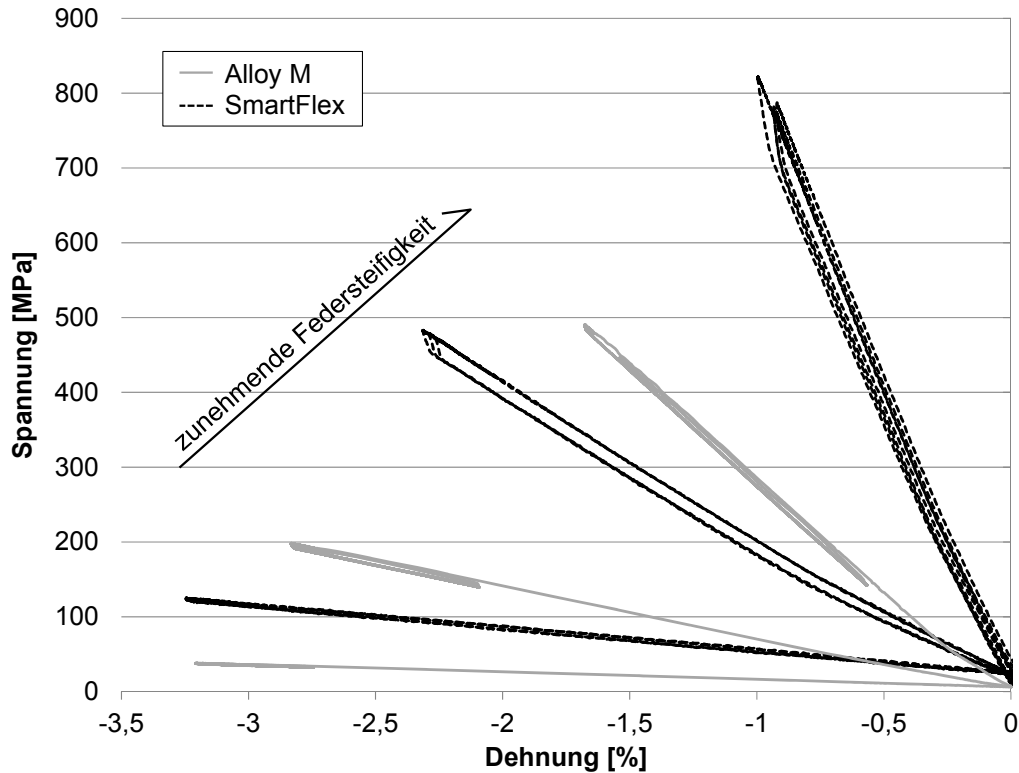


Abbildung 23: Spannung-Dehnungs-Diagramm für Aktivierung gegen Federn mit zunehmender Steifigkeit (grau: Alloy M; schwarz: SmartFlex)

#### 4.2.2 Polymermatrix

Die Polymermatrix wurde hinsichtlich ihrer mechanischen und thermischen Eigenschaften charakterisiert, da diese stark von den Aushärtebedingungen (Dauer und Temperatur) abhängig sind und einen großen Einfluss auf das Verhalten der Probekörper in den durchgeführten Versuchen haben. Die wichtigsten Eigenschaften sind die temperaturabhängigen Zugeigenschaften (E-Modul, Bruchdehnung, Zugfestigkeit), die mittels temperierter Zugversuche ermittelt wurden. Diese werden stark von der Lage des Glasübergangsbereichs beeinflusst, weshalb dieser mit Hilfe der DMA ermittelt wurde.

#### 4.2.2.1 Zugversuche

Um die temperaturabhängigen Zugeigenschaften der Polymermatrix zu messen, wurden Zugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 527-1 [113] eingesetzt. Die Versuche wurden mit Hilfe einer Universalprüfmaschine (1485 von ZwickRoell GmbH & Co. KG) und einer Temperierkammer an Schulterstäben des Typs 1A mit einer Prüfgeschwindigkeit von 1 mm/min durchgeführt. Dabei wurde die Versuchstemperatur variiert (Raumtemperatur, 40 °C, 50 °C, 60 °C sowie 100 °C), um im Bereich der Glasübergangstemperatur eine ausreichende Anzahl von Messpunkten zu erhalten. Die Probekörper und die Prüfkammer wurden 30 min auf Prüftemperatur gehalten, bevor die Messung gestartet wurde. Alle Probekörper für die temperierten Versuche wurden für mindestens 24 h bei Raumtemperatur ausgehärtet ohne einen anschließenden Temperprozess. Zusätzlich wurden Versuche bei Raumtemperatur mit unterschiedlich ausgehärteten Proben durchgeführt. Auch hierfür wurden alle Probekörper zunächst bei Raumtemperatur für 24 h ausgehärtet, jedoch im Anschluss noch für 8 h bei 60 °C bzw. für 30 min bei 100 °C getempert. Diese Temperaturen wurden ausgewählt, da ein Tempersschritt bei 60 °C auch für Hybridverbunde durchgeführt werden kann, ohne eine Aktivierung der FGL-Drähte zu bewirken. Der Tempersschritt bei 100 °C wurde durchgeführt, um für die Pull-Out Versuche im austenitischen Zustand (bei 100 °C) ein besseres Verständnis für das Matrixverhalten zu generieren. Die Herstellungs- bzw. Versuchsparameter der Zugversuche sind in Tabelle 7 zusammengefasst.

Tabelle 7: Versuchs- und Herstellungsparameter für die Charakterisierung der Polymermatrix im Zugversuch

Probenbezeichnung	Versuchstemperatur	Aushärteprozess
RT-RT	RT	RT
RT-60	RT	RT + 8 h @ 60 °C
RT-100	RT	RT + 0,5 h @ 100 °C
40-RT	40 °C	RT
50-RT	50 °C	RT
60-RT	60 °C	RT
100-RT	100 °C	RT

Abbildung 24 zeigt den E-Modul der Polymermatrix in Abhängigkeit der Versuchs- und Herstellungsparameter. Der E-Modul wurde im Dehnungsbereich zwischen 0,05 und 0,25 % (Messung mit Extensometern) bestimmt. Es wurden jeweils

5 Messungen ausgewertet. Es ist zu erkennen, dass der Herstellungsprozess mit einem der Aushärtung bei RT nachgelagerten Tempersschritt lediglich zu einer geringen Abnahme des E-Moduls mit steigender Tempertemperatur führt. Die Versuchstemperatur hingegen hat einen entscheidenden Einfluss auf den E-Modul. Dieser nimmt mit steigender Temperatur von 2600 MPa bei RT auf etwa 500 MPa bei 60 °C ab. Bei einer Versuchstemperatur von 100 °C nimmt der E-Modul wieder auf etwa 1250 MPa zu, was durch eine Nachhärtung während des Temperierens der Probe vor Versuchsbeginn bedingt ist.

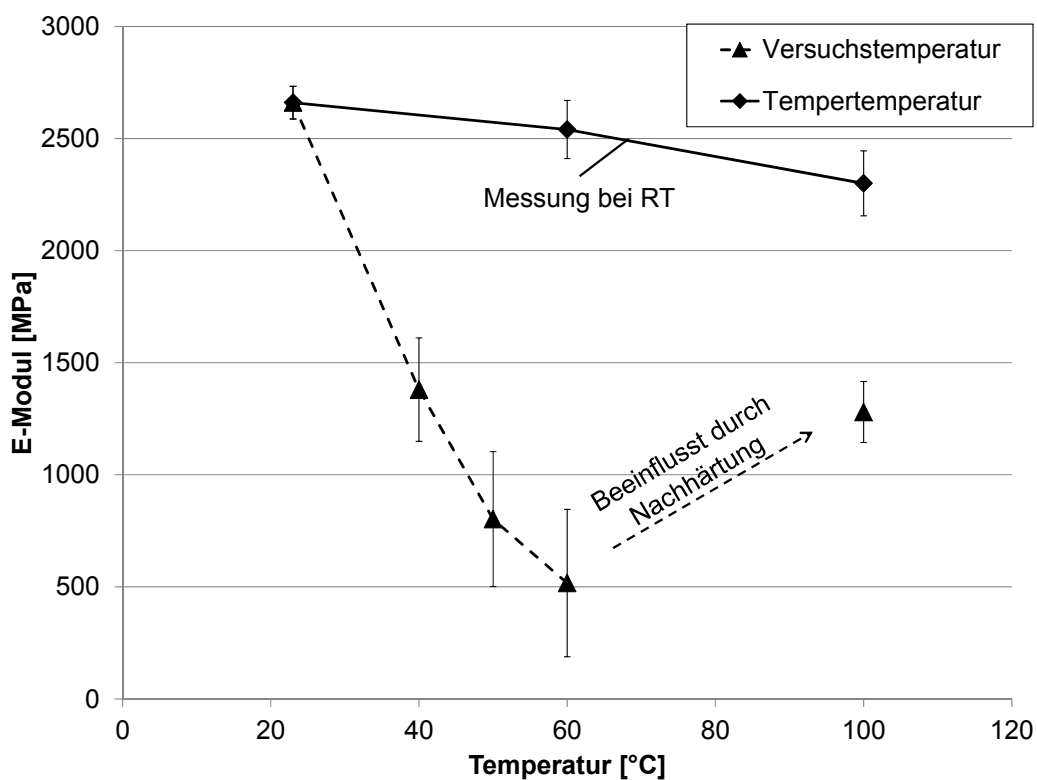


Abbildung 24: E-Modul der Polymermatrix in Abhängigkeit der Versuchs- und Herstellungsparameter. Bei den Zugversuchen wurde zusätzlich die Bruchdehnung der Matrix gemessen. Diese liegt für Proben vom Typ RT-RT bei etwa 1 %. Sowohl durch das Tempern als auch durch die Erhöhung der Temperatur im Versuch wurde eine Erhöhung der Bruchdehnung festgestellt. Durch das Tempern wurde sie auf etwa 2,5 % gesteigert, während für alle Prüfungen bei erhöhter Temperatur Bruchdehnungen von mehr als 5 % gemessen wurden.

4.2.2.2 Dynamisch-mechanische Analyse

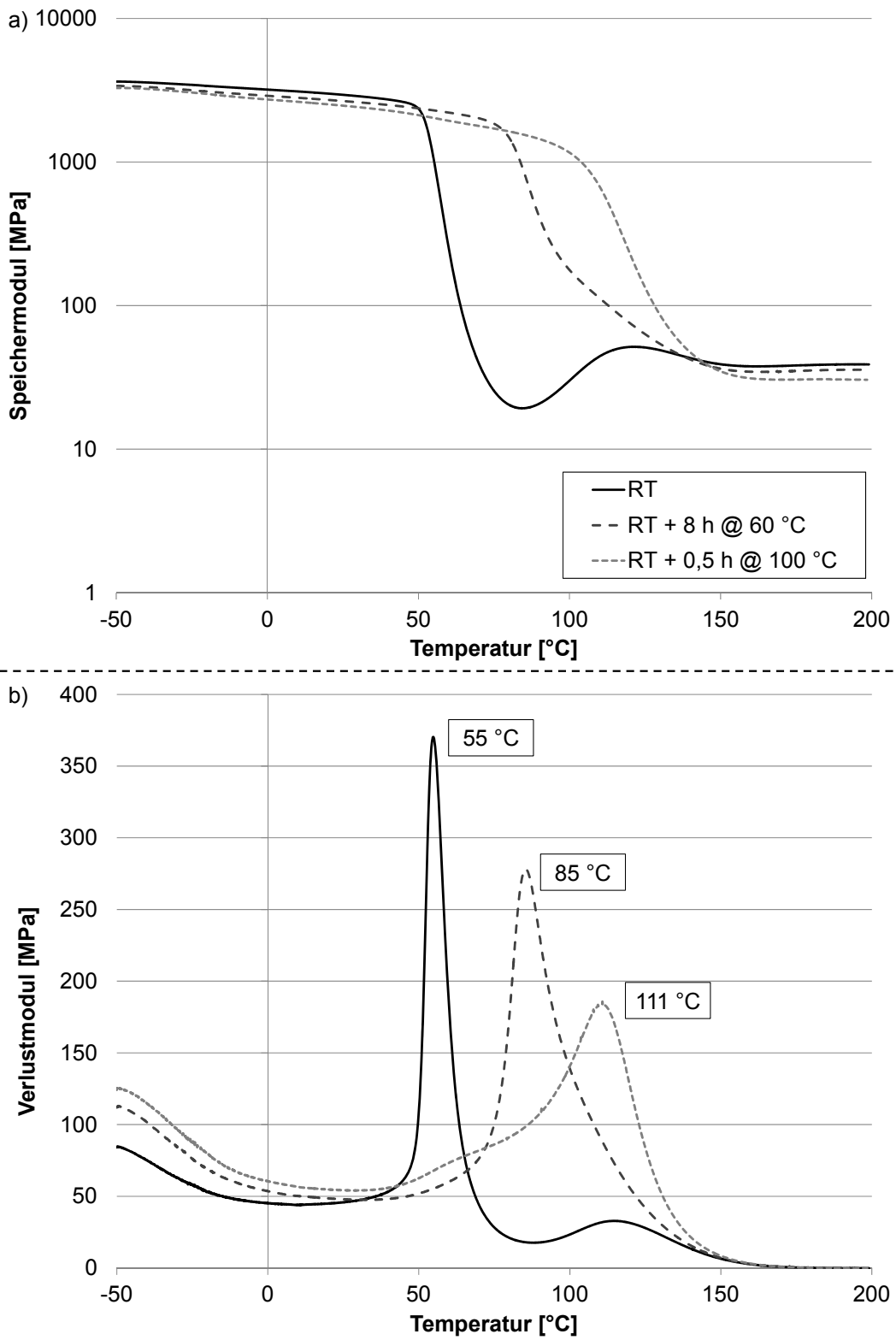


Abbildung 25: a) Speicher- und b) Verlustmodul über der Temperatur für Polymermatrixproben mit unterschiedlichen Aushärtezyklen



Zusätzlich wurden DMA-Messungen mit Hilfe eines thermomechanischen Analysators (Q800 von TA Instruments) an Polymermatrixproben durchgeführt, um das temperaturabhängige Verhalten zu charakterisieren. Hierbei war insbesondere die Bestimmung des Glasübergangsbereichs von Interesse. Die Versuche wurden im Single Cantilever Setup an Polymermatrixstäben ( $17,6 \times 2,9 \times 2,6 \text{ mm}^3$ ) durchgeführt. Die Proben wurden mit einer Heizrate von  $2 \text{ K/min}$  von  $-50 \text{ °C}$  bis  $200 \text{ °C}$  erwärmt bei einer Anregungsfrequenz von  $1 \text{ Hz}$ . Die Versuche wurden mit einer Dehnung von  $0,1 \%$  durchgeführt, um eine Messung im linearelastischen Bereich über einen möglichst großen Temperaturbereich zu gewährleisten. Die Heizrate und Frequenz wurden auf Basis von [44] ausgewählt. Der Temperaturbereich wurde aufgrund des aus dem Datenblatt zu erwartendem Bereich für den Glasübergang gewählt.

Es wurden auch hier Proben mit unterschiedlichen Aushärtezyklen untersucht:  $24 \text{ h}$  bei RT,  $24 \text{ h}$  bei RT +  $8 \text{ h}$  bei  $60 \text{ °C}$  und  $24 \text{ h}$  bei RT +  $0,5 \text{ h}$  bei  $100 \text{ °C}$ . Die Glasübergangstemperatur wurde für alle Versuche anhand der Kurvenmaxima des Verlustmoduls bestimmt. [44]

Abbildung 25 zeigt die Speicher- und Verlustmodule der untersuchten Proben in Abhängigkeit von der Temperatur. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Tempersritte zu einer deutlichen Erhöhung der Glasübergangstemperatur führen. Während die bei RT ausgehärtete Probe eine Glasübergangstemperatur von  $55 \text{ °C}$  aufweist, kann diese durch einen Tempersschritt bei  $60 \text{ °C}$  bereits auf  $85 \text{ °C}$  erhöht werden. Durch den Tempersschritt bei  $100 \text{ °C}$  ist sogar eine Erhöhung auf  $111 \text{ °C}$  möglich. Außerdem zeigt der Verlauf des Speichermoduls der nur bei RT ausgehärteten Probe eine deutliche Nachhärtung der Polymermatrix ab etwa  $90 \text{ °C}$ . Dies bestätigt die Annahme aus den Zugversuchen, dass bereits beim Temperieren der Probe auf  $100 \text{ °C}$  eine Nachhärtung auftritt.

## 5 Experimentelle Untersuchung

Zur Prüfung der übertragbaren Kräfte wurden drei verschiedene Versuche ausgewählt. Mittels Pull-Out Versuchen sowie modifizierten Pull-Out Versuchen erfolgte die Messung der übertragbaren Schubkraft zwischen FGL-Draht und Polymermatrix. Die Messung der übertragbaren Normalkraft wurde mit Schälversuchen durchgeführt. Eine abschließende Charakterisierung von aktiven Hybridverbunden hinsichtlich der erreichbaren Spitzenauslenkung ermöglichte eine Validierung der zuvor gewonnenen Ergebnisse. Im Folgenden werden die Versuche sowie die Gründe für die Wahl der entsprechenden Versuche im Detail beschrieben. Zudem wird die Herstellung der Probekörper für die durchgeführten Versuche erläutert.

### 5.1 Pull-Out-Versuche

Für die Messung der übertragbaren Schubkräfte zwischen FGL-Draht und umgebender Polymermatrix wurden Pull-Out Versuche durchgeführt. Entscheidende Kriterien für die Auswahl dieses Versuchstyps waren die Vergleichbarkeit mit anderen Arbeiten, in denen zur quantitativen Bestimmung der übertragbaren Kraft ausschließlich Pull-Out Versuche zum Einsatz kommen, sowie die Möglichkeit die Krafteinleitung durch eine thermische Aktivierung des FGL-Drahts zu erzeugen. Um die besonderen Bedingungen, die sich aus dem materialspezifischen Verhalten von FGL sowie deren Einsatz in aktiven Hybridverbunden ergeben, zu berücksichtigen, wurden zusätzlich modifizierte Pull-Out Versuche durchgeführt. Um den von Hübler et al. [114] beschriebenen Einfluss von Nukleationen bei der Entzwilligung von FGL zu berücksichtigen, wurde die Dehnrates bei dehnungsgeregelten Pull-Out Versuchen variiert. Da die Aktivierung von FGL auf einem thermischen Phasenübergang basiert, wurden zusätzlich dehnungsgeregelte Versuche mit einer Variation der Umgebungstemperatur durchgeführt. Um anwendungsnahe Ergebnisse zu erhalten, wurde auf Pull-Out Versuche mit einer thermischen Aktivierung von vorgedehnten FGL-Drähten zurückgegriffen, bei denen die Auszugkraft durch die Kontraktion der FGL-Drähte erzeugt wurde.

Durch den Einsatz einer Spannungsoptik konnten die inneren Spannungen in der Matrix sichtbar gemacht werden. Somit war es möglich, die in 2.4.2 beschriebene

inhomogene Schubspannungsverteilung zu visualisieren. Des Weiteren wurde durch die Spannungsoptik der Versagensfortschritt entlang des Interfaces sichtbar.

### 5.1.1 Versuchsaufbau

Abbildung 26 zeigt den Versuchsaufbau für die durchgeführten Pull-Out Versuche. Der Probekörper aus einem in Polymermatrix eingebetteten FGL-Draht wurde mit Hilfe eines individuell angefertigten Probenhalters (vgl. Abbildung 27) in einer Universalprüfmaschine (RetroLine 10 kN der ZwickRoell GmbH & Co. KG) eingespannt. Der Probenhalter wurde hierzu in der oberen Spannbacke der Prüfmaschine geklemmt, während das freie Drahtende in der unteren Spannbacke befestigt wird. Für die Versuche wurden pneumatische Spannbacken verwendet. Der Probenhalter ermöglichte eine gute Positionierbarkeit der Probe, um ein Auftreten von Querkräften in der Probe zu vermeiden. Zur besseren Abstützung der Matrix in direkter Umgebung des Drahtes wurde ein Einleger verwendet, der eine Bohrung mit einem Durchmesser von 0,6 mm für die Drahtdurchführung aufwies.

Polarisationsfilter wurden für die optische Spannungsmessung vor und hinter der Probe befestigt. Mit Hilfe einer Hochgeschwindigkeitskamera (MotionXtra N4 der Imaging Solutions GmbH) wurden die Bilder der optischen Spannungsmessung aufgezeichnet.

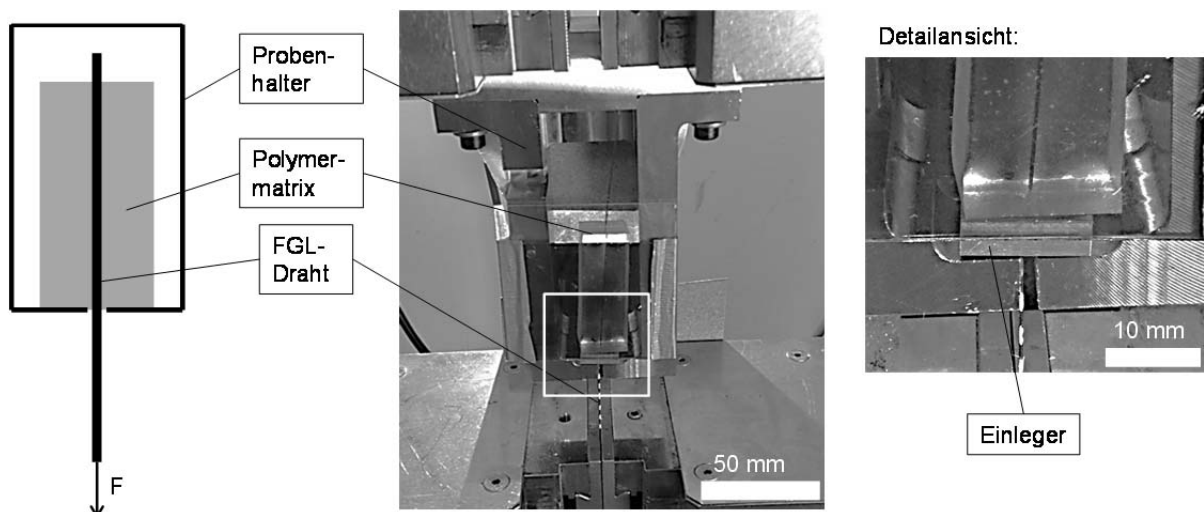


Abbildung 26: Schematische Darstellung sowie Versuchsaufbau für die Pull-Out Versuche

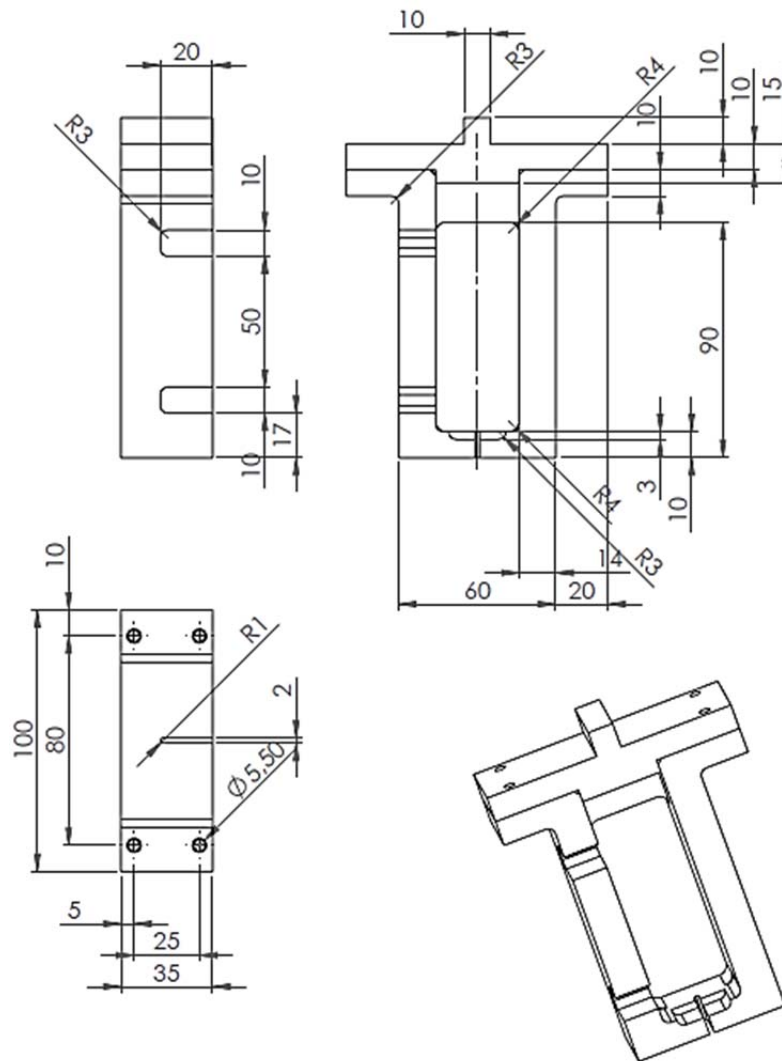


Abbildung 27: Zeichnung des individuell angefertigten Probenhalters für die Pull-Out Versuche

Die Abmessungen der verwendeten Probekörper sind in Abbildung 28 dargestellt. Die freie Länge wurde mit 40 mm so gewählt, dass auch bei der thermischen Aktivierung der vorgedehnten Drähte eine ausreichende Kontraktion und damit verbundene Kraft auftritt, um ein Versagen im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix zu erzeugen. Die eingebettete Länge wurde auf 50 mm festgelegt, um eine optische Darstellung der Spannungsspitze sowie einen Rissfortschritt zu ermöglichen. Die Breite und Dicke der Probe wurden um mehr als eine Größenordnung größer als der FGL-Drahtdurchmesser gewählt, damit möglichst keine Beeinflussung des Interfaces durch Randeﬀekte aus der Polymermatrix entsteht.

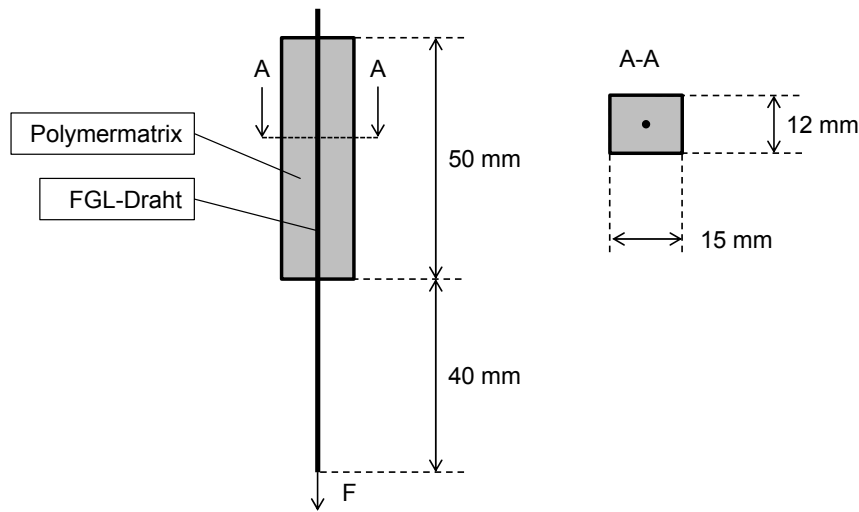


Abbildung 28: Probenabmessungen für Pull-Out Versuche

### 5.1.2 Pull-Out Versuche, dehnungsgeregelt

Für die dehnungsgeregelten Versuche wurde der FGL-Draht durch eine von der Prüfmaschine aufgebrachte Zugbewegung aus der Polymermatrix herausgezogen. Dabei wurden zwei verschiedene Dehnraten in Bezug auf die freie Drahtlänge verwendet: 1) 25 %/min, was in etwa der Aktivierungsgeschwindigkeit von FGL-Drähten in aktiven Hybridverbunden bei einer Erwärmung eines FGL-Drahtes mit einem Durchmesser von 0,5 mm mit einer Stromstärke von 3 A entspricht; 2) 1000 %/min, was die maximale Dehnrates der eingesetzten Prüfmaschine darstellt. Hierdurch sollte ein adiabatischer Zustand erreicht werden, bei dem die Nukleationen bei der Entzwilligung des freien Teils des FGL-Drahts unterdrückt werden. Dieser sollte ein homogenes Spannungs-Dehnungs-Verhalten im freien FGL-Draht bedingen, welches zu einem kontinuierlichen Anstieg der Belastung im Interface führen sollte. Gleichzeitig führt die Erhöhung der Dehnrates allerdings auch zu einer Versprödung der Polymermatrix. Für eine Versuchsreihe wurden zusätzlich Versuche mit einer Dehnrates von 100 %/min durchgeführt, um einen weiteren Messpunkt zwischen den beiden relevanten Messpunkten zu generieren. Für alle Versuche wurde eine Vorkraft von 5 N angefahren, bei Erreichen derer auch die Kamera für die optische Dehnungsmessung ausgelöst wurde.

Um den Temperatureinfluss zu untersuchen, wurden Versuche bei RT und 100 °C mit einer Universalprüfmaschine (1485 von ZwickRoell GmbH & Co. KG) und der

zugehörigen Temperierkammer durchgeführt. Dies war nötig, da bei aktiven Hybridverbunden die Aktorik und somit die Belastung erst bei thermischer Aktivierung der FGL-Drähte auftritt. Da dies auf der Gefügeumwandlung von Martensit zu Austenit basiert, sollte auch das Verhalten im austenitischen Zustand untersucht werden. Bei RT liegt im FGL-Draht martensitisches Gefüge vor, während dieser bei 100 °C vollständig austenitisch ist. Zusätzlich hat die Temperatur einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Polymermatrix im Bulk (vgl. Abbildung 24 bzw. Kapitel 4.2.2). Während der E-Modul und die Zugfestigkeit abnehmen, führt die Erhöhung der Temperatur zu einer deutlichen Zunahme der Bruchdehnung. Für die Versuche bei 100 °C war aufgrund der Temperierkammer der Einsatz der Spannungsoptik nicht möglich.

Alle dehnungsgeregelten Pull-Out Versuche wurden mit Drähten aus dem Ein-Weg-Effekt Material Alloy M mit einem Durchmesser von 0,5 mm durchgeführt.

Mit Hilfe der Universalprüfmaschine wurden der Verlauf der Traverse (Korrelation zu Dehnung des Drahts) und die in der Probe entstehende Kraft gemessen.

### **5.1.3 Pull-Out Versuche, thermisch aktiviert**

Für eine Charakterisierung der Kraftübertragung zwischen FGL-Drähten und Polymermatrix wurden modifizierte Pull-Out Versuche durchgeführt, die eine möglichst anwendungsnahe Messung ermöglichten. Bei diesen Versuchen wurde die Kraft nicht extern in die Probe eingeleitet sondern intrinsisch vom eingebetteten FGL-Draht generiert. Hierfür wurden die Pull-Out Proben ebenfalls mit Hilfe des Probenhalters in die Universalprüfmaschine eingespannt. Für diese Versuche wurde jedoch nach Erreichen der Vorkraft von 1 N die Traverse der Prüfmaschine in dieser Position gehalten. Der FGL-Draht wurde nach Erreichen der Vorkraft mittels Joule'scher Erwärmung aufgeheizt, wodurch der Phasenübergang von Martensit zu Austenit stattfand. Dabei wurde der Strom auf 3A geregelt, was einer Aufheizdauer von etwa 5 s von RT auf 100 °C entspricht und somit zu einem analysierbaren Spannungsanstieg in der Probe führt. Zusätzlich wurden Versuche mit 5 A und 7A durchgeführt, um den Einfluss einer schnelleren Erwärmung charakterisieren zu können. Insbesondere die Erwärmung der Polymermatrix aufgrund der Wärmeleitung aus dem FGL-Draht wird stark von der Stromstärke und der damit verbundenen Aufheizdauer beeinflusst. Bei

allen Versuchen wurde der FGL-Draht auf mindestens 100 °C erwärmt, um eine vollständige Umwandlung des FGL-Gefüges sicherzustellen.

Für die Versuche wurden FGL-Drähte mit einem Durchmesser von 0,5 mm verwendet. Es kamen sowohl das Ein-Weg-Effekt Material Alloy M als auch das Zwei-Weg-Effekt Material SmartFlex zum Einsatz. Die Drähte vom Typ Alloy M wurden vor dem Einbetten in die Polymermatrix mit einer Dehnrate von 300 %/min auf 4 % vorgezogen, sodass diese bei der Erwärmung im Pull-Out Versuch eine intrinsische Kraft aufgrund ihrer Kontraktion generieren konnten. Die Dehnrate wurde basierend auf [114] so gewählt, dass möglichst keine Nukleationen bei der Entzwillung entstanden.

Während der Versuche wurde von der Universalprüfmaschine zeitabhängig die Kraft aufgezeichnet. Zusätzlich wurden Stromstärke und Spannung beim Erwärmen gemessen. Die Hochgeschwindigkeitskamera wurde bei diesen Versuchen über das Einschaltsignal des Stroms getriggert. Der Einsatz einer Infrarotkamera ermöglichte außerdem die Messung der Temperatur am freien Drahtende.

Sowohl für die dehnungsgeregelten als auch für die thermisch aktivierten Pull-Out Versuche wurden 6 Probekörper je Variante untersucht.

#### **5.1.4 Spannungsoptik**

Mit Hilfe der Spannungsoptik können innere Spannungen in einem transparenten Körper sichtbar gemacht werden. Hierbei wird die optische Doppelbrechung, die bei Belastung aufgrund der inneren Spannungen und der damit einhergehenden Anisotropie des Probekörpers auftritt, genutzt. Hierfür wird polarisiertes Licht durch die Probe geleitet. Durch die Spannungsdoppelbrechung kommt es zu einer Aufteilung der Lichtwellen in zwei senkrecht zu einander stehende Komponenten, die mit unterschiedlicher Geschwindigkeit durch den Probekörper laufen. Die dadurch entstehende Phasenverschiebung kann mit Hilfe eines Analysators (Polarisationsfilter 90° verschoben zu Polarisator) sichtbar gemacht werden. Eine optische Auswertung dieser Phasenverschiebung ermöglicht die qualitative Betrachtung innerer Spannungen, da die Größenordnung der Verzögerung direkt mit der Spannung im Material korreliert. Die inneren Spannungen stellen sich dabei als isochromatische Streifen (farbige

Streifen) dar. Außerdem entstehen sogenannte Isoklinen (schwarze Linien) an Stellen, an denen die Schwingungsrichtung des polarisierten Lichts mit der Hauptnormalspannungsrichtung im Probekörper übereinstimmt. Die Isoklinen, die sich störend auf die Analyse der Isochromaten auswirken, können durch den Einsatz von zirkular polarisiertem Licht, welches durch die Verwendung zusätzlicher Viertelwellenplatten erzeugt wird, eliminiert werden. Die Viertelwellenplatten werden zwischen dem Polarisator und der Probe bzw. zwischen der Probe und dem Analysator positioniert. [115–117]

Für die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Pull-Out Versuche wurde ein Aufbau mit Viertelwellenplatten verwendet, da die qualitative Betrachtung der auftretenden inneren Spannungen anhand der Isochromaten das Ziel war. Hierdurch sollte vor allem die inhomogene Schubspannungsverteilung im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix sowie ein dadurch bedingtes schrittweises Versagen dessen sichtbar gemacht werden.

Abbildung 29 zeigt schematisch den Aufbau sowie die Funktionsweise der Spannungsoptik ohne Viertelwellenplatten.

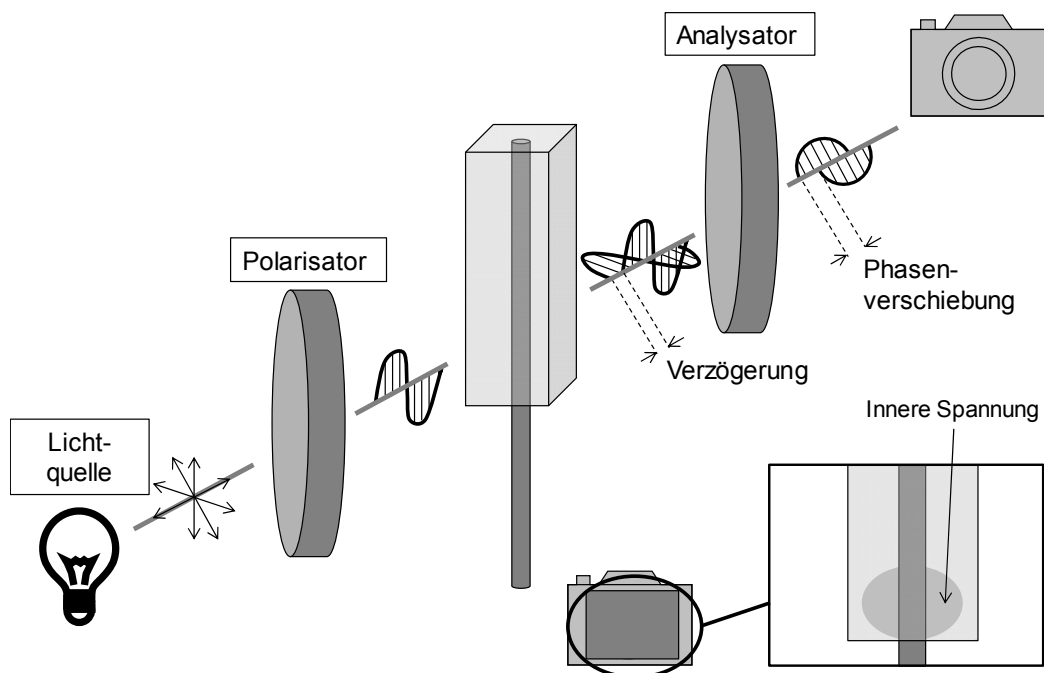


Abbildung 29: Schematische Darstellung des Aufbaus zur Messung innerer Spannungen mittels Spannungsoptik nach [118]



Jonnalagadda et al. [87] führten Untersuchungen an in Polymermatrix eingebetteten FGL-Drähten mit Hilfe einer Spannungsoptik durch. Dabei wurde ein Zwei-Weg-Effekt FGL-Draht in einer Scheibe aus Polymermatrix aktiviert und mittels Spannungsoptik die auftretenden inneren Spannungen analysiert. Hierdurch konnte das Ergebnis für unterschiedliche Oberflächenbehandlungen aus den mechanischen Untersuchungen (vgl. 2.4.4) anhand der Unterschiede in den auftretenden Spannungsniveaus bestätigt werden.

### 5.1.5 Probekörperherstellung

Für die Pull-Out Versuche wurden Polymermatrixproben mit eingebetteten FGL-Drähten hergestellt. Um den Einfluss von Querkräften auf das Interface während des Pull-Out Versuchs zu vermeiden, war eine möglichst senkrechte Ausrichtung des FGL-Drahts in der Polymermatrix erforderlich. Deshalb wurden die FGL-Drähte in einem Rahmen eingespannt, der eine genaue Positionierung dieser sicherstellte (Winkelabweichung  $< 2^\circ$ ). Mit Hilfe dieses Rahmens wurden die FGL-Drähte in einer zweiteiligen Silikonform positioniert (vgl. Abbildung 30). Die Polymermatrix wurde nach Angaben im Datenblatt aus den beiden Komponenten gemischt und anschließend in die Silikonform gegossen. Nach einer Aushärtedauer von 24 h wurden die Probekörper entnommen und auf die Probenbreite zugeschnitten.

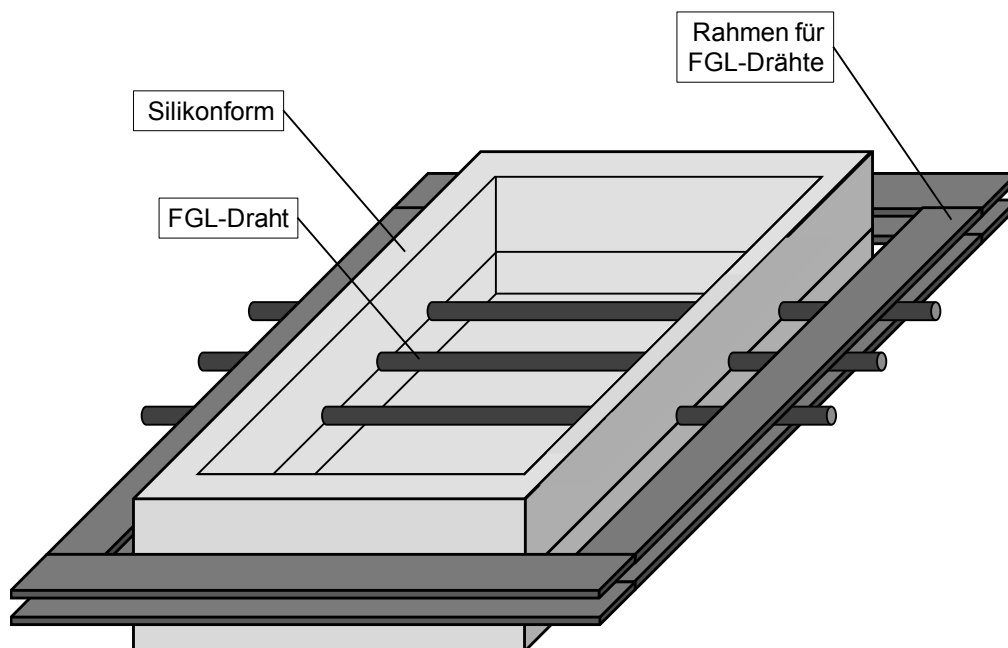


Abbildung 30: Herstellung der Probekörper für die Pull-Out Versuche (schematische Darstellung)

Um die Auswirkung einer nicht senkrechten Ausrichtung der FGL-Drähte abzuschätzen, wurde der Anteil der Querkraft mittels einer einfachen trigonometrischen Betrachtung berechnet (vgl. Abbildung 31):

$$F_{normal} = \cos(\alpha) \cdot F_{pull-out} \quad 5-1$$

$$F_{quer} = \sin(\alpha) \cdot F_{pull-out} \quad 5-2$$

In Tabelle 8 ist der Einfluss einer nicht senkrechten Ausrichtung auf die Normal- ( $F_{normal}$ ) und Querkraftkomponente ( $F_{quer}$ ) der Pull-Out Kraft ( $F_{pull-out}$ ) für verschiedene Winkel mit den Formeln (5-1) & (5-2) berechnet. Tabelle 8 ist zu entnehmen, dass eine Winkelabweichung von  $5^\circ$  lediglich zu einer Reduktion der Normalkraft um 0,4 % der Pull-Out Kraft führt. Allerdings nimmt die Querkraft auf 8,7 % der Pull-Out Kraft zu. Somit führen bereits kleine Winkelabweichungen zu einer großen Querkraftkomponente.

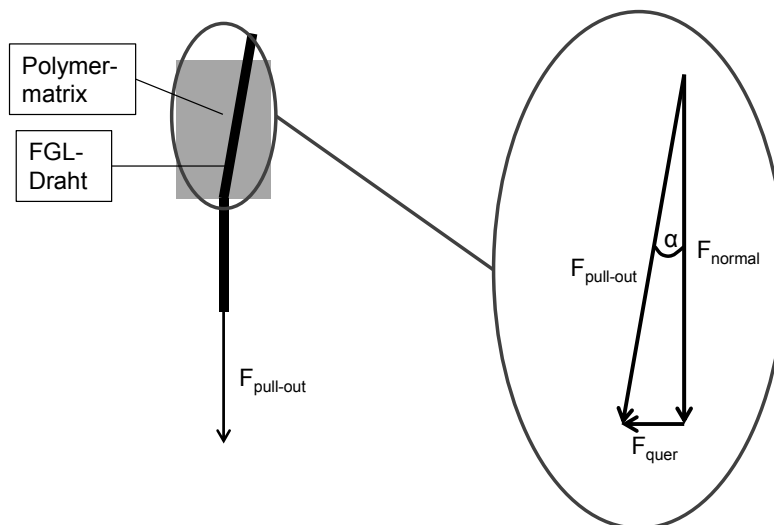


Abbildung 31: Skizze zur Abschätzung des Einflusses einer nicht senkrechten Ausrichtung des FGL-Drahts in der Pull-Out Probe

Tabelle 8: Berechnung des Einflusses einer nicht senkrechten Ausrichtung des FGL-Drahts im Pull-Out Versuch auf Normal- und Querkraft

Winkelabweichung $\alpha$ [°]	$F_{normal}/F_{pull-out}$	$F_{quer}/F_{pull-out}$
0	1,0000	0,0000
1	0,9998	0,0175
2	0,9994	0,0349
5	0,9962	0,0872
10	0,9848	0,1736

## 5.2 Schälversuche

Für die Messung der Normalkraft in der Mitte eines aktiven Hybridverbunds, die wie in 2.4.2 (Spannungsverteilung innerhalb eines aktiven Hybridverbunds) zur Ablösung der FGL-Drähte vom Grundlaminat führen kann, wurden Schälversuche durchgeführt. Ziel dieser Versuche war es eine möglichst hohe Normalspannung im Interface zwischen FGL-Draht und Grundlaminat aufzubringen, ohne dabei Schubspannungen in diesem Bereich zu erzeugen. Aus der Prüfung von Klebeverbindungen sind verschiedene Versuche bekannt, die für die in dieser Arbeit untersuchte Aufgabenstellung in Frage kämen: 1) 90°-Schälversuch, 2) Rollenschälversuch, 3) Klettertrommelversuch. Abbildung 32 zeigt schematisch den Aufbau der drei Versuche.

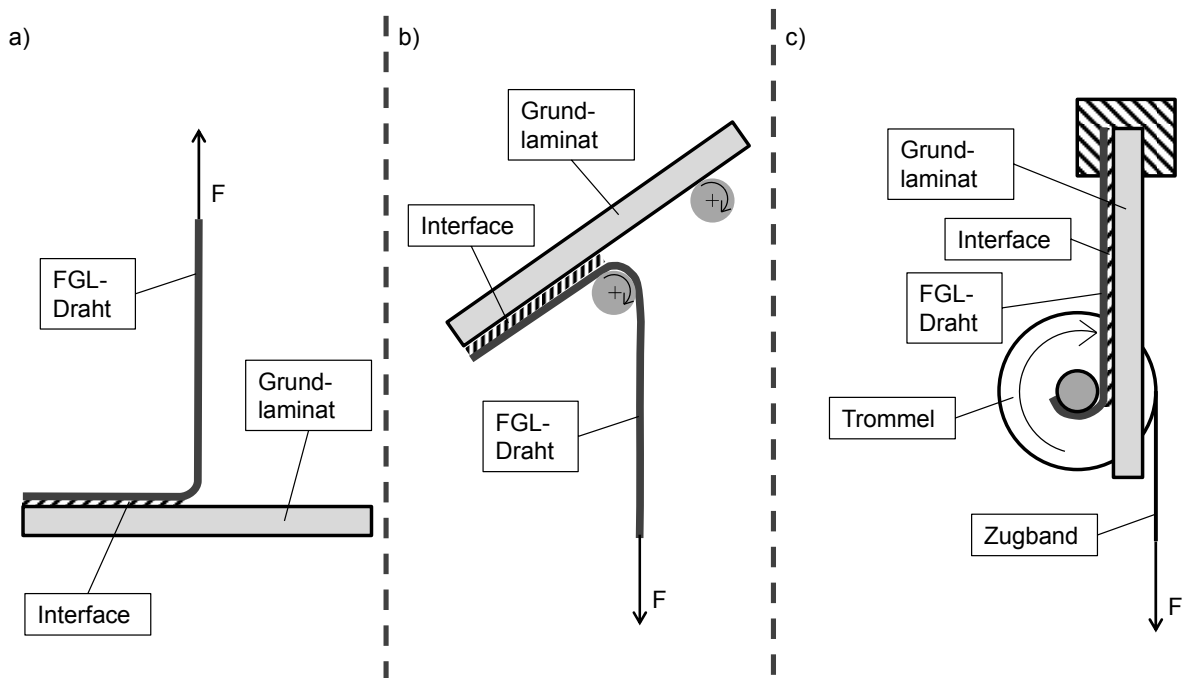


Abbildung 32: Mögliche Versuchsaufbauten zur Bestimmung der Normalkraft im Interface des aktiven Hybridverbunds nach Rasche [119], Habenicht [120] und [121]: a) 90°-Schälversuch, b) Rollenschälversuch, c) Klettertrommelversuch

Beim 90°-Schälversuch wird der FGL-Draht in einem Winkel von 90° abgeschält, wodurch hauptsächlich Normalspannungen auftreten, so lange der Schälwinkel konstant bei 90° gehalten wird. Um auch für größere Schälwege einen konstanten Schälwinkel zu erreichen, kann der Abstand zwischen Grundlaminat und Kraffteinleitungspunkt in den FGL-Draht auf mindestens 600 mm verlängert werden. Nachteilig

bei diesem Versuch ist, dass der Schälradius nicht definierbar ist und somit schwanken kann, wodurch der Anteil von Schubspannungen variieren kann. [119, 122]

Der Rollenschälversuch behebt das Problem des nicht konstanten Schälradius durch die Verwendung einer Rolle über die der flexible Fügepartner (hier: FGL-Draht) geführt wird. Der starre Fügepartner (hier: Grundlaminat) rollt auf einer weiteren Rolle vorwärts. Die Geschwindigkeit dieser Rolle entspricht dabei der Schälgeschwindigkeit. Allerdings führen die Rollen auch zu Reibungseffekten, die das Messergebnis negativ beeinflussen. [120]

Der Klettertrommelversuch, der üblicherweise zur Prüfung von Wabenkernverbunden eingesetzt wird, basiert auf einer Trommel, auf die der flexible Fügepartner aufgewickelt wird. Der starre Fügepartner wird fest in der Prüfmaschine eingespannt. Durch einen Flansch mit daran befestigten Zugbändern wird ein Drehmoment in die Trommel eingeleitet, über die die Schälkraft in das Interface eingeleitet wird. Die Trommel bewegt sich während des Versuchs entlang des Grundlaminats, wodurch ein konstanter Schälradius (Trommelradius) gewährleistet wird. [120, 121] Jedoch ist für diesen Versuch eine aufwändige Messvorrichtung erforderlich. Ebenso treten auch bei diesem Versuch Reibungseffekte auf, die das Messergebnis beeinflussen.

Basierend auf den Vor- und Nachteilen wurde für die Prüfung der Normalkraft in dieser Arbeit der 90°-Schälversuch gewählt, da dieser bei einem FGL-Draht zu einem relativ kleinen und konstanten Schälradius führen sollte ohne eine Beeinflussung der Ergebnisse durch Reibungseffekte. Auf eine lineare Führung des Grundlaminats, die einen möglichst konstanten Schälwinkel gewährleisten könnte, wurde verzichtet, da diese auch zu Reibungseffekten geführt hätte und bei einer inhomogenen Anbindung des FGL-Drahts an das Grundlaminat zusätzlich Schwingungen das Messergebnis beeinflusst hätten.

### **5.2.1 Versuchsaufbau**

Die Versuche wurden mit einer Universalprüfmaschine (1485 von ZwickRoell GmbH & Co. KG) durchgeführt. Dabei wurde das Grundlaminat mittels eines individuell angefertigten Probenhalters mit der unteren Spannbacke der Prüfmaschine verbunden. Der FGL-Draht wurde über eine Verlängerung, die die in [122] geforderte Mindest-

länge gewährleisten, fest mit der oberen Spannbacke verbunden (vgl. Abbildung 33). Diese Mindestlänge ergab sich aus der Forderung über eine große Messstrecke möglichst nur Normalspannung in das Interface zwischen FGL-Draht und Grundlaminate einzuleiten. Die Reduktion der Einspannlänge hätte zu einem sehr kleinen Auswertebereich geführt, in dem die Abweichung vom idealen Schälwinkel ausreichend gering und somit der Schubspannungsanteil vernachlässigbar gewesen wäre (vgl. Abbildung 34). Die Verlängerung wies eine freie Länge von 600 mm auf. Hierdurch ergab sich eine maximale Abweichung des Schälwinkels von  $7,2^\circ$  vom idealen rechten Winkel in den Randbereichen. Durch die Reduktion des Auswertebereichs auf 15 mm rund um den Mittelpunkt der Probe konnte die Winkelabweichung auf maximal  $1,5^\circ$  reduziert werden.

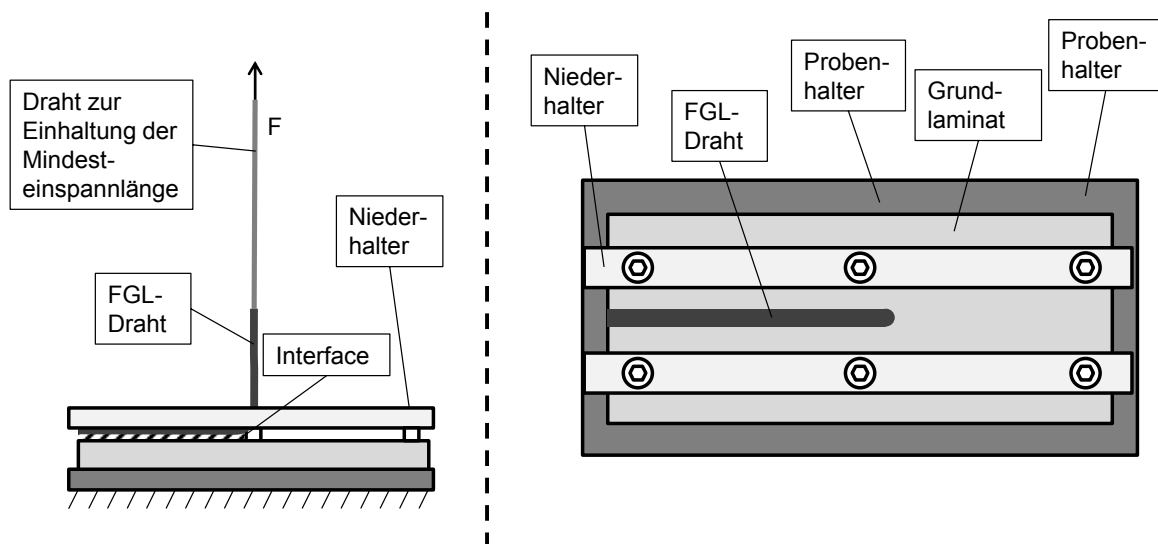


Abbildung 33: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus für die  $90^\circ$ -Schälversuche zur Ermittlung der übertragbaren Normalspannung

### 5.2.2 Versuchsdurchführung

Für die Versuchsdurchführung wurden 5 Proben je Variante mit dem Probenhalter in der Universalprüfmaschine eingespannt. Durch die verwendeten Niederhalter wurde sichergestellt, dass sich das Grundlaminate während des Versuchs nicht verformte und es dadurch zu einer Veränderung des Spannungszustands kam. Der FGL-Draht wurde mit der Verlängerung, die fest in der Prüfmaschine eingespannt war, verbunden. Da die in diesem Versuch zu erwartenden Kräfte sehr klein waren, wurde auf das Anfahren einer Vorkraft verzichtet. Die Traversengeschwindigkeit wurde nach

DIN EN 28510-1 [122] auf 50 mm/min festgelegt. Nach dem vollständigen Abschälen des FGL-Drahts wurde die Messung nach einem Verfahrweg von 165 mm beendet. Für die Auswertung der Versuche wurden der Verfahrweg der Traverse sowie die gemessene Kraft aufgezeichnet.

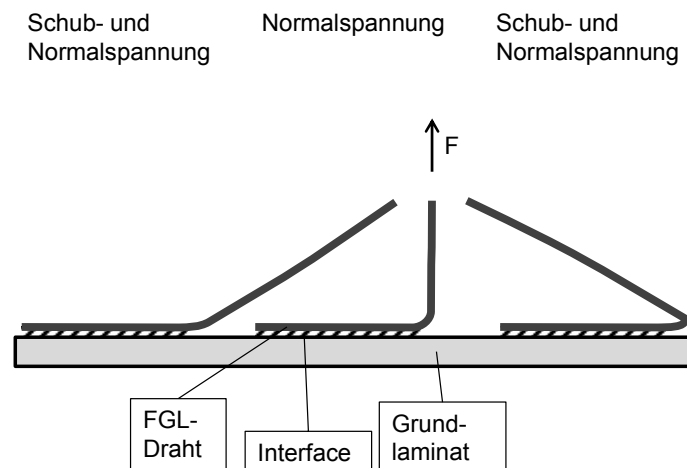


Abbildung 34: Einfluss des Schälwinkels auf die eingeleitete Spannung bei zu geringer Einspannlänge nach Rasche [119]

### 5.2.3 Probekörperherstellung

Für die Herstellung der Probekörper wurde zunächst das Grundlaminat mittel Handlaminieren und anschließendem Aushärtezyklus im Autoklav hergestellt. Die fertige Grundlaminatplatte mit dem Lagenaufbau  $[0/90/0/90/0]$  wurde auf die Maße der Probekörper ( $150 \times 40 \text{ mm}^2$ ) zugesägt. Um einen möglichen Einfluss der Faserorientierung zu untersuchen, wurden Proben mit einer  $0^\circ$ -Decklage sowie mit einer  $90^\circ$ -Decklage verwendet. Anschließend wurde der FGL-Draht (Alloy M,  $\varnothing 0,5 \text{ mm}$ ) mittig auf der Probe fixiert. Der FGL-Draht wurde hierfür nach dem Zuschneiden auf die benötigte Länge lastfrei auf  $100^\circ \text{C}$  erwärmt und anschließend auf RT abgekühlt, um den FGL-Draht in gerader Form einbetten zu können. Um ein Herausziehen des Drahtes aus der Hybridstruktur zu verhindern, wurde der Draht an einem Ende mit einem Querdraht verschweißt, um eine formschlüssige Verbindung zu erzeugen. Zusätzlich wurde dieser Bereich mittels Nähgarn mit dem Grundlaminat verbunden. Um eine genaue Positionierung des FGL-Drahts zu gewährleisten wurde dieser am anderen Ende zusätzlich mit dem Grundlaminat vernäht. Nach der Applikation verschiedener Kraftübertragungsmechanismen wurde eine Polymerharzschicht mit einer

Dicke von 0,2 mm auf dem Grundlaminat auf die Proben aufgebracht. Hierfür wurde ein Presswerkzeug mit Silikonstempeln verwendet, das eine Einstellung der Harzschichtdicke ermöglicht. Die Polymermatrix wurde bei RT für 24 h ausgehärtet. Abbildung 35 zeigt schematisch den Aufbau einer exemplarischen Probe für den 90°-Schälversuch sowie die verwendeten Abmessungen der Probe.

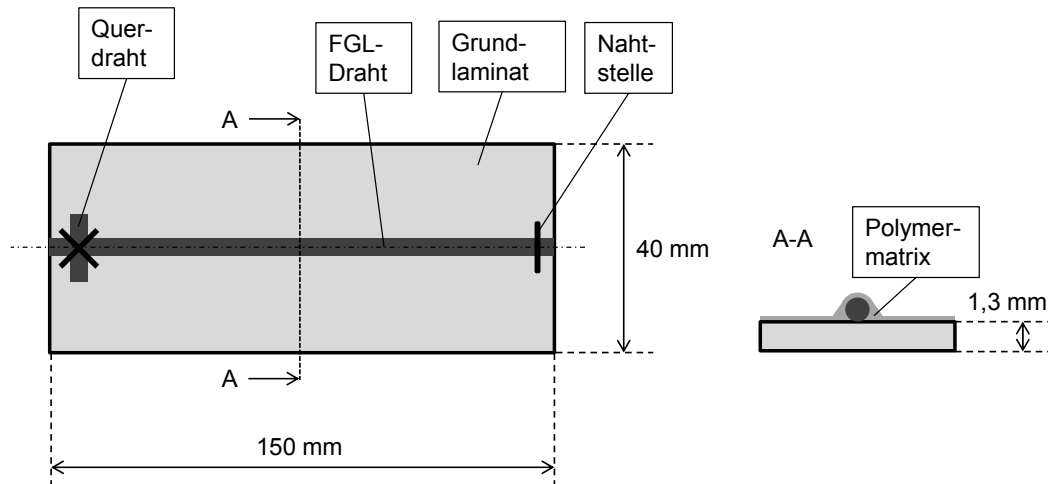


Abbildung 35: Schematische Darstellung eines Probekörpers für den 90°-Schälversuch

### 5.3 Verformungsmessung

Zur Validierung der Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen und 90°-Schälversuchen wurden in Anlehnung an Hübler [79] Verformungsmessungen an aktiven Hybridverbunden durchgeführt. Anhand der maximalen Spitzenauslenkung bei einseitig fest eingespannten Hybridverbunden kann qualitativ auf die maximal übertragbare Kraft im Interface zwischen FGL-Drähten und FKV-Struktur zurückgeschlossen werden. Bei einheitlicher Probengeometrie führt eine größere übertragene Kraft zu einer höheren Spitzenauslenkung. Somit konnten die Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen an einem anwendungsnahen Probekörper validiert werden. Zusätzlich ermöglichte dieser Versuch eine Bestätigung der Ergebnisse aus den Schälversuchen sowie den theoretischen Berechnungen, falls kein Versagen durch Ablösen der FGL-Drähte im mittleren Bereich zu beobachten war.

#### 5.3.1 Versuchsaufbau

Abbildung 36 zeigt den Versuchsaufbau für die Verformungsmessung an aktiven Hybridverbunden. Die Probekörper wurden an einem Ende in der Probeneinspannung horizontal über 2,5 mm eingespannt. Eine Kamera war so vor der Probe positioniert, dass die Auslenkung der Spitze aus der Horizontalen aufgezeichnet werden konnte (vgl. Abbildung 36). Zusätzlich wurde ein Lasertriangulationssensor oberhalb der Probe positioniert, um die Ergebnisse der optischen Verformungsmessung zu validieren. Eine Messung der Spitzenauslenkung mittels Lasertriangulationssensor hätte aufgrund der Krümmung der Probe und der damit einhergehenden Bewegung der Probenspitze in horizontaler Richtung eine Messung mit einem Winkelversatz zur senkrechten Positionierung des Sensors und eine nachträgliche Berechnung der Spitzenauslenkung erforderlich gemacht, die durch die Krümmung der Probe sehr fehleranfällig gewesen wäre. Allerdings kann mit den Daten des Lasertriangulationssensors eine gute Bewertung des zeitabhängigen Verformungsverhaltens durchgeführt und ermöglicht somit eine Aussage über das in den FGL-Drähten noch vorhandene Verformungspotential beim Versagen der Probe. Für die Temperaturmessung wurde ein Thermoelement an einem Draht in der Probenmitte fixiert. Die Stromanschlusstellen der Probekörper wurden mit einem Labornetzteil (HMP4030 von HAMEG Instruments GmbH) verbunden, welches über eine LabVIEW-Umgebung mit



zugehöriger Steuereinheit (CompactDAQ.cDAQ-9188 von National Instruments Germany GmbH) geregelt wurde. Eine zusätzliche LED wurde im Bildbereich der Kamera positioniert, um ein optisches Signal zu erzeugen, während die Probe aufgeheizt wurde.

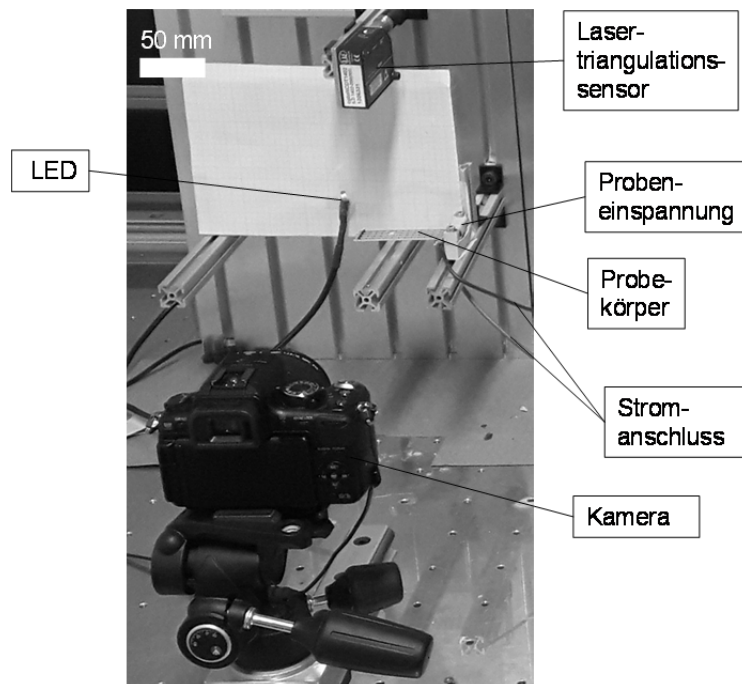


Abbildung 36: Versuchsaufbau für Verformungsmessung an aktiven Hybridverbunden

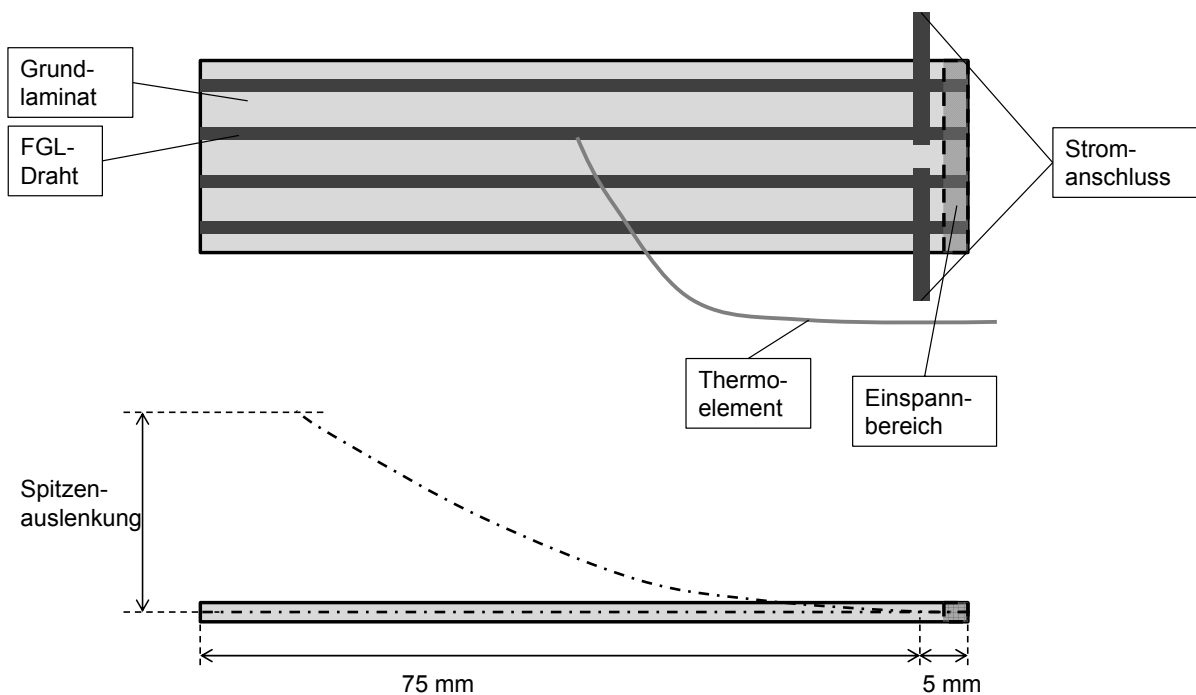


Abbildung 37: Schematische Darstellung der Versuche zur Verformungsmessung

### 5.3.2 Versuchsdurchführung

Die jeweils 5 Probekörper wurden mittels Joule'scher Erwärmung so lange aufgeheizt, bis es zu einem Versagen kam. Die Erwärmung erfolgte mit einer Stromstärke von 3 A je FGL-Draht, um ein anwendungsnahes Belastungsszenario zu erzeugen. Dabei wurden die Stromstärke und Spannung sowie Drahttemperatur erfasst. Mittels optischer Auswertung wurde die Spitzenauslenkung beim Erstversagen der Probe gemessen. Nach den Versuchen wurden die Proben zusätzlich optisch bewertet, um Rückschlüsse auf die Versagensursache ziehen zu können. Anhand von Schlibbildern einzelner Proben wurde die Versagensursache im Detail untersucht.

### 5.3.3 Probekörperherstellung

Für die Herstellung der Probekörper wurde zunächst das Grundlaminat mittels Handlaminieren und anschließendem Aushärtezyklus im Autoklav hergestellt. Die fertige Grundlaminatplatte mit dem Lagenaufbau  $[0/90]_s$  wurde auf die Maße der Probekörper ( $80 \times 20 \text{ mm}^2$ ) zugesägt. Dabei wurde die Platte um  $45^\circ$  gedreht, sodass die fertigen Grundlaminatenelemente eine Faserorientierung von  $[45/-45]_s$  aufwiesen. Die Dicke des Grundlaminats betrug etwa 1,2 mm.

Auf Basis der im folgenden Kapitel 6.1 (Methodische Untersuchung zur Schubspannung) ausgewählten Kraftübertragungsmechanismen wurden Halbzeuge aus FGL-Drähten (SmartFlex,  $\varnothing 0,5 \text{ mm}$ ) hergestellt (4 Drähte, Abstand: 5 mm). Mit Hilfe dieser Halbzeuge wurde eine genaue Positionierung und damit Reproduzierbarkeit der Probekörper sichergestellt. Die FGL-Halbzeuge wurden anschließend mit dem Nomex-Garn auf das Grundlaminat aufgestickt, um ein Versagen der Probekörper durch Ablösen der FGL-Drähte im mittleren Bereich zu verhindern. Abschließend wurde eine Polymerharzschicht auf die Proben aufgebracht, um die Drähte sowie das Garn vollständig zu imprägnieren. Hierfür wurde ein Presswerkzeug mit Silikonstempeln verwendet, das eine Einstellung der Harzschichtdicke ermöglicht. Die Probekörper wurden bei RT für 24 h ausgehärtet und anschließend für 8 h bei  $60^\circ\text{C}$  im Ofen getempert. Wie in 4.2.2.2 gezeigt, konnte hiermit die Glasübergangstemperatur um etwa 30 K auf  $85^\circ\text{C}$  gesteigert werden ohne eine Aktivierung der eingebetteten FGL-Drähte. Für alle Proben wurde auf der Einspannungsseite eine formschlüssige Verbindung verwendet, um das Versagen auf der freien Seite zu erreichen. Hierbei wur-

de für Proben ohne Formschluss ein punktgeschweißter Querdraht (Alloy M,  $\varnothing 0,7$  mm) verwendet, der zugleich als Stromanschluss diente. Der Durchmesser des Querdrahts wurde so gewählt, dass die Stromstärke im Verhältnis zur Drahtquerschnittsfläche annähernd konstant bleibt, um eine gleichmäßige Erwärmung der FGL-Drähte zu gewährleisten. Zusätzlich wurde für die Herstellung der Halbzeuge für Varianten ohne Formschluss ein zweiter Querdraht verschweißt, der sich außerhalb der fertigen Probekörper befand (vgl. Abbildung 38), um ein besseres Handling der FGL-Halbzeuge zu ermöglichen. Dadurch wurde zusätzlich ein elektrisches Netzwerk erzeugt.

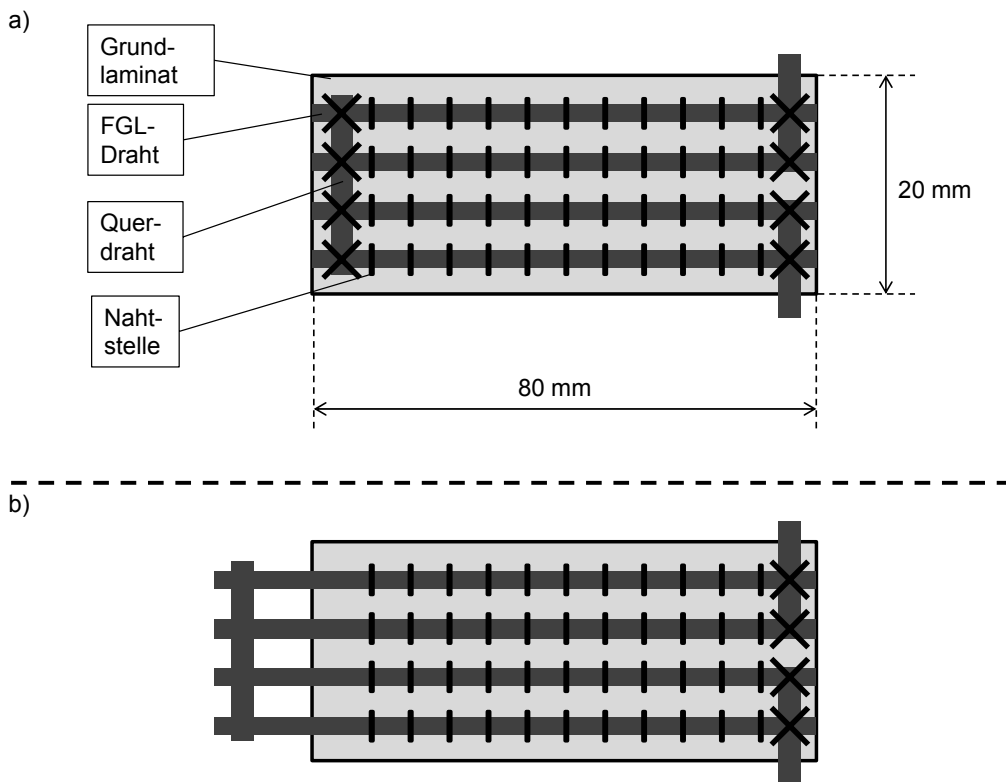


Abbildung 38: Probekörper für die Verformungsmessung (schematisch): a) Kraftübertragung via Formschluss (exemplarisch für geschweißte Querdrähte), b) sonstige Proben (exemplarisch für unbehandelte FGL-Drähte)

## 6 Methodische Untersuchung

Für die Kraftübertragung in den beiden interessanten Bereichen gibt es verschiedene Ansätze. Durch die unterschiedlichen auftretenden Spannungen (Schub- bzw. Normalspannung) sind die Ansätze für die Kraftübertragung nicht von einem auf den anderen Bereich übertragbar. Deshalb wurde eine getrennte Betrachtung durchgeführt.

### 6.1 Schubspannung

Für die Übertragung der Schubspannungen zwischen FGL und Polymermatrix im Randbereich gibt es verschiedene Methoden, die sich prinzipiell in vier Kategorien einteilen lassen:

- **Adhäsion** der FGL-Oberfläche
  - Chemische Modifikation der Oberfläche
  - Erhöhung der Oberflächenrauheit
  - Reduktion der Querschnittsfläche des Einzelelements (Erhöhung der Oberfläche im Verhältnis zum Volumen)
- **Formschlüssige** Verbindungen
- **Stoffschlüssige** Verbindungen
- **Kombination** aus verschiedenen Methoden

Jedoch ist wie in 2.1.3 eine stoffschlüssige Verbindung zwischen FGL und umgebender Polymermatrix nicht möglich, weshalb diese Kategorie nicht weiter betrachtet wurde. Auf Basis der in 2.4.3 gezeigten Ergebnisse wurde auf eine Untersuchung von chemischen Oberflächenmodifikationen, wie z.B. Ätzen, Aufbringen eines Haftvermittlers, verzichtet, da die zu erwartenden Einflüsse auf die übertragbare Kraft deutlich geringer ausfielen als für formschlüssige Verbindungen. Da vor allem makroskopische Methoden (vgl. Abbildung 39) ein großes Potential bieten, wurden diese Methoden im Detail betrachtet.

Einen weiteren vielversprechenden Ansatz stellt die Reduktion des Durchmessers der einzelnen FGL-Drähte bei konstantem FGL-Volumen dar, da dadurch eine größere Oberfläche entsteht. Dies führt zu einer Reduktion der Schubspannung in der Oberfläche. Allerdings erfordert dieser Ansatz Konzepte zum Einbringen der FGL-Drähte in das Polymer, die eine gute Ausrichtung der FGL-Drähte und eine elektri-

sche Kontaktierung für das Erwärmen der FGL gewährleisten. Eine Möglichkeit hierfür bieten textile Verfahren, wie z.B. Weben oder Wirken. Die Entwicklung und Herstellung solcher Textilien ist jedoch hinsichtlich eingebrachter Spannungen und Dehnungen in den FGL-Draht während der Herstellung der Textilien, Ondulationen in den FGL-Drähten oder der Packungsdichte zum Erreichen eines definierten Aktivolumens nur schwierig zu realisieren, weshalb dieser Ansatz nicht weiter untersucht wurde.

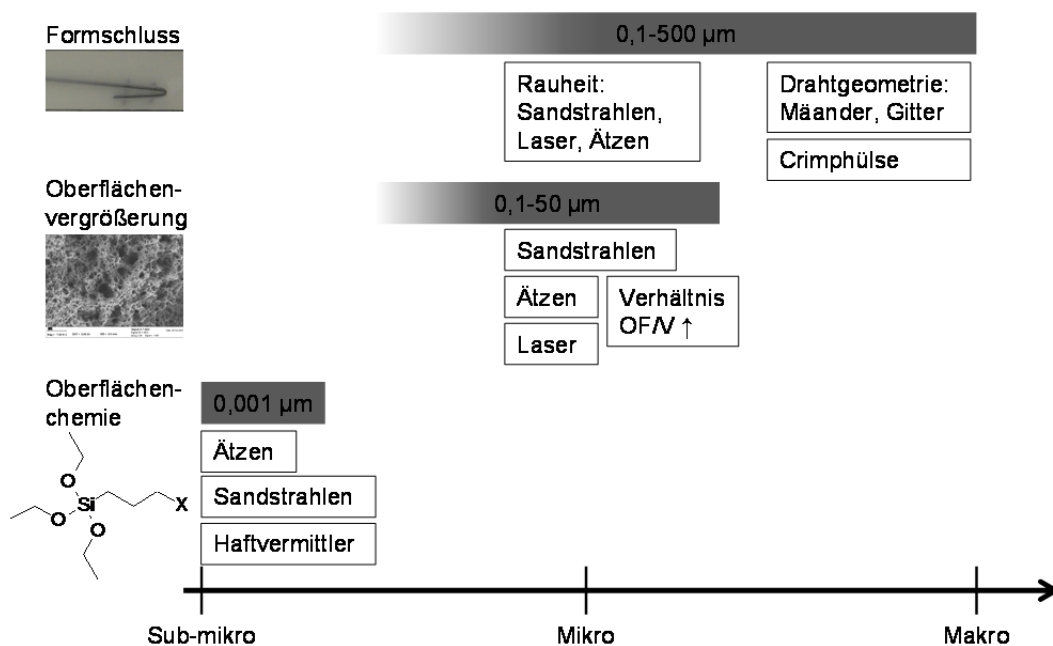


Abbildung 39: Einteilung verschiedener Kraftübertragungsmechanismen nach Größenordnung der Wirkungsebene

### 6.1.1 Kraftübertragung mittels Adhäsion

Als Referenz wurde eine adhäsive Kraftübertragung über die native FGL-Drahtoberfläche untersucht. Für einen besseren Vergleich mit den in 2.4.3 vorgestellten Ergebnissen wurden für die Pull-Out Versuche zusätzlich Probekörper hergestellt, bei denen die Oberfläche der FGL-Drähte angeschliffen wurde. Hierfür wurde ein Schleifpapier der Körnung P800 verwendet. In Abbildung 40 sind die Oberflächen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen vergleichend gegenübergestellt. Vor dem Einbetten in die Polymermatrix wurden die FGL-Drähte mit Aceton gereinigt, um einen Einfluss durch Verunreinigungen auszuschließen.

Die optischen Eindrücke wurden durch die Ergebnisse der Rauheitsmessung bestätigt. Hierfür wurde die Oberfläche der beiden FGL-Drähte auf einer Scanfläche von  $2000 \times 146 \mu\text{m}^2$  mittels Weißlichtprofilometer (MicroProf von Fries Research Technology) mit einem  $300 \mu\text{m}$ -Sensor analysiert. Für den unbehandelten Draht ergab sich eine mittlere Rauheit  $R_a$  von  $0,11 \mu\text{m}$  und für den geschliffenen Draht von  $0,46 \mu\text{m}$ . Durch das Schleifen der Drahtoberfläche wird die mittlere Rauheit also etwa um den Faktor 4 gesteigert.

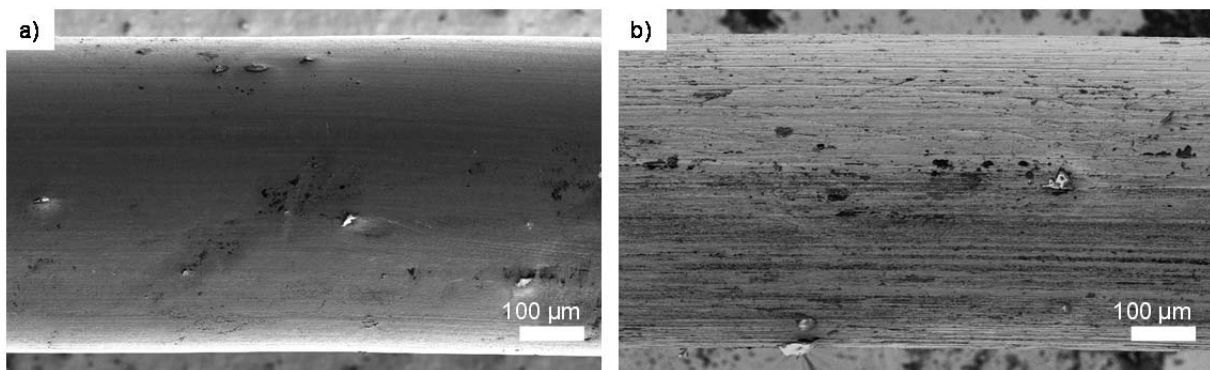


Abbildung 40: REM-Aufnahmen einer unbehandelten und einer geschliffenen FGL-Drahtoberfläche

### 6.1.2 Kraftübertragung über formschlüssige Verbindungen

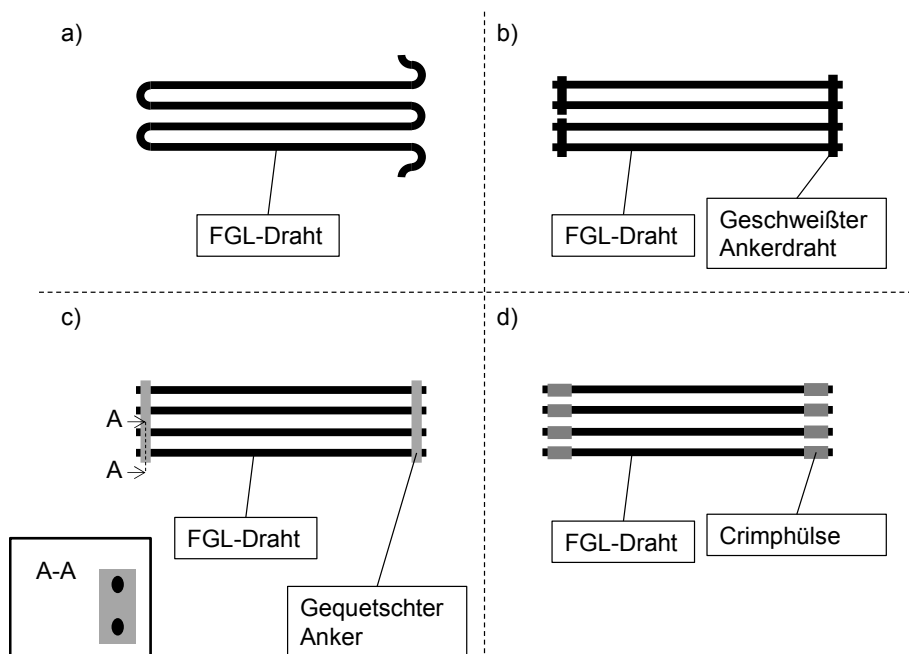


Abbildung 41: Schematische Darstellung der untersuchten formschlüssigen Verbindungen: a) Drahtmäander, b) geschweißtes Gitter, c) gequetschtes Gitter, d) Crimphülsen an den Drahtenden

Da die Schubspannung stark lokalisiert in den Randbereichen der aktiven Hybridverbunde auftritt, ist das Erzeugen von formschlüssigen Verbindungen in diesen Bereichen ein vielversprechender Ansatz. Durch solche formschlüssige Verbindungen wird die Kraftübertragung am Ort der höchsten Spannungen unterstützt.

Zum Erzeugen formschlüssiger Verbindungen zwischen FGL-Drähten und Polymermatrix in aktiven Hybridverbunden wurden verschiedene Ansätze untersucht, die in Abbildung 41 schematisch dargestellt sind:

- Drahtmäander
- Geschweißtes Gitter
- Gequetschtes Gitter
- Crimphülsen an den Drahtenden

Für die Pull-Out Versuche wurden die einzelnen Halbzeuge, wie sie in Abbildung 41 dargestellt sind, entsprechend auf einen Einzeldraht übertragen. Lediglich die Ausgestaltung des Drahtmäanders wurde hierzu angepasst, da sonst beide Drahtenden am unteren Ende aus der Probe herausgeführt worden wären (vgl. Abbildung 42) und somit eine Vergleichbarkeit mit den weiteren Pull-Out Versuchen nur bedingt möglich gewesen wäre. Aufgrund der komplexen Herstellung der Variante Drahtmäander, die insbesondere für vorgedehnte Ein-Weg-Effekte Drähte kaum realisierbar ist, wurde auf diese Variante für die thermisch aktivierten Pull-Out Versuche verzichtet.

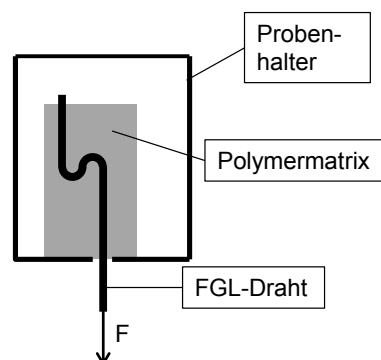


Abbildung 42: Schematische Darstellung der Ausgestaltung der Variante Drahtmäander für die Pull-Out Versuche

Im Folgenden werden die Herstellung der verschiedenen Varianten der formschlüssigen Kraftübertragung sowie der Kraftfluss in den Probekörpern kurz beschrieben.

### 6.1.2.1 Drahtmäander

Zur Erzeugung eines Drahtmäanders wurde der FGL-Draht (SmartFlex) zunächst auf einer dafür angefertigten Vorrichtung eingespannt. Der Draht wurde hierfür wie in Abbildung 43 gezeigt in die Vorrichtung eingelegt und an beiden Enden fixiert. Anschließend wurden die gekrümmten Bereiche auf über 400 °C erwärmt, um den Trainingseffekt in diesen Bereichen zu eliminieren und somit einen komplexen Spannungszustand bei thermischer Aktivierung des FGL-Drahts zu vermeiden. Dieser würde dadurch entstehen, dass der Draht in den gekrümmten Bereichen bei der thermischen Aktivierung aufgrund des Formgedächtniseffekts seinen geraden Ausgangszustand anstrebt. Bei der Wärmebehandlung wird der aktive Bereich der FGL-Drähte zwischen den verformten Bereichen in einem Wasserbad gekühlt, um eine Aktivierung der Drähte in diesem Bereich zu verhindern. Die Drahttemperatur wurde in einem vorangegangenen Projekt mit Hilfe von Thermoelementen überwacht. Dabei wurde festgestellt, dass die Drahttemperatur auf maximal 35 °C ansteigt und somit deutlich unterhalb von  $A_s$  liegt.

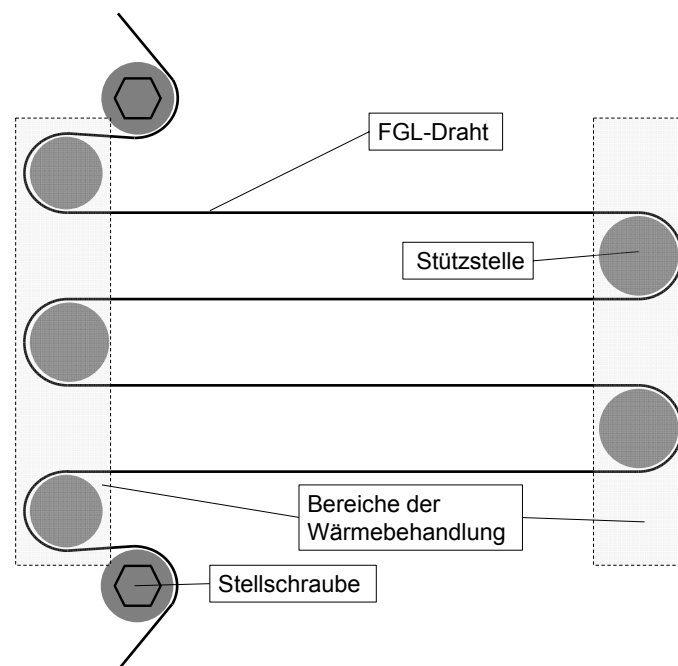


Abbildung 43: Vorrichtung zum Herstellen der Drahtmäander (schematische Darstellung)

Das Prinzip der Kraftübertragung basiert also auf einer formschlüssigen Verbindung zwischen den Schlaufen der aktiven FGL-Drähte und der Polymermatrix.



Abbildung 44 zeigt den Kraftfluss in einem Hybridverbund bei einer Kraftübertragung über einen Drahtmäander. Die Kraft wird dabei direkt über die Drahtschlaufen über Flächenpressung in die Polymermatrix übertragen, was eine hohe Druckfestigkeit der Matrix in diesem Bereich erfordert. Aus der Polymermatrix wird die Kraft bei aktiven Hybridverbunden über die Grenzfläche in das Grundlaminat übertragen. Der gezeigte Kraftfluss stellt sich in den Pull-Out Proben für die Übertragung der Kraft in die Polymermatrix identisch dar.

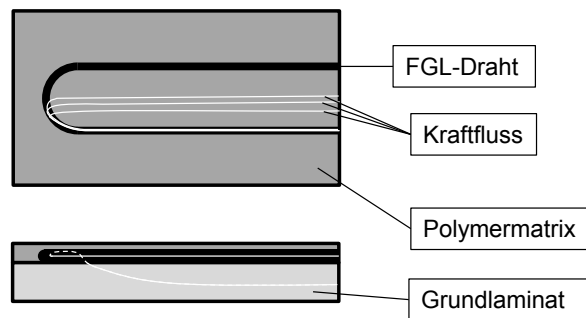


Abbildung 44: Kraftfluss in Proben mit Drahtmäander (schematisch)

### 6.1.2.2 Geschweißtes Gitter

Die geschweißten Gitter wurden in Anlehnung an Hübler [79] hergestellt. Hierfür wurden passive Drähte vom Typ Alloy M mittels Widerstandsschweißen mit den aktiven Drähten bzw. dem Längsdraht punktverschweißt. Um eine gleichmäßige Qualität der Schweißpunkte zu erreichen, wurde der Schweißstempel über einen Pneumatikzylinder mit einer definierten Kraft von ca. 20 N auf die zu verschweißende Stelle aufgesetzt. Durch die Kondensatorentladung eines Thermoelement-Schweißgeräts (TL-WELD von OMEGA Engineering Inc.) wird die Verschweißung initiiert. Wie in 5.3.3 beschrieben wurde der Durchmesser der Querdrähte auf 0,7 mm festgelegt, um eine gleichmäßige Erwärmung der passiven und aktiven FGL-Drähte (Parallelschaltung von zwei aktiven Drähten) aufgrund einer einheitlichen von Strom durchflossenen Querschnittsfläche zu gewährleisten.

Das Prinzip der Kraftübertragung basiert also auf einer stoffschlüssigen Verbindung zwischen aktiven und passiven FGL-Drähten und einer formschlüssigen Verbindung zwischen passiven Querdrähten und der Polymermatrix.

Abbildung 45 zeigt den Kraftfluss in einem Hybridverbund bei einer Kraftübertragung über ein geschweißtes Gitter. Dabei wird deutlich, dass die Kraft zunächst aus dem aktiven FGL-Draht über die Schweißverbindung (stoffschlüssige Verbindung) in den Ankerdraht geleitet wird, wodurch in der Fügezone eine hohe Scherbelastung entsteht. Aus dem Ankerdraht wird die Kraft über Flächenpressung in die Polymermatrix übertragen, was eine hohe Druckfestigkeit der Matrix in diesem Bereich erfordert. Aus der Polymermatrix wird die Kraft bei aktiven Hybridverbunden über die Grenzfläche in das Grundlaminat übertragen. Der gezeigte Kraftfluss stellt sich in den Pull-Out Proben für die Übertragung der Kraft in die Polymermatrix identisch dar.

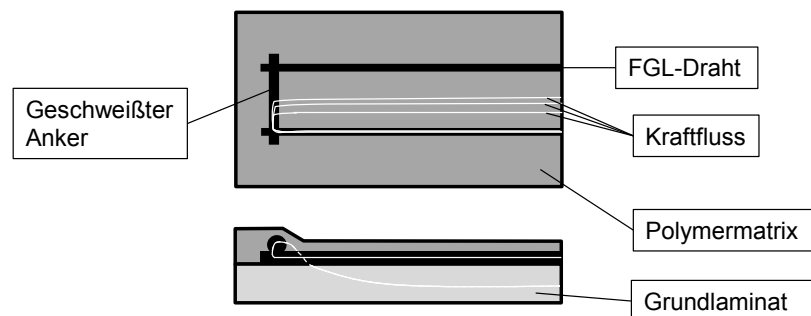


Abbildung 45: Kraftfluss in Proben mit geschweißtem Gitter (schematisch)

### 6.1.2.3 Gequetschtes Gitter

Die gequetschten Gitter bestehen aus einem Messingdraht mit einem quadratischen Querschnitt mit einer Kantenlänge von 1 mm. In diesen werden zentriert Löcher mit einem Durchmesser von 0,5 mm gebohrt, durch die die FGL-Drähte geführt werden. Anschließend werden die FGL-Drähte in den äußeren Bereichen auf 0,3 mm zusammengequetscht. Dadurch entsteht ein definierter Anschlag zur Positionierung der Messinganker. Diese werden abschließend auf 0,8 mm zusammengequetscht (vgl. Abbildung 46).

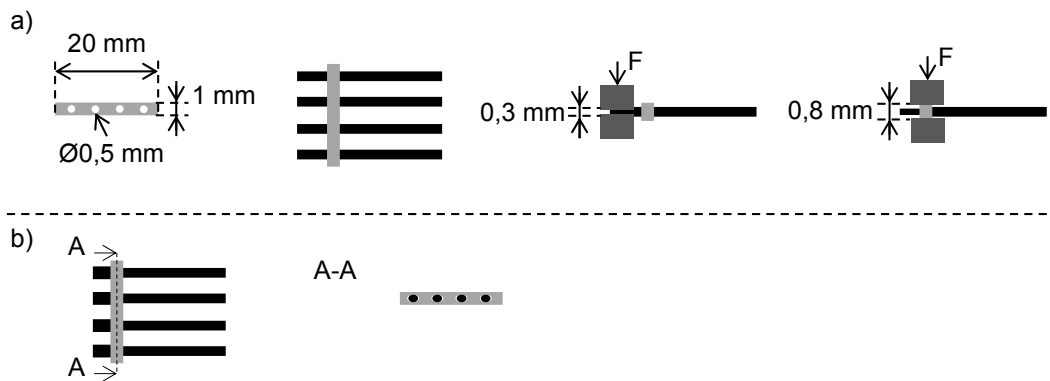


Abbildung 46: Schematische Darstellung a) der Herstellungsschritte sowie b) eines gequetschten Gitters

Das Prinzip der Kraftübertragung basiert also auf einer kraft- und formschlüssigen Verbindung zwischen aktiven FGL-Drähten und den Messingankern und einer formschlüssigen Verbindung zwischen den Messingankern und der Polymermatrix.

Abbildung 47 zeigt den Kraftfluss in einem Hybridverbund bei einer Kraftübertragung über ein gequetschtes Gitter. Dabei wird deutlich, dass die Kraft zunächst aus dem aktiven FGL-Draht über die kraft- und formschlüssige Verbindung in den Anker geleitet wird, wodurch im Kontaktbereich zwischen FGL-Draht und Messinganker eine hohe Scherbelastung entsteht. Aus dem Anker wird die Kraft über Flächenpressung in die Polymermatrix übertragen, was eine hohe Druckfestigkeit der Matrix in diesem Bereich erfordert. Aus der Polymermatrix wird die Kraft bei aktiven Hybridverbunden über die Grenzfläche in das Grundlaminat übertragen. Der gezeigte Kraftfluss stellt sich in den Pull-Out Proben für die Übertragung der Kraft in die Polymermatrix identisch dar.

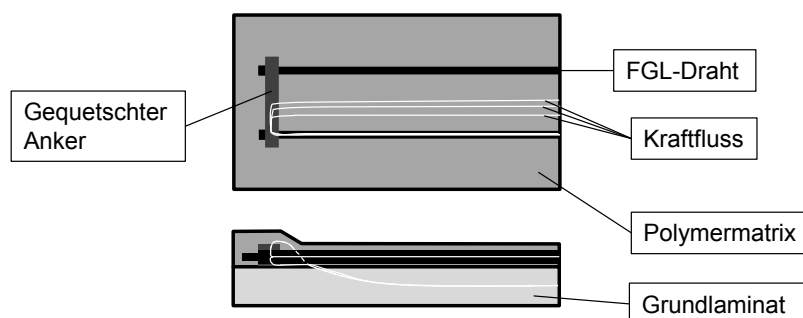


Abbildung 47: Kraftfluss in Proben mit gequetschtem Gitter (schematisch)

#### 6.1.2.4 Crimphülsen an den Drahtenden

Für die Kraftübertragung mittels Crimphülsen wurden verzinnzte Messinghülsen mit einem Außendurchmesser von 1 mm und einer Wandstärke von 0,2 mm verwendet. Diese wurden mit Hilfe einer Crimpzange (Knipex 97 53 14) auf den FGL-Drähten befestigt. Die Crimpzange erzeugte ein Sechskantprofil, wodurch eine gute Verbindung zwischen FGL-Draht und Crimphülse hergestellt wurde. Auf der Einspannungsseite wurden die FGL-Drähte bei den aktiven Hybridverbunden mittels eines geschweißten Ankers formschlüssig in der Probe fixiert (vgl. Abbildung 38 b).

Das Prinzip der Kraftübertragung basiert also auf einer kraftschlüssigen Verbindung zwischen aktiven FGL-Drähten und den Crimphülsen und einer formschlüssigen Verbindung zwischen den Crimphülsen und der Polymermatrix.

Abbildung 48 zeigt den Kraftfluss in einem Hybridverbund bei einer Kraftübertragung über Crimphülsen. Dabei wird deutlich, dass die Kraft zunächst aus dem aktiven FGL-Draht über die kraftschlüssige Verbindung in die Crimphülsen geleitet wird, wodurch in diesem Bereich eine hohe Scherbelastung entsteht. Aus den Crimphülsen wird die Kraft über Flächenpressung in die Polymermatrix übertragen, was eine hohe Druckfestigkeit der Matrix in diesem Bereich erfordert. Aus der Polymermatrix wird die Kraft bei aktiven Hybridverbunden über die Grenzfläche in das Grundlaminat übertragen. Der gezeigte Kraftfluss stellt sich in den Pull-Out Proben für die Übertragung der Kraft in die Polymermatrix identisch dar.

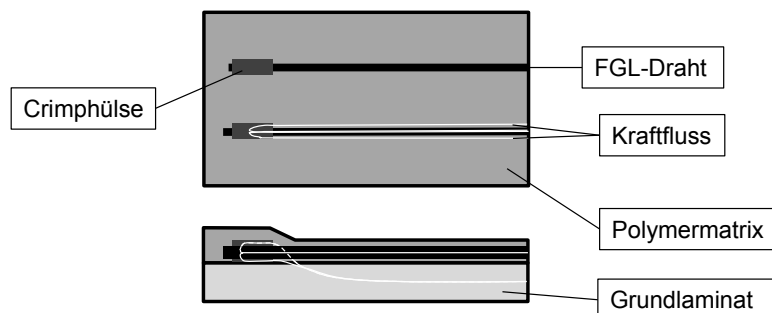


Abbildung 48: Kraftfluss in Proben mit Crimphülsen an den Drahtenden (schematisch)

#### 6.1.2.5 Anbindung an das Grundlaminat

Die formschlüssigen Kraftübertragungselemente wurden mittels Nähgarn bzw. additiv gefertigten Elementen mit dem Grundlaminat der aktiven Hybridverbunde verbunden,

um die Kraft nicht nur mittels Flächenpressung im Bereich des Formschlusses in die Polymermatrix einzuleiten und somit ein Versagen dieser zu vermeiden.

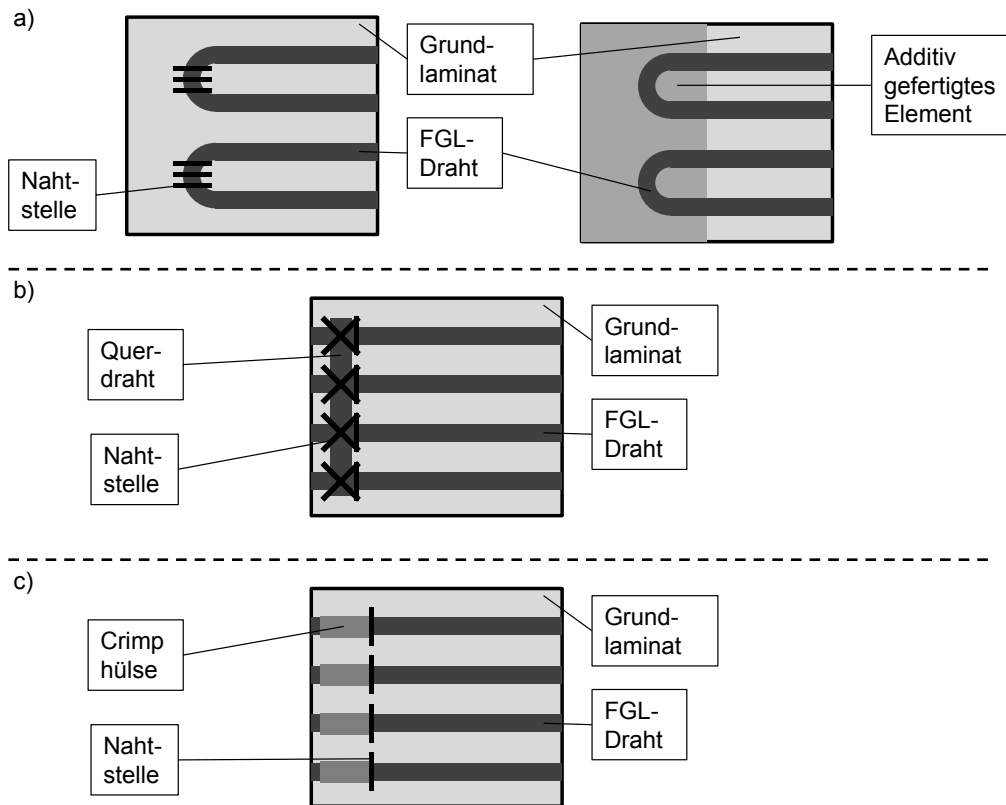


Abbildung 49: Schematische Darstellung der Anbindung der formschlüssigen Verbindungselemente an das Grundlaminat aktiver Hybridverbunde: a) Drahtmäander, b) geschweißtes/gequetschtes Gitter, c) Crimphülse

Die Drahtmäander wurden hierzu entweder mit Nomex-Garn N-tech 70 auf das Grundlaminat aufgestickt oder mit Hilfe eigens konstruierter additiv gefertigter Elemente mit dem Grundlaminat verbunden (vgl. Abbildung 49 a). Die additiv gefertigten Elemente ermöglichten eine bessere Handhabbarkeit des FGL-Halbzeugs. Zusätzlich sorgten die formschlüssigen Elemente im Verbindungsbereich zum Grundlaminat bzw. zur Polymermatrix für eine größere Kontaktfläche und zusätzlich zu einer Materialaufdickung im Bereich der höchsten Flächenpressung innerhalb der Schlaufen des Drahtmäanders. Das additiv gefertigte Anbindungselement ist in Abbildung 50 im Detail dargestellt

Zur Anbindung der geschweißten und gequetschten Gitter wurden diese, wie in Abbildung 49 b) skizziert, aufgestickt. Für das Aufsticken wurde zunächst ein definiertes

Lochmuster in das Grundlaminat gebohrt. Anschließend wurden die Kreuzungspunkte aus FGL-Drähten und Ankerelement mit dem Grundlaminat verbunden.

Die Crimpverbindungen wurden durch ein vor der Crimphülse aufgestickten Nähfadens zusätzlich abgestützt (vgl. Abbildung 49 c).

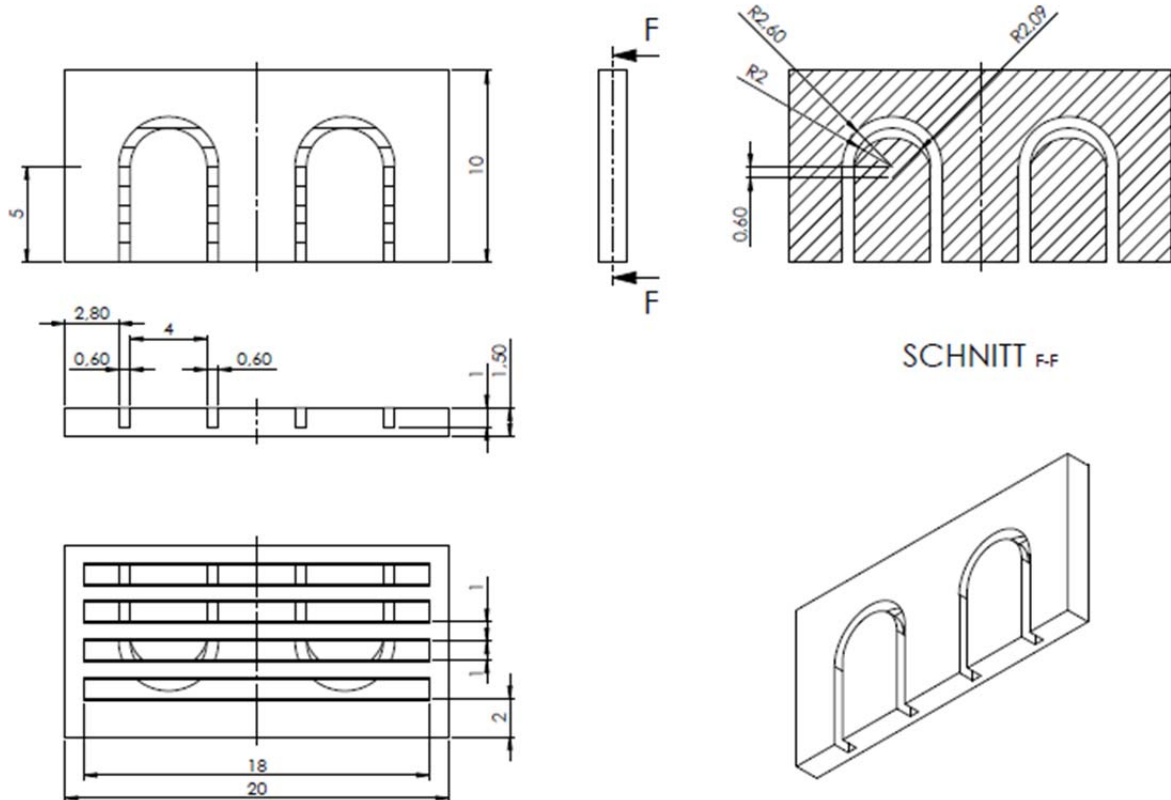


Abbildung 50: Additiv gefertigtes Krafteinleitungselement für die Variante Drahtmäander

## 6.2 Normalspannung

Um ein Ablösen der FGL-Drähte vom Grundlaminat im Bereich hoher Normalspannungen zu verhindern, wurden verschiedene Kraftübertragungsmechanismen vergleichend untersucht. Als Referenz wurden die FGL-Drähte lediglich wie in 5.2.3 beschrieben mit Hilfe der imprägnierenden Matrixschicht fixiert. Hierbei sind vor allem die mechanischen Eigenschaften der Polymermatrix entscheidend für die maximal erreichbare Schälkraft. Zur Verstärkung der Polymermatrix wurde ein Glasfasergewebe mit einem Flächengewicht von  $25 \text{ g/m}^2$  vor der Imprägnierung über die FGL-Drähte gelegt und dieses mit der Polymermatrix imprägniert. Um den Einfluss auf die Biegesteifigkeit des Hybridverbunds zu reduzieren, wurde das Gewebe in  $\pm 45^\circ$ -Orientierung aufgebracht. In dieser Konfiguration haben die mechanischen Eigenschaften des Glasgewebes, insbesondere die Zugfestigkeit der Glasfasern, einen entscheidenden Einfluss auf die übertragbare Kraft. Als dritte Variante wurde das Aufsticken der FGL-Drähte auf das Grundlaminat untersucht. Hierfür wurden im Abstand von 5 mm Löcher mit einem Durchmesser von 0,8 mm in das Grundlaminat gebohrt und der Draht anschließend mit Hilfe des Nomex-Garns auf dem Grundlaminat fixiert (vgl. Abbildung 51) und danach mit der Polymermatrix imprägniert. Bei dieser Kraftübertragungsvariante dominiert die Zugfestigkeit des Nähgarns die Schälfestigkeit des Hybridverbunds. Zusätzlich kommt es durch die Löcher zu einer Reduktion des Querschnitts des Grundlaminats um etwa 15 % und somit auch zu einem Herabsetzen des Widerstandsmoments gegen Biegung.

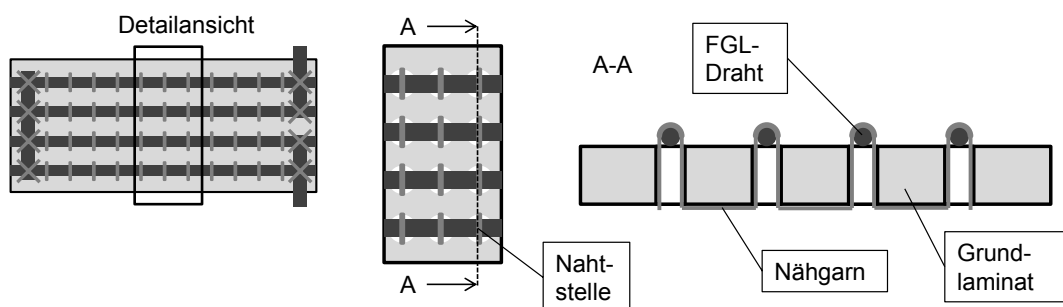


Abbildung 51: Schematische Darstellung des Aufstickens der FGL-Drähte auf dem Grundlaminat

## 7 Modellhafte Betrachtung

Um die experimentellen Ergebnisse bewerten zu können, wurden die Versuche modellhaft betrachtet und mit Hilfe geeigneter Berechnungen ein tieferes Verständnis erzeugt. Für die Schubspannung wurde auf Basis der gemessenen Kräfte eine Verteilung sowie der maximale Wert am Drahteintritt bestimmt, um somit die Versagensursache der Pull-Out Proben analysieren zu können. Für die Schälversuche wurde anhand der maximalen Verformung von aktiven Hybridverbunden die auftretende Normalkraft abgeschätzt, um somit die verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen hinsichtlich ihrer Eignung für den Einsatz in aktiven Hybridverbunden beurteilen zu können. Abschließend wurde für die aktiven Hybridverbunde auf Basis der Materialkennwerte der FGL-Drähte sowie des Grundlaminat eine Abschätzung über die maximal erreichbare Spitzenauslenkung getroffen, um die im Versuch erreichten Spitzenauslenkung damit abzugleichen.

### 7.1 Schubspannung

Wie Kalinka et al. [123] beschrieben haben, ist die Berechnung der Schubspannung durch den Bezug der gemessenen Maximalkraft auf die Faser-Matrix-Grenzfläche nur zulässig, wenn bei Erreichen der Maximalkraft noch kein Versagen im Interface aufgetreten ist und die Schubspannungen entlang der eingebetteten Faser konstant sind. Dies ist allerdings nur bei einer ideal plastischen Verformung der Polymermatrix im Bereich des Interfaces sinnvoll. Wie in 2.4.2 beschrieben ist dies für die in dieser Arbeit durchgeführten Pull-Out Versuche nicht gegeben, weshalb die Berechnung der Schubspannung unter Berücksichtigung der inhomogenen Schubspannungsverteilung im Interface erfolgen muss.

Mit Hilfe der Formeln 2-3 & 2-4 bzw. 2-5 wurde auf Basis der Versuchsergebnisse aus den Pull-Out Versuchen sowie aus der Materialcharakterisierung die Schubspannungsverteilung im Interface berechnet (siehe Tabelle 9, S. 96). Für die thermisch aktivierten Pull-Out Versuche wurde zusätzlich mit Hilfe eines einfachen thermischen Modells die Temperatur im Interface beim Versagen abgeschätzt (siehe 7.1.1), um die entsprechenden temperaturabhängigen Materialeigenschaften der Polymermatrix für die Berechnung zu verwenden. Zusätzlich wurde mit Formel 2-6 und der Bruchzähigkeit der Matrix von etwa 0,2 N/mm (bei Aushärtung für 8 h @ 80 °C)



[104] die maximale Schubspannung im Interface mit ungefähr 18 MPa berechnet (siehe Tabelle 10 im Anhang).

### 7.1.1 Thermische Modellierung von Pull-Out Proben

Die thermische Modellierung wurde mit Comsol Multiphysics 5.3 durchgeführt. Hierfür wurde ein vereinfachtes thermisches Modell unter Vernachlässigung der Phasenumwandlung im FGL-Draht der thermisch aktivierten Pull-Out Proben aufgebaut und mit Hilfe des Fourierschen Gesetzes für Wärmeleitung in Festkörpern die Wärmeleitung zwischen FGL-Draht und Polymermatrix simuliert. Für die Erwärmung des Drahtes wurde wie in den Versuchen eine konstante Heizleistung angesetzt. Die Temperatur des freien Drahtes in der Simulation wurde mit Infrarotmessungen während der Versuche abgeglichen, um mit der gewählten Heizleistung von 1 W die reale Erwärmung bei einer Heizstromstärke von 3 A abzubilden. Des Weiteren wurden als spezifische Wärmekapazität  $450 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$  [124] für den FGL-Draht und  $1900 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$  für die Matrix sowie als Wärmeleitungskoeffizienten  $18 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$  für den FGL-Draht bzw.  $0,2 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$  für die Polymermatrix verwendet. Die Ergebnisse der Simulation sind in Abbildung 52 dargestellt.

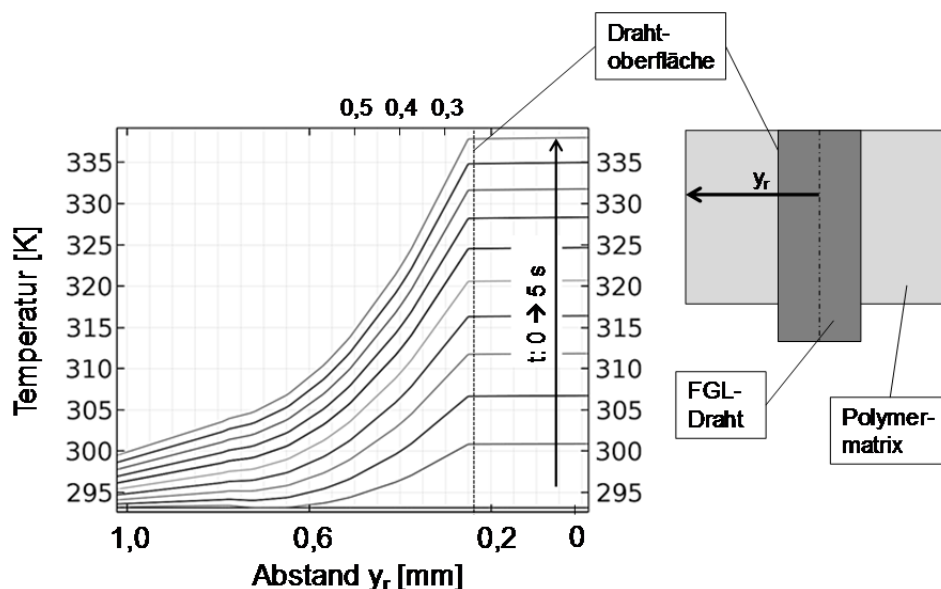


Abbildung 52: Modellierung der Temperaturverteilung in einem FGL-Draht und der umgebenden Polymermatrix für eine Pull-Out Probe mit thermischer Aktivierung (Stromstärke 3 A)

## 7.2 Normalspannung

Zur Abschätzung der auftretenden Normalspannungen wurde der aktive Hybridverbund vereinfacht als zweiseitig gelagerter Biegebalken mit einer Punktlast in der Balkenmitte dargestellt (vgl. Abbildung 53 a). Für die Berechnung der auftretenden Normalspannung wird lediglich der FGL-Draht betrachtet, da das Grundlaminat keinen Einfluss auf die Normalspannung im FGL-Draht hat. Mit Hilfe des Krümmungsradius  $r$  wurde über geometrische Beziehungen, wie in Abbildung 53 b, gezeigt die maximale Durchbiegung in der Balkenmitte  $w_{max}$  berechnet. Der Krümmungsradius kann nach [78] berechnet werden mit:

$$r = d \cdot \frac{1 - \varepsilon_{FGL}}{\varepsilon_{FGL}} \quad 7-1$$

mit der Kontraktion der FGL-Drähte bei thermischer Aktivierung  $\varepsilon_{FGL}$  und der Dicke des Hybridverbunds  $d$ .

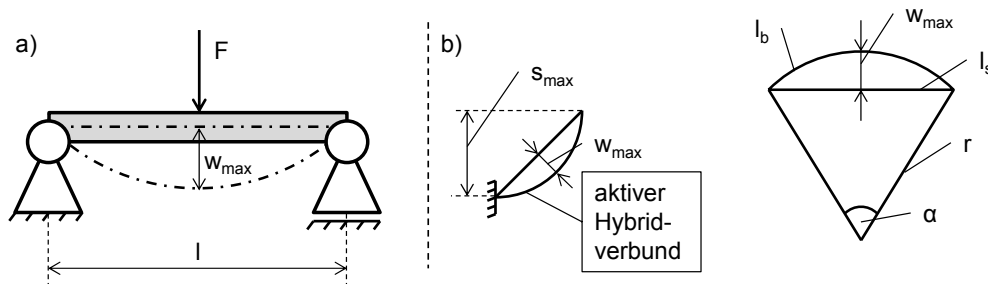


Abbildung 53: a) Vereinfachung des Hybridverbunds zur Berechnung der auftretenden Normalspannung sowie b) geometrische Zusammenhänge zur Berechnung der maximalen Durchbiegung

Die Kraft  $F$ , die nötig ist, um eine Durchbiegung von  $w_{max}$  in der Balkenmitte eines zweiseitig gelagerten Balkens zu erhalten, kann nach [125] aus der Biegelinie berechnet werden mit:

$$F = 48 \cdot \frac{E \cdot I \cdot w_{max}}{l^3} \quad 7-2$$

mit dem E-Modul des Balkens  $E$ , dem Flächenträgheitsmoment des Balkens  $I$  und der Länge des Balkens  $l$ .

Die Durchbiegung  $w_{max}$  lässt sich mit Hilfe der Formeln zur Berechnung eines Kreis-segments aus dem Krümmungsradius  $r$  sowie der aktiven Länge des Biegebalken  $l_b$  berechnen mit:

$$w_{max} = r \cdot \left[ 1 - \cos\left(\frac{360 \cdot l_b}{4 \cdot \pi \cdot r}\right) \right] \quad 7-3$$

Für eine maximale Kontraktion der FGL-Drähte  $\varepsilon_{FGL}$  von 3 % ergibt sich für eine Hybridverbunddicke  $d$  von 1,2 mm ein Krümmungsradius von 38,8 mm und daraus resultierend eine Durchbiegung  $w_{max}$  von 16,75 mm bei einer aktiven Länge des Biegebalkens  $l_b$  von 75 mm. Mit dem E-Modul  $E$  des austenitischen FGL-Drahts von 67 GPa [126] (vgl. Abbildung 22) und dem Flächenträgheitsmoment  $I$  eines FGL-Drahts ( $\varnothing = 0,5$  mm) von  $0,003068$  mm<sup>4</sup> ergibt sich die benötigte Kraft  $F$  zu ca. 0,4 N. Somit muss der Kraftübertragungsmechanismus in Normalenrichtung eine Kraft von 0,4 N sicher ertragen, um ein Ablösen der FGL-Drähte in der Probenmitte zu verhindern.

### 7.3 Hybridverbund

Zur Bewertung der Performance der aktiven Hybridverbunde wurde eine Berechnung zur theoretisch maximal erreichbaren Spitzenauslenkung  $s_{max}$  durchgeführt. Ein Abgleich mit der im Versuch erreichten Spitzenauslenkung ermöglicht eine qualitative Bewertung der Proben hinsichtlich der Kraftübertragungsmechanismen. Für eine ideale Kraftübertragung müsste die Spitzenauslenkung im Bereich des theoretisch berechneten Wertes liegen.

Mit den in Abbildung 54 gezeigten geometrischen Beziehungen lässt sich die maximal erreichbare Spitzenauslenkung  $s_{max}$  berechnen mit:

$$s_{max} = r \cdot [1 - \sin(90^\circ - \alpha)] \quad 7-4$$

mit:

$$\alpha = \frac{180^\circ \cdot l_b}{\pi \cdot r} \quad 7-5$$

Mit einer aktiven Länge  $l_b$  von 75 mm, einer Dicke  $d$  des Hybridverbunds von 1,2 mm und einem Krümmungsradius  $r$  von 38,8 mm (siehe Formel 7-1) ergibt sich eine rechnerisch maximale Spitzenauslenkung von etwa 52,5 mm.

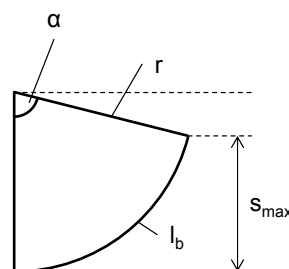


Abbildung 54: Geometrische Beziehungen zur Berechnung der erreichbaren Spitzenauslenkung  $s_{max}$  eines aktiven Hybridverbunds



## 8 Diskussion der Ergebnisse

In den Kapiteln 5 und 6 wurden Methoden zur experimentellen Untersuchung der Kraftübertragung zwischen FGL-Drähten und umgebender Polymermatrix sowie Konzepte zur Verbesserung dieser Kraftübertragung vorgestellt. In Kapitel 7 wurden verschiedene Berechnungen zu den vorgestellten Versuchen durchgeführt, um ein besseres Verständnis der im Folgenden gezeigten Ergebnisse der experimentellen Untersuchung zu ermöglichen. Dabei werden zunächst die Ergebnisse der Pull-Out Versuche gefolgt von den Ergebnissen der Schälversuche dargestellt. Die Verformungsmessung an aktiven Hybridverbunden ermöglicht abschließend eine Validierung dieser Ergebnisse.

### 8.1 Pull-Out Versuche

Die Betrachtung der Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen ist in mehrere Teilschnitte untergliedert. Zunächst werden die Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche bei verschiedenen Temperaturen vorgestellt, gefolgt von den Ergebnissen der thermisch aktivierten Versuche. Hierbei werden zunächst nur Proben ohne formschlüssiges Kraftübertragungselement betrachtet, um die Versagensmechanismen im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix besser verständlich zu machen. Die Ergebnisse der Proben mit Formschluss werden anschließend getrennt analysiert. Dafür werden exemplarische Versuchsergebnisse diskutiert. Abschließend werden die gemittelten Ergebnisse aller Versuche zusammenfassend gegenübergestellt. Die Ergebnisse aller Einzelversuche befinden sich im Anhang.

Die Prinzipskizze in Abbildung 55 zeigt schematisch die Ergebnisse der Pull-Out Versuche mittels spannungsoptischer Messung. Zunächst entsteht für Proben ohne Kraftübertragungselement im Bereich des Drahteintritts zum Zeitpunkt  $t_1$  eine Spannungskonzentration. Mit zunehmender Kraft kommt es zum Versagen des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix und damit einhergehend zu einer Verschiebung der Spannungskonzentration ( $t_2$ ). Als Erstversagen wird dabei der Moment des ersten Verschiebens der Spannungskonzentration definiert. Bei Proben mit Kraftübertragungselement entsteht zunächst auch eine Spannungskonzentration im Bereich des Drahteintritts. Diese wird für die Auswertung vernachlässigt, da für diese Proben erst beim Erreichen des Kraftübertragungselements der relevante Auswer-

tebereich beginnt ( $t_1$ ). Bei diesen Proben wird das Versagen des Interfaces (Verschiebung der Spannungskonzentration) im Bereich hinter dem Kraftübertragungselement als Erstversagen definiert ( $t_2$ ).

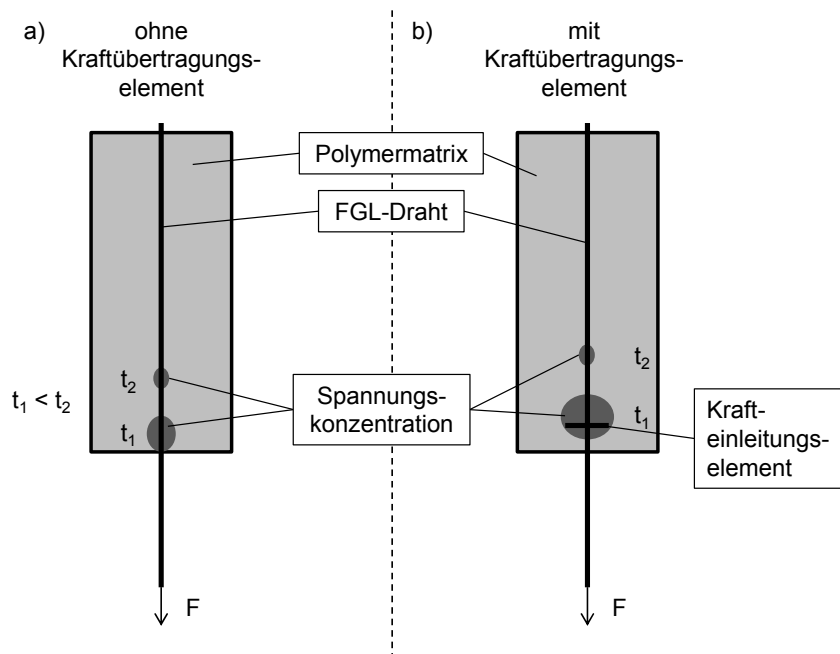


Abbildung 55: Prinzipskizze zu spannungsoptischer Messung bei den Pull-Out Versuchen: a) ohne Kraftübertragungselement, b) mit Kraftübertragungselement

### 8.1.1 Pull-Out Versuche, dehnungsgeregelt

Abbildung 56 zeigt das Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit unbehandeltem FGL-Draht für den dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit einer Dehnrage von 25 %/min sowie die zugehörigen Bilder der Spannungsoptik. Es ist zu erkennen, dass mit zunehmender Dehnung die Kraft in der Probe ansteigt. Die Spannungsoptik verdeutlicht den in 2.4.2 beschriebenen Effekt der Spannungskonzentration am Drahteintritt (Bild 1). Bei einer Kraft von etwa 20 N tritt ein schlagartiger Kraftabfall auf. Dieser geht mit einer Verschiebung der Position der Spannungskonzentration entlang des FGL-Drahtes in der Polymermatrix einher (Bild 2). Der Kraftabfall stellt somit den Punkt des Erstversagens des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix dar.

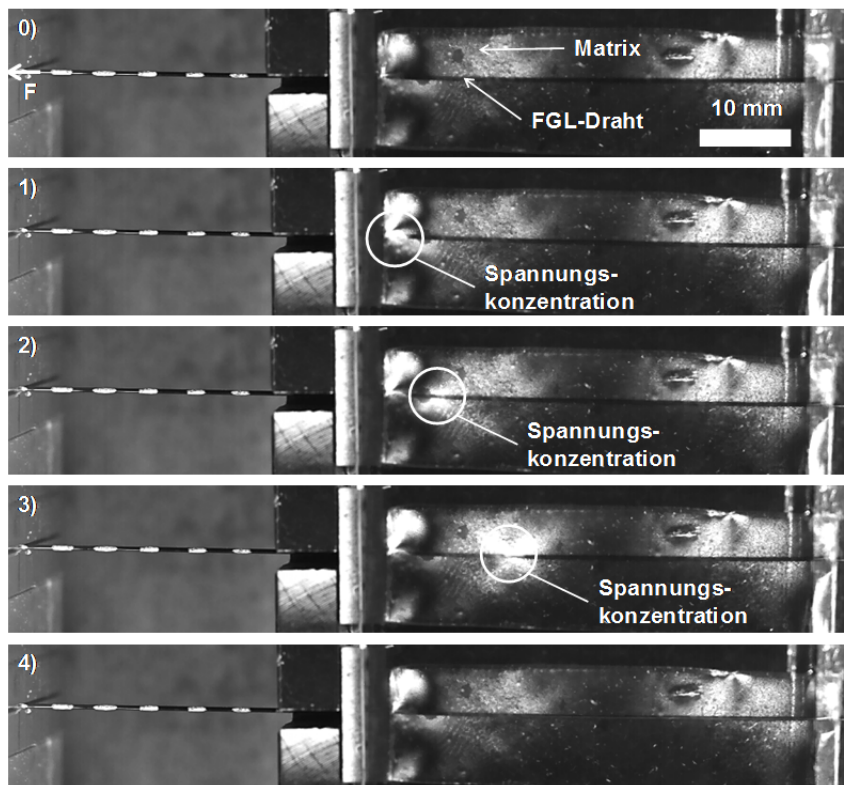
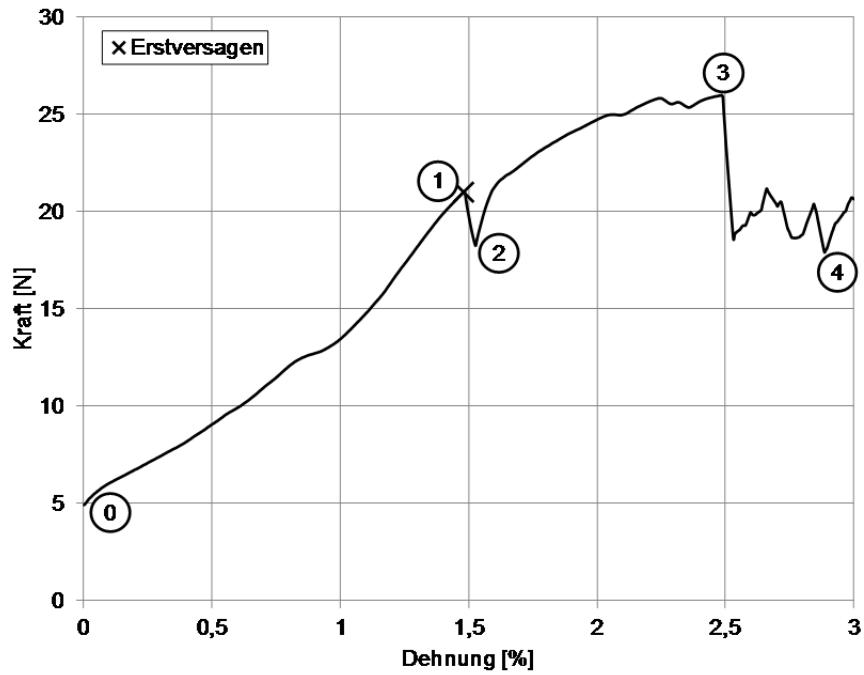


Abbildung 56: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit unbehandeltem Draht für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 25%/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder



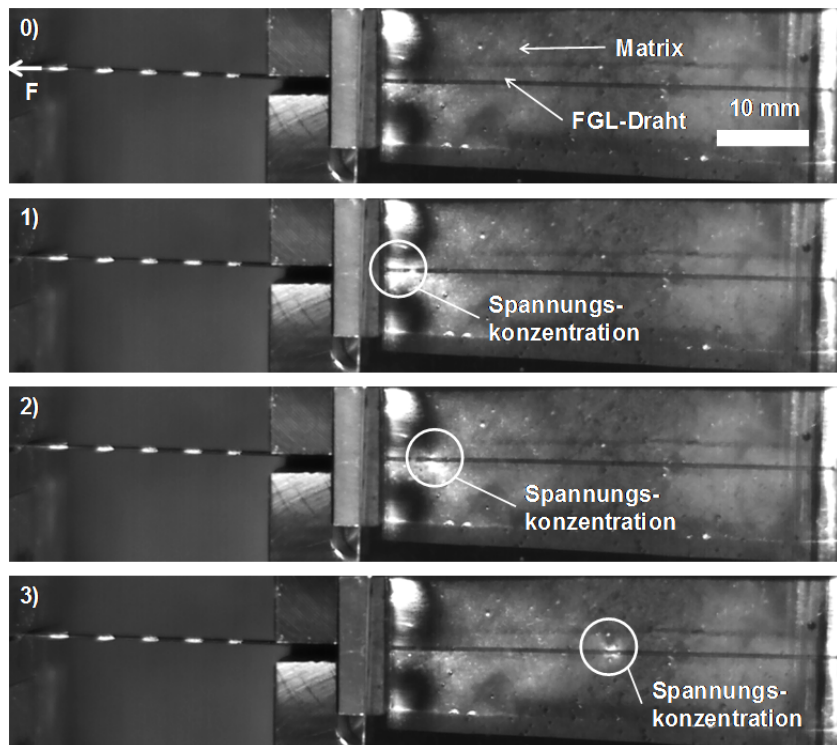
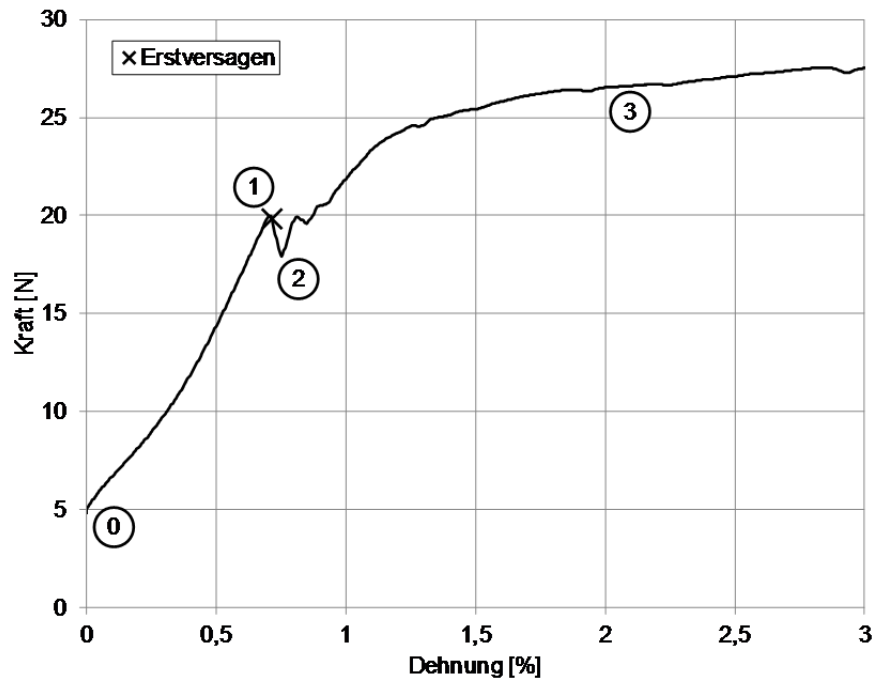


Abbildung 57: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit unbehandeltem Draht für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 1000 %/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

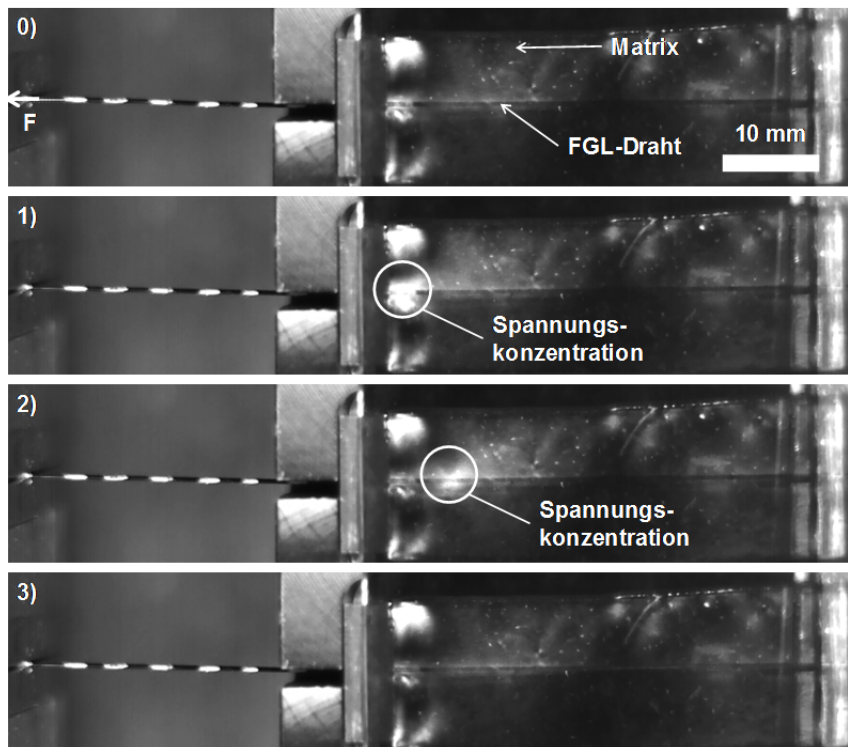
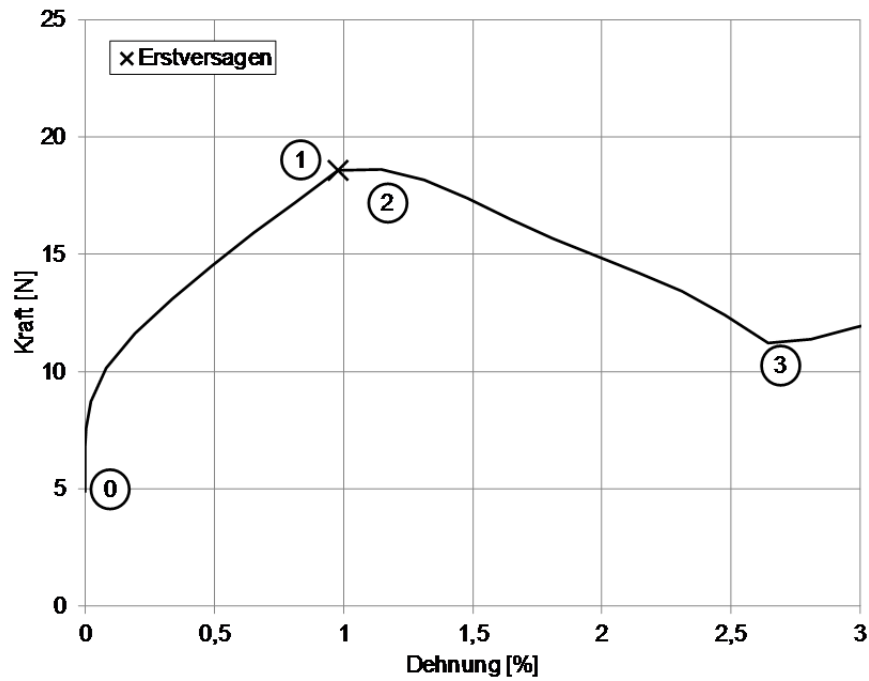


Abbildung 58: Kraft-Dehnungs-Diagramm einer exemplarischen Probe mit geschliffenem Draht für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 25%/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

Mit zunehmender Dehnung kommt es zu einem erneuten Kraftanstieg sowie einer Spannungskonzentration innerhalb der Pull-Out Probe und einem weiteren schlagar-

tigen Versagen, welches wieder mit einer Bewegung der Spannungskonzentration entlang des FGL-Drahtes einhergeht (Bild 3). Bis zum kompletten Versagen des Interfaces (Punkt 4) treten weitere Kraftanstiege gefolgt von einem schlagartigen Kraftabfall auf. Auch diese gehen mit einer schlagartigen Verlagerung der Spannungskonzentration in der Polymermatrix einher (in Abbildung nicht dargestellt). Durch Reibungseffekte zwischen dem bereits abgelösten FGL-Draht und der Polymermatrix kann die Maximalkraft die Kraft für das Erstversagen überschreiten. Das Erstversagen tritt hierbei im Mittel bei 18,58 N und einer zugehörigen Dehnung von 1,05 % auf.

In Abbildung 57 sind exemplarisch die Ergebnisse für einen Pull-Out Versuch mit einer Dehnrate von 1000 %/min ebenfalls mit einem unbehandelten FGL-Draht dargestellt. Dabei zeigt sich bis zum Erstversagen ein vergleichbares Verhalten zu der niedrigeren Dehnrate von 25 %/min. Nach dem Kraftabfall beim Erstversagen (Punkt 1) kommt es jedoch mit zunehmender Dehnung zu einem kontinuierlichen Kraftanstieg ohne weitere Kraftabfälle. Das bedeutet, dass nach dem Erstversagen des Interfaces ein kontinuierliches Versagen des Interfaces stattfindet. Dies lässt sich auch mit Hilfe der Spannungsoptik belegen, da hier nur noch geringe Spannungen im Bereich des versagenden Interfaces auftreten (Bild 2 & 3). Auch hier kommt es durch Reibungseffekte zu einem Anstieg der Maximalkraft nach dem Erstversagen. Wie Abbildung 59 zeigt führt die höhere Dehnrate von 1000 %/min jedoch zu einer deutlich geringeren Kraft für das Erstversagen von 11,85 N bei einer Dehnung von 0,26 %. Dies liegt vermutlich in erster Linie an der Versprödung der Polymermatrix aufgrund der höheren Dehnrate. [127]

Abbildung 58 zeigt das Kraft-Dehnung-Diagramm sowie die zugehörigen spannungsoptischen Aufnahmen für einen exemplarischen Pull-Out Versuch für eine Probe mit einem geschliffenen FGL-Draht bei einer Dehnrate von 25 %/min. Auch hier ist wieder ein Kraftanstieg mit zunehmender Dehnung einhergehend mit einer Spannungskonzentration am Drahteintritt zu erkennen (Bild 1). Jedoch ist bei dieser Probe beim Erstversagen des Interfaces kein schlagartiger Kraftabfall im Kraft-Dehnung-Diagramm zu erkennen. Es wird lediglich ein leichtes Plateau erreicht nach welchem die Kraft mit zunehmender Dehnung wieder allmählich bis zum Versagen des ge-

samten Interfaces (Punkt 3) abnimmt. Durch den Einsatz der Spannungsoptik kann jedoch der Punkt des Erstversagens eindeutig bestimmt werden. Die mittlere Kraft für das Erstversagen beträgt bei diesem Versuchstyp 24,25 N.

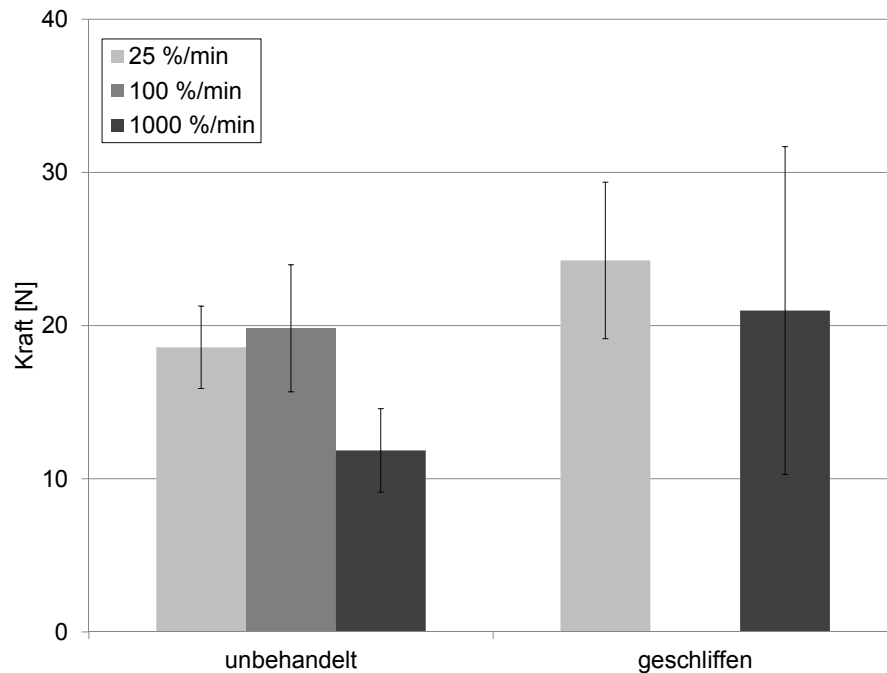


Abbildung 59: Kraft für das Erstversagen für dehnungsgeregelte Pull-Out Versuche mit unbehandelten und geschliffenen Drähten

Wie der Vergleich der Kräfte für das Erstversagen für unbehandelte und geschliffene Drähte bei unterschiedlichen Dehnraten in Abbildung 59 zeigt, führt eine geschliffene Oberfläche im Mittel zu höheren Kräften. Die Steigerung liegt dabei allerdings im Bereich der Standardabweichung, was eine eindeutige Aussage nicht zulässt. Jedoch ist deutlich zu erkennen, dass das Schleifen der Oberfläche zu deutlich größeren Standardabweichungen im Vergleich zur unbehandelten Oberfläche führt. Da der Schleifprozess händisch durchgeführt wurde, ist eine einheitliche Präparation der Proben nicht sichergestellt. Dies ist eine mögliche Ursache für die höheren Standardabweichungen. Zudem zeigt der Vergleich der Ergebnisse, dass eine Erhöhung der Dehnrates auf 1000 %/min tendenziell zu einer Abnahme der Kraft für das Erstversagen führt. Wie bereits beschrieben spielt hierbei die Versprödung der Polymermatrix eine wichtige Rolle.

Wie die Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) in Abbildung 60 zeigen, kommt es hauptsächlich zu einem adhäsiven Versagen zwischen FGL-Oberfläche und Polymermatrix, wie die großflächigen Bereiche mit blanker Drahtoberfläche verdeutlichen. Jedoch sind auch Matrixreste auf der Drahtoberfläche zu erkennen, die darauf hindeuten, dass es in diesen Bereichen zu einem kohäsiven Versagen kommt. Allerdings deuten die REM-Aufnahmen darauf hin, dass das adhäsive Versagen dominiert. Dies wird auch durch die folgenden Berechnungen bekräftigt.

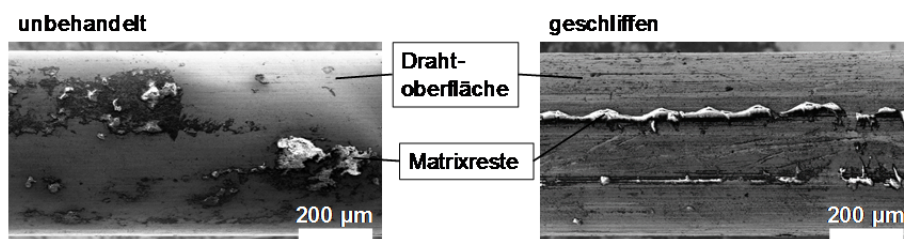


Abbildung 60: REM-Aufnahme für aus der Matrix herausgezogene FGL-Oberfläche eines unbehandelten und eines geschliffenen Drahtes

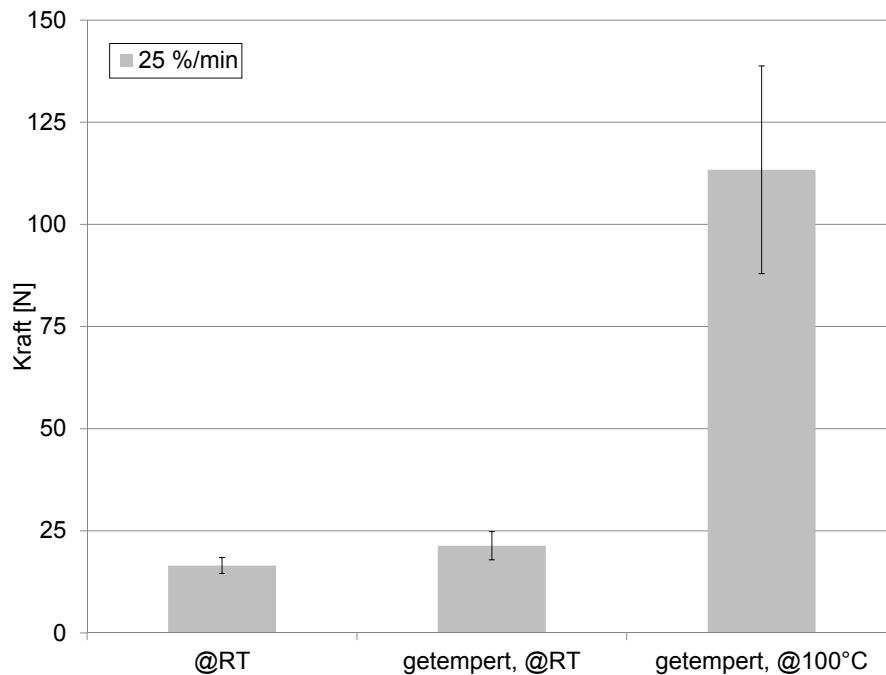


Abbildung 61: Kraft für das Erstversagen für dehnungsgeregelte Pull-Out Versuche bei verschiedenen Prüftemperaturen bzw. für verschiedene Aushärtezyklen

Abbildung 61 zeigt den Einfluss des Aushärteprozesses sowie der Versuchstemperatur auf die Kraft für das Erstversagen für dehnungsgeregelte Pull-Out Versuche mit unbehandelten FGL-Drähten bei einer Dehnrates von 25 %/min. Es ist zu erkennen, dass der Temperprozess (30 min bei 100 °C) nur zu einer geringen Steigerung der Kraft für das Erstversagen führt (18,5 N → 21,3 N), wohingegen die Versuchstemperatur einen erheblichen Einfluss hat. Die Kraft für das Erstversagen liegt bei Prüfung bei 100 °C bei 113,4 N und damit mehr als 5-mal höher als bei Raumtemperatur. Als Ursache hierfür spielen die unterschiedlichen Matriceigenschaften eine entscheidende Rolle. Während für die Versuche bei Raumtemperatur die Bruchdehnung der Matrix (ca. 1 %) im Bulk unter Zugbelastung zum Versagen des Interfaces bei genau dieser Dehnung führt, liegt die Bruchdehnung der Matrix bei 100 °C im Bulk bei mehr als 5 % und führt damit nicht zum Erstversagen des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix. Es ist davon auszugehen, dass der geringere E-Modul der Matrix in Kombination mit der höheren Bruchdehnung zur Verteilung der Last auf einen größeren Bereich führt, wodurch die auftretenden Schubspannungen reduziert werden. Eine Validierung dieser Annahme mittels spannungsoptischer Aufnahmen ist jedoch nicht möglich, da aufgrund der Temperierkammer die Spannungsoptik nicht verwendet werden konnte. Mit Hilfe der in 7.1 beschriebenen Formeln kann auf Basis der Versuchsergebnisse die Schubspannung im Interface entlang des FGL-Drahtes berechnet werden. Abbildung 62 zeigt den berechneten Schubspannungsverlauf für die Versuche bei Raumtemperatur und bei 100 °C nach Gabry (Ergebnisse für Kemtchou sind vergleichbar). Die zur Berechnung verwendeten Parameter sind in Tabelle 9 gegeben. Die Ergebnisse deuten darauf hin, dass bei 100 °C die in 7.1 berechnete maximale Schubspannung der Grenzfläche von 18 MPa zum Versagen des Interfaces führt. Die unterschiedlichen Versagensursachen verdeutlichen, dass die Matriceigenschaften und somit die Wahl der Polymermatrix einen großen Einfluss auf die Ergebnisse der Pull-Out Versuche haben. Zudem zeigen die Ergebnisse der dehnungsgeregelten Versuche, dass Pull-Out Versuche ohne Berücksichtigung des Temperatureinflusses, der für die Phasenumwandlung von FGL und somit für die Aktorikfunktion entscheidend ist, nur eine bedingte Aussagekraft für die spätere Anwendung haben. Deshalb wurden zur Charakterisierung der Kraftübertragung thermisch aktivierte Pull-Out Versuche durchgeführt, die eine anwendungsnahe Charak-

terisierung für aktive Hybridverbunde ermöglichen. Die entsprechenden Ergebnisse werden im folgenden Kapitel dargestellt.

Tabelle 9: Parameter zur Berechnung der Schubspannung im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix [104]

		RT	100 °C	thermisch aktiviert
$F_d$	[N]	18,5	113,4	65,0
$\alpha$ (Formel 2-4)	[mm <sup>-1</sup> ]	0,60	0,25	0,43
$r$	[mm]	0,25	0,25	0,25
$G_m$	[Mpa]	985,19	474,07	511,11
$R$	[mm]	6	6	6
$E_m$	[Mpa]	2660	1280	1380
$E_d$	[Mpa]	27500	67000	27500
$l$	[mm]	50	50	50
$\nu$	[1]	0,35	0,35	0,35

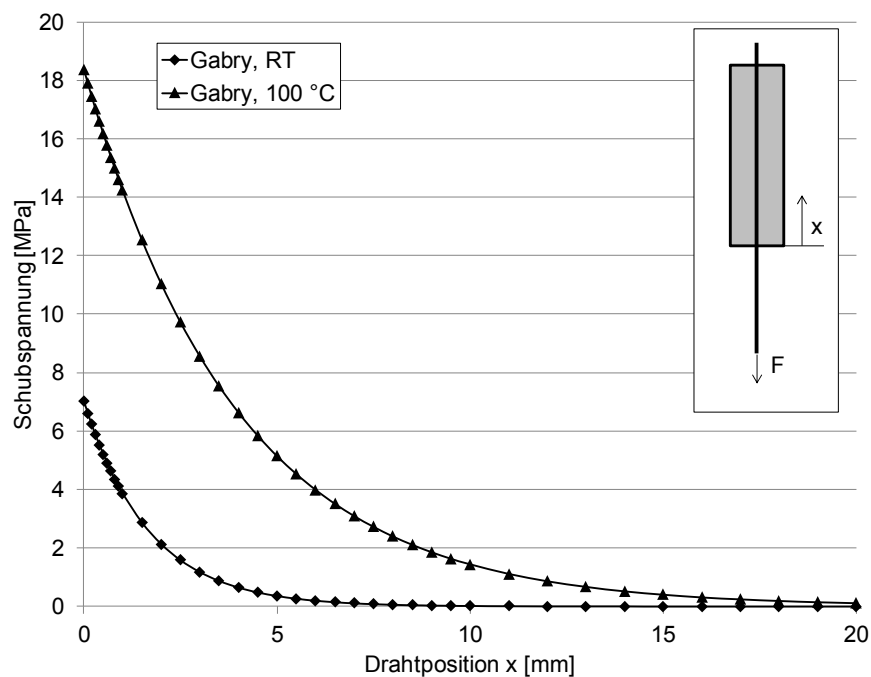


Abbildung 62: Berechnete Schubspannung in der Grenzfläche für unbehandelte FGL-Drähte bei Raumtemperatur und 100 °C für dehnungsgeregelte Pull-Out Versuche mit 25 %/min

### 8.1.2 Pull-Out Versuche, thermisch aktiviert

Abbildung 63 zeigt den Kraft-Zeit-Verlauf einer exemplarischen Probe für einen thermisch aktivierten Pull-Out Versuch mit einer Stromstärke von 3 A für einen unbehandelten FGL-Draht sowie die zugehörigen Bilder der Spannungsoptik. Dabei sind

deutliche Unterschiede zu den dehnungsgeregelten Pull-Out Versuchen zu erkennen.

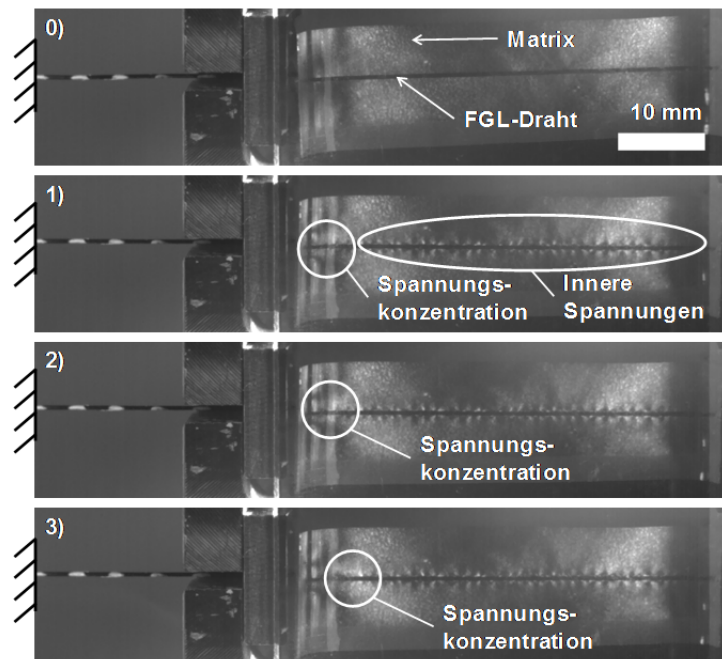
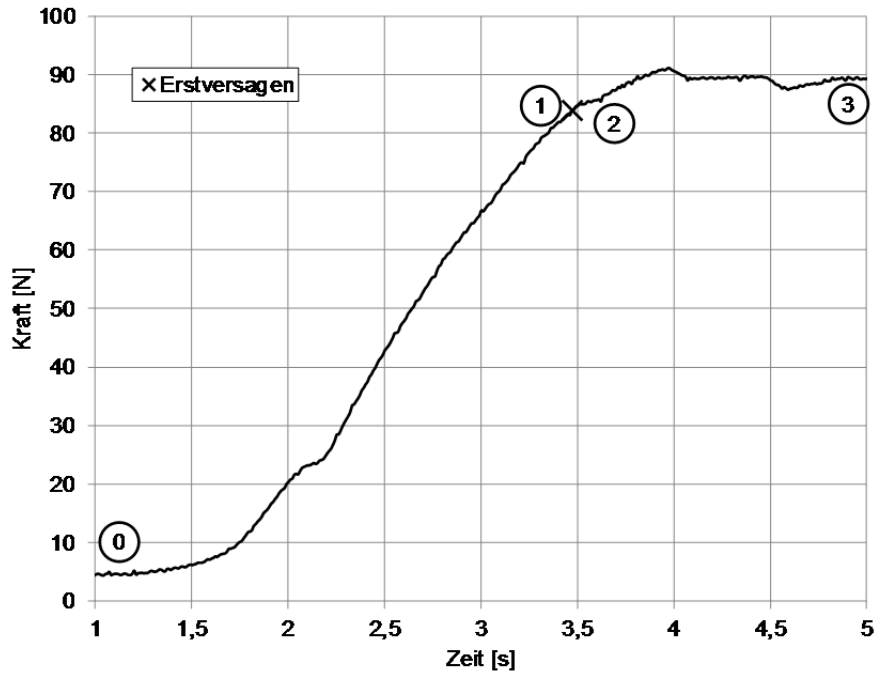


Abbildung 63: Kraft-Zeit-Diagramm einer exemplarischen Probe mit unbehandeltem Draht für thermisch aktivierten Pull-Out Versuch mit 3 A sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

Zum einen ist die Kraft beim Erstversagen etwa 3-mal so groß wie bei den dehnungsgeregelten Versuchen bei RT und zum anderen ist auch kein vollständiges



Versagen des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix zu erkennen. Dies ist dadurch bedingt, dass die thermische Aktivierung des FGL-Drahtes zu einer maximalen Kontraktion von etwa 4 % führt, was zu einer Maximalkraft im Versuch von etwa 100 N führt. Diese ist nicht ausreichend, um ein vollständiges Versagen zu erreichen. Zusätzlich ist in Abbildung 63 in den Bildern der Spannungsoptik zu erkennen, dass die thermische Aktivierung zu ungleichmäßigen Spannungen entlang des gesamten FGL-Drahtes führen, die durch die Matrix behinderte Kontraktion des FGL-Drahts im Interface entstehen (Bild 1). Die Erwärmung des gesamten FGL-Drahts führt zu einer Umwandlung im gesamten Draht. Das bedeutet, dass auch der eingebettete FGL-Draht kontrahieren möchte. Dies wird durch das intakte Interface allerdings unterbunden, wirkt aber dennoch dem Herausziehen des Drahts aus der Matrix entgegen und beeinflusst somit das Verhalten während des Pull-Out Versuchs. Außerdem ist zu erkennen, dass das Erstversagen des Interfaces nicht mit einem Kraftabfall einhergeht. Somit ist nur durch die Verwendung der Spannungsoptik eine eindeutige Bestimmung des Erstversagens möglich.

Abbildung 64 zeigt die Kraft für das Erstversagen bei thermisch aktivierten Pull-Out Versuchen. Auch bei diesen Versuchen führt die geschliffene Drahtoberfläche zu einer deutlich höheren Standardabweichung, ohne dabei die erreichte Kraft im Vergleich zu den unbehandelten FGL-Drähten deutlich zu beeinflussen. Auffällig ist jedoch, dass für den Zwei-Weg-Effekt Draht (SmartFlex) die Kraft für das Erstversagen mit ca. 32 N nur etwa halb so groß ist wie für den vorgedehnten Ein-Weg-Effekt Draht. Ein Vergleich zwischen den Versuchen für die beiden Drahttypen macht Unterschiede deutlich. So liegt die Dauer zwischen Aufheizbeginn und Erstversagen bei allen Versuchen etwa bei 1,5 s und die Temperatur des freien Drahts bei ca. 50 °C, was aufgrund der gleichen Heizleistung bei identischem Drahtdurchmesser auch zu erwarten ist. Allerdings führt die höhere Austenit-Start-Temperatur des Zwei-Weg-Effekt Drahts ( $\Delta A_s \approx 20$  K) zu deutlich geringeren Kräften bei gleicher Drahttemperatur.

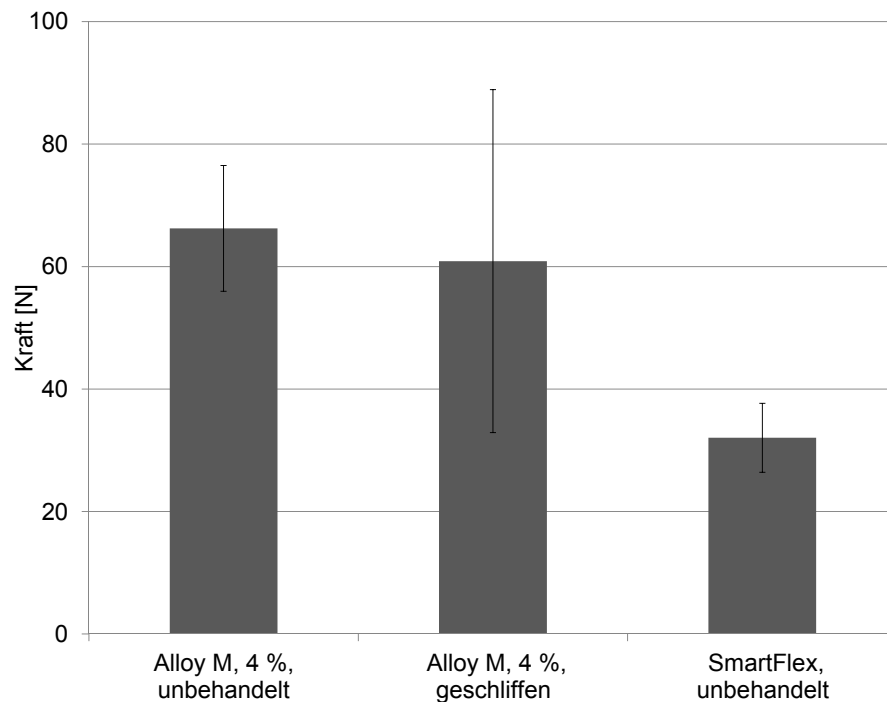


Abbildung 64: Kraft für das Erstversagen für thermisch aktivierte Pull-Out Versuche mit unbehandelten und geschliffenen sowie SmartFlex Drähten

Mit Hilfe der thermischen Simulation in 7.1.1 sowie der durchschnittlichen Zeit zwischen Beginn des Aufheizvorgangs und dem Erstversagen von ca. 1,5 s kann die Temperatur im Interface für die Ein-Weg-Effekt Drähte mit etwa 40 °C abgeschätzt werden. Daraus lässt sich mit den in 7.1 beschriebenen Formeln und den in Tabelle 9 angegebenen Parametern die in Abbildung 65 gezeigte Schubspannungsverteilung berechnen. Es ist zu erkennen, dass vergleichbar zu den dehnungsgeregelten Versuchen bei 100 °C das Erstversagen bei der maximal zulässigen Schubspannung von 18 MPa am Drahteintritt auftritt. Somit lässt sich das Versagen auch für diese Versuche auf das Erreichen der maximalen Schubfestigkeit der Polymermatrix im Interface zurückführen.

Für die Zwei-Weg-Effekt Drähte ergibt sich lediglich eine rechnerisch maximale Schubspannung am Drahteintritt von etwa 8 MPa, weshalb hier eine andere Versagensursache zugrunde liegen muss. Die im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse legen nahe, dass die Matrixeigenschaften in der Grenzfläche nicht für das Erstversagen verantwortlich sind, da weder die Bruchdehnung der Matrix im Bulk noch die rechnerische Schubfestigkeit der Grenzfläche beim Versagen erreicht wer-

den. Dies führt zu der Annahme, dass die Oberflächeneigenschaften der beiden Drähte sich trotz der auf beiden Drahttypen vorhandenen Oxidschicht deutlich unterscheiden und sich somit die Anbindung der Polymermatrix an die FGL-Drähte deutlich unterscheidet, wodurch die Kraft beim Erstversagen beeinflusst wird.

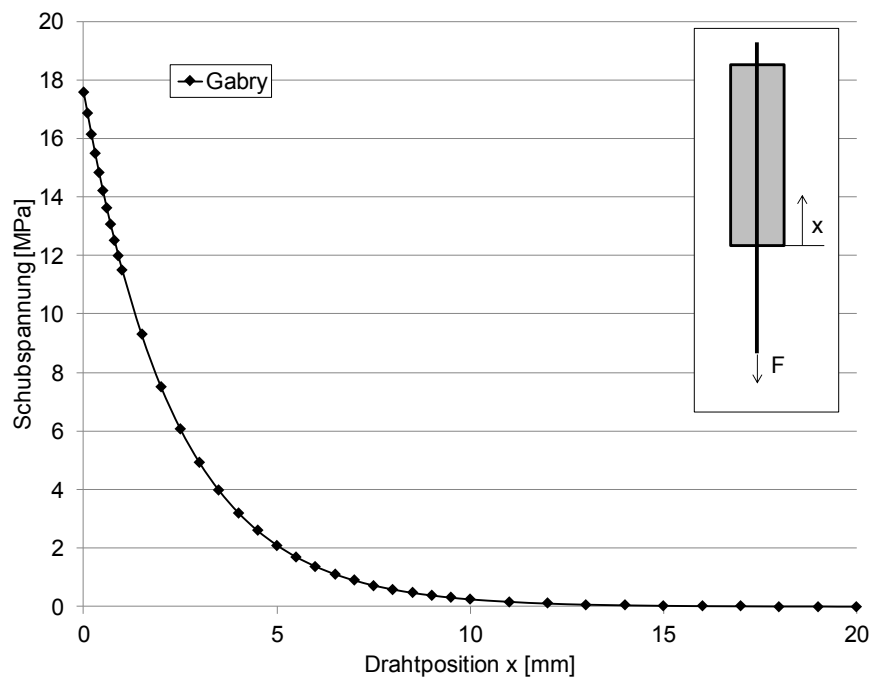


Abbildung 65: Berechnete Schubspannung in der Grenzfläche für unbehandelte FGL-Drähte für thermisch aktivierte Pull-Out Versuche

Bei den Zwei-Weg-Effekt Drähten kommt es des Weiteren zu einem vollständigen Versagen des Interfaces zwischen FGL-Draht und Polymermatrix. Dieses ist durch einen schlagartigen Kraft- und Temperaturabfall im Kraft-Temperatur-Zeit-Diagramm (siehe Abbildung 66) gekennzeichnet. Zusammen mit Abbildung 67 lässt sich aus dem Temperaturabfall auf eine schlagartige austenitische Umwandlung großer Bereiche des Drahts beim vollständigen Versagen schließen, die bedingt durch die endotherme Umwandlung zu einem Temperaturabfall führen. Abbildung 67 zeigt die spannungsoptischen Aufnahmen vor und nach dem vollständigen Versagen des Interfaces. Mit dem vollständigen Versagen kommt es zu einer Kontraktion des Drahtes zwischen fester Einspannung und Drahteintritt um etwa 1 % innerhalb von 10 ms. Dies bedeutet, dass die vollständige Kontraktion des freien Drahtes durch das noch intakte Interface behindert wird.

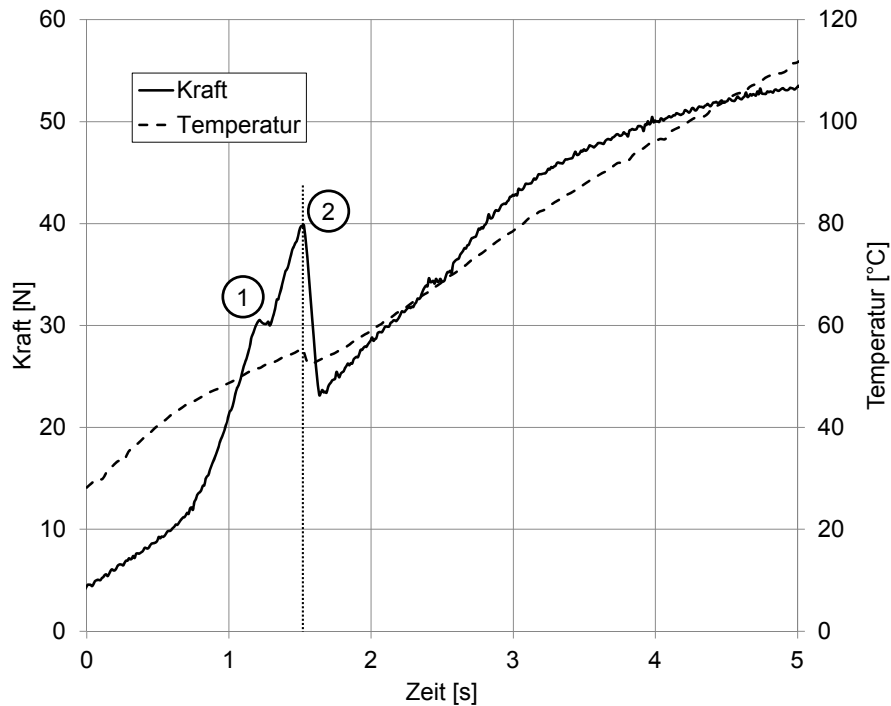


Abbildung 66: Kraft-Temperatur-Zeit-Diagramm einer exemplarischen Probe mit SmartFlex Draht für thermisch aktivierten Pull-Out Versuch mit 3 A

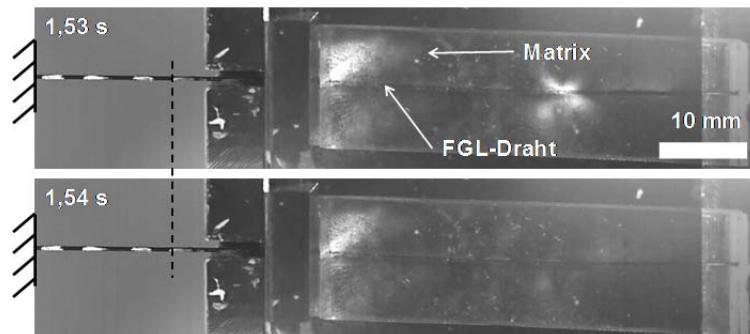


Abbildung 67: Spannungsoptische Aufnahmen eines Pull-Out Versuchs mit SmartFlex-Draht vor (1,53 s) und nach (1,54 s) dem vollständigen Versagen des Interfaces

### 8.1.3 Pull-Out Versuche, formschlüssige Kraftübertragung

Da die Eigenschaften der Polymermatrix die über das Interface übertragbare Kraft begrenzen, ist eine Umverteilung der Kräfte mittels formschlüssiger Verbindungen ein Weg, um die Kraftübertragung zwischen FGL-Draht und Polymermatrix zu steigern. In diesem Kapitel werden verschiedene formschlüssige Verbindungen sowie die zugehörigen Kraft-Dehnung-Diagramme sowie spannungsoptische Aufnahmen erläutert. Für diese Versuche wurde das Erstversagen als Versagen im Bereich hinter dem Krafteinleitungselement definiert, da sich der Bereich zwischen Drahteintritt

in die Matrix und dem Kraffteinleitungselement wie bei den zuvor gezeigten Versuchen verhält, da hier lediglich eine Kraftübertragung mittels Adhäsion stattfindet.

Abbildung 68 zeigt das Kraft-Dehnung-Diagramm sowie die zugehörigen spannungsoptischen Aufnahmen einer exemplarischen Probe für einen dehnungsgeregelten Versuch mit 25 %/min für die Kraftübertragung mittels Crimphülse. Zunächst kommt es mit zunehmender Dehnung zu einem Kraftanstieg, bis bei einer Dehnung von etwa 1 % ein Plateau erreicht wird. Hier beginnt die Entzwilligung des FGL-Drahts (vgl. Abbildung 22 bzw. Abbildung 5 & Abbildung 6). Mit zunehmender Dehnung steigt die Kraft während der Entzwilligung des Drahts weiter leicht an einhergehend mit einer Spannungskonzentration um die Crimphülse. Bei einer Dehnung von etwa 6 % tritt ein Versagen der kraftschlüssigen Verbindung zwischen FGL-Draht und Crimphülse (Erstversagen) auf. Dies ist durch eine Reduktion der Spannungskonzentration um die Crimphülse sowie einer entlang des FGL-Drahts durch die Polymermatrix fortschreitenden Spannungskonzentration gekennzeichnet (Bild 2). Zudem kommt es damit einhergehend zu einem leichten Kraftabfall. Das komplette Versagen des Interfaces ist durch einen weiteren Kraftabfall gekennzeichnet (Punkt 3). Durch Reibungseffekte zwischen FGL-Draht und Crimphülse bzw. Polymermatrix steigt die Kraft auch nach dem Versagen noch weiter an, während der FGL-Draht durch die Crimphülse und die Polymermatrix gezogen wird. Anhand von immer wieder ansteigenden und abfallenden inneren Spannungen im Bereich des gesamten Interfaces lässt sich das Durchziehen des Drahtes mit der einhergehenden Reibung zwischen FGL-Draht und Polymermatrix bzw. Crimphülse in den spannungsoptischen Aufnahmen gut erkennen. Die gemessene Kraft beim Erstversagen liegt im Mittel bei 41,5 N und ist damit etwa doppelt so hoch wie für die unbehandelten Drähte.

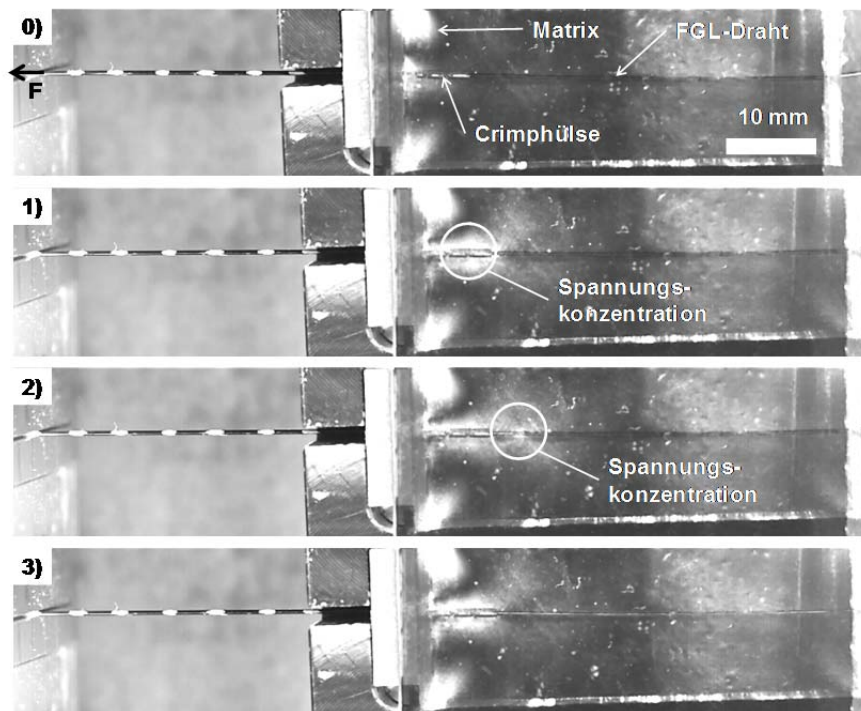
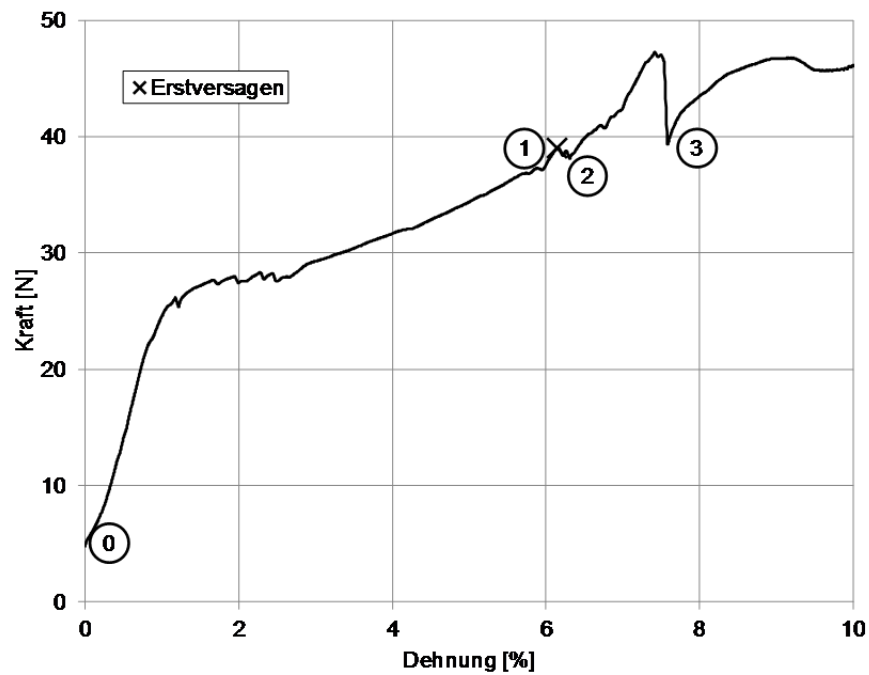


Abbildung 68: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit Crimphülse für dehnungs-geregelten Pull-Out Versuch mit 25 %/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

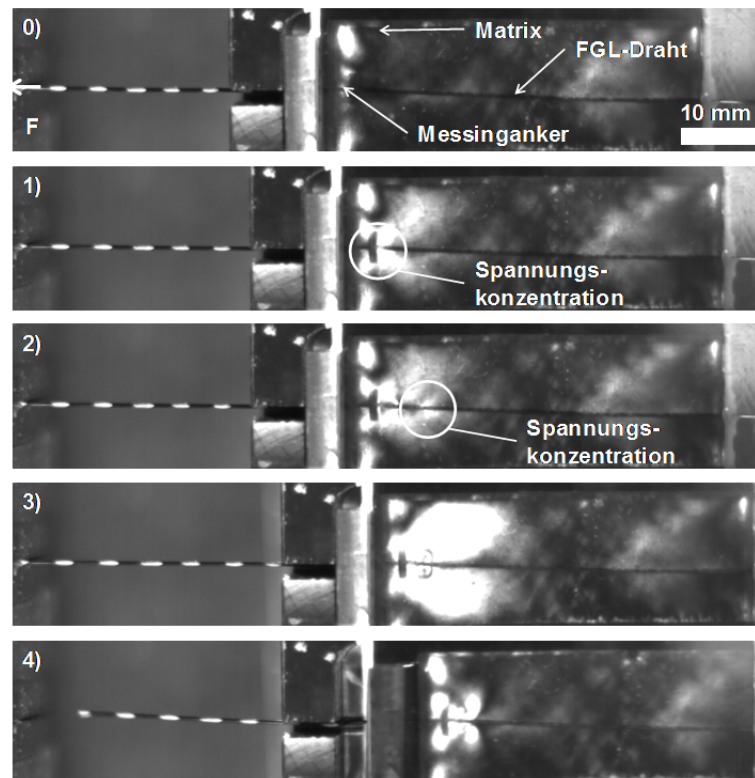
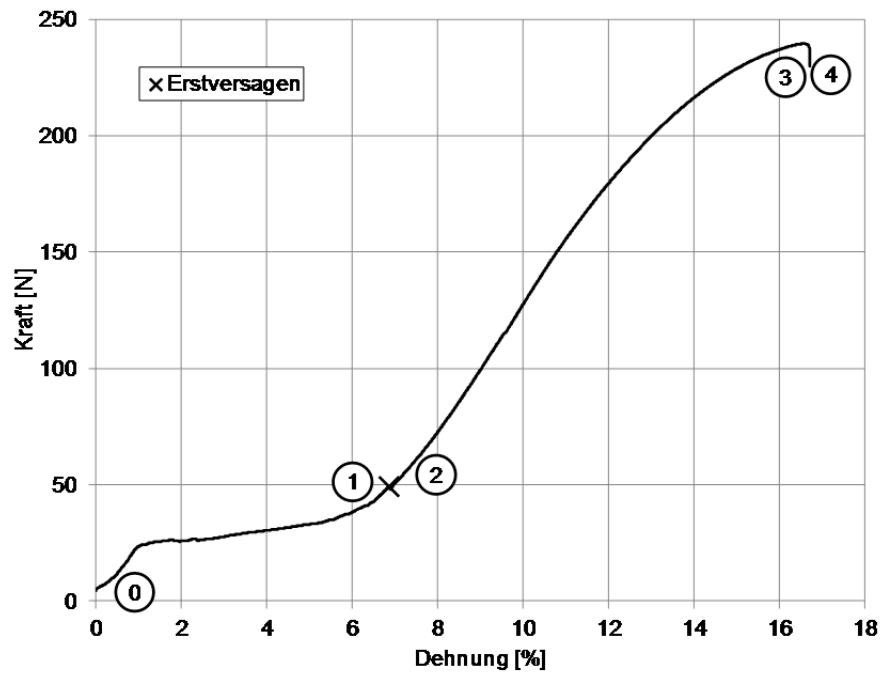


Abbildung 69: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit Messinganker für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 25 %/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

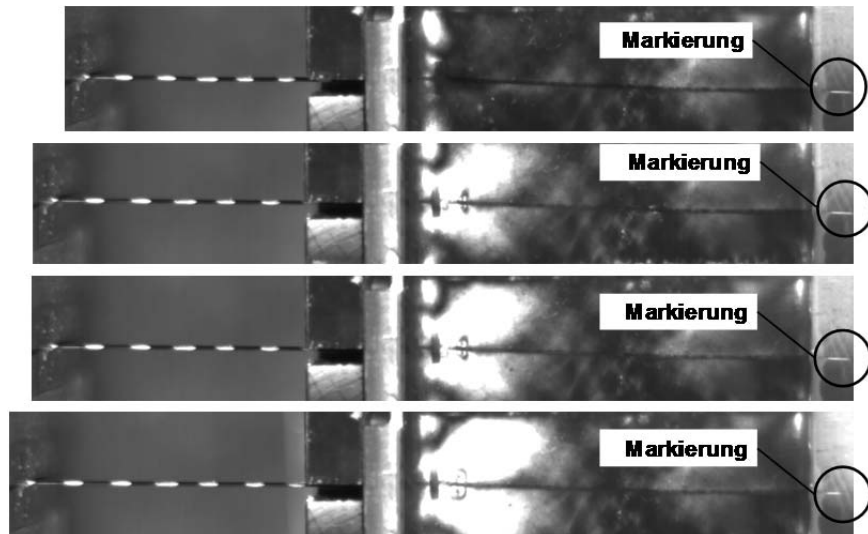


Abbildung 70: Spannungsoptische Bilder zur Verdeutlichung der intakten kraft- bzw. formschlüssigen Verbindung zwischen Messinganker und FGL-Draht

Abbildung 69 zeigt exemplarisch die Ergebnisse für die kraft- bzw. formschlüssige Kraftübertragung mit Hilfe eines Messingankers. Wie bei den Versuchen mit Crimp-hülse steigt die Kraft zunächst mit zunehmender Dehnung an, bis das Plateau (Entzwilligung des FGL-Drahts) erreicht wird. Mit zunehmender Dehnung kommt es zu einer Spannungskonzentration im Bereich des Messingankers. Bei einer Dehnung von etwa 7 % bzw. einer Kraft von etwa 50 N bildet sich eine Spannungskonzentration im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix im Bereich hinter dem Messinganker aus (Bild 2), welche mit zunehmender Dehnung durch die Probe wandert. Jedoch nimmt die Spannung im Bereich des Messingankers im Gegensatz zu den bisher gezeigten Ergebnissen weiter deutlich zu (Bild 3) und wird erst beim Reißen des FGL-Drahts in der unteren Einspannung (im Bild links) wieder reduziert (Bild 4). Dies spricht dafür, dass der Messinganker bis zum Reißen des FGL-Drahts kraftübertragend wirkt. Da es jedoch schon vorher zu einem Versagen des Interfaces kommt, wurde die mittlere Kraft für das Erstversagen mit 56,2 N bestimmt. Die Markierungen auf dem Draht deuten darauf hin, dass es zu keinem deutlichen Herausziehen des FGL-Drahts aus der Polymermatrix kommt sondern lediglich der freie Draht gedehnt wird (vgl. Abbildung 70). Dies lässt den Schluss nahe, dass das Versagen im Interface durch Umlagerungseffekte der inneren Spannung entsteht, wodurch es zu einer Krafteinleitung in das Interface um den Messinganker herum kommt.



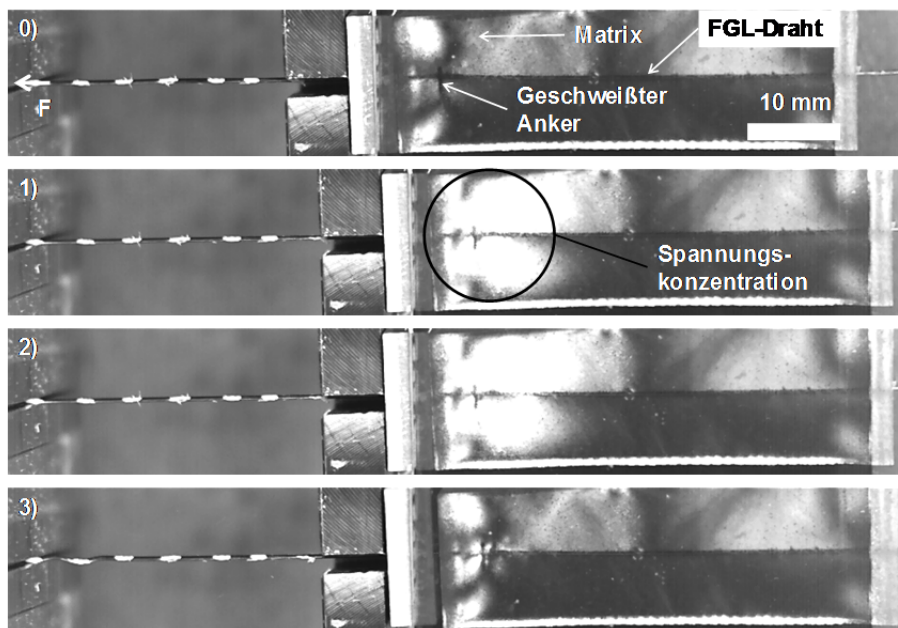
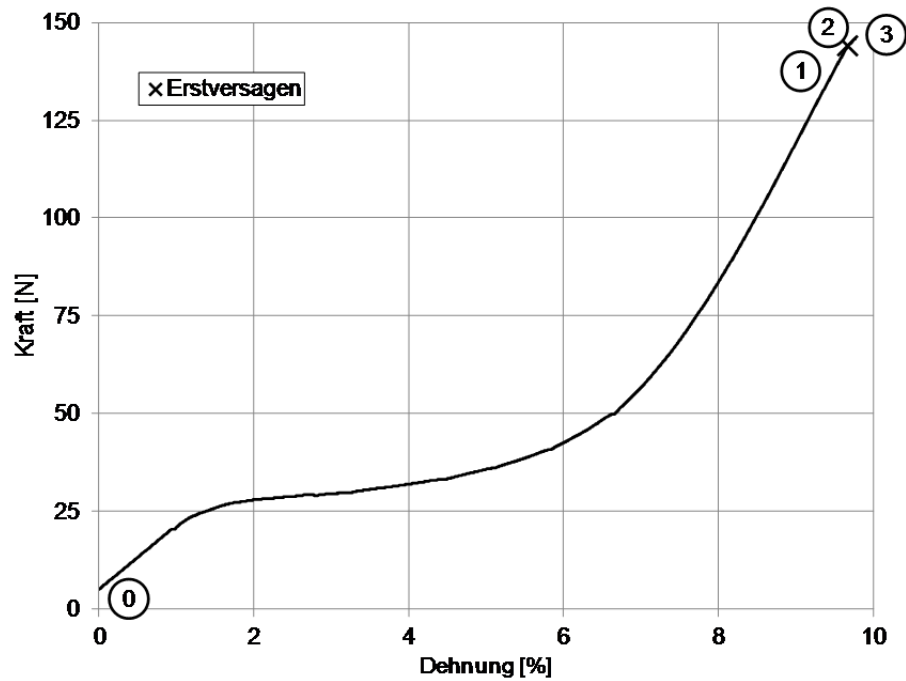


Abbildung 71: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit geschweißtem Ankerdraht für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 25 %/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

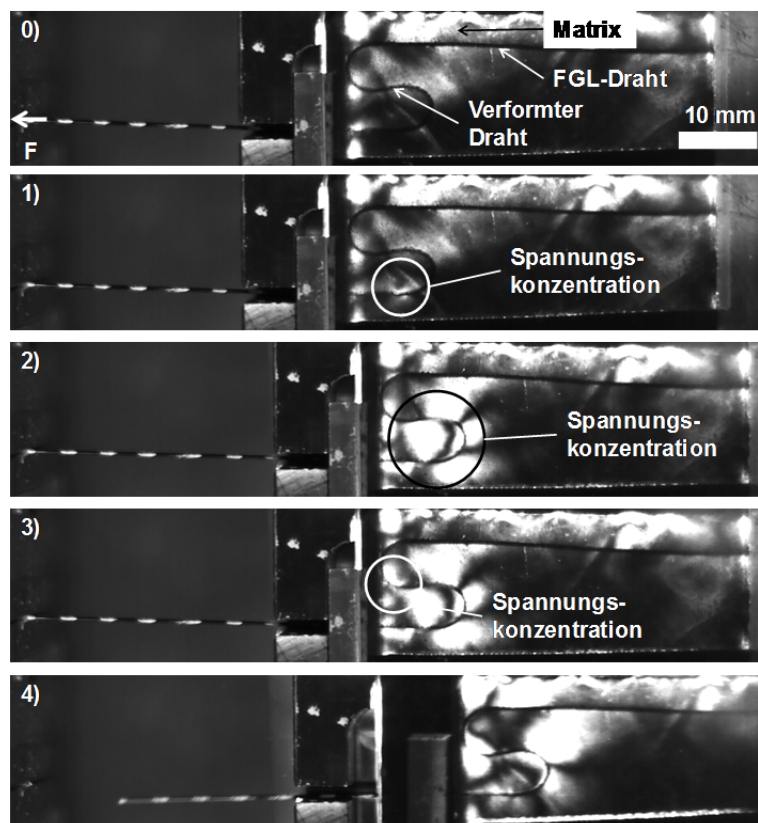
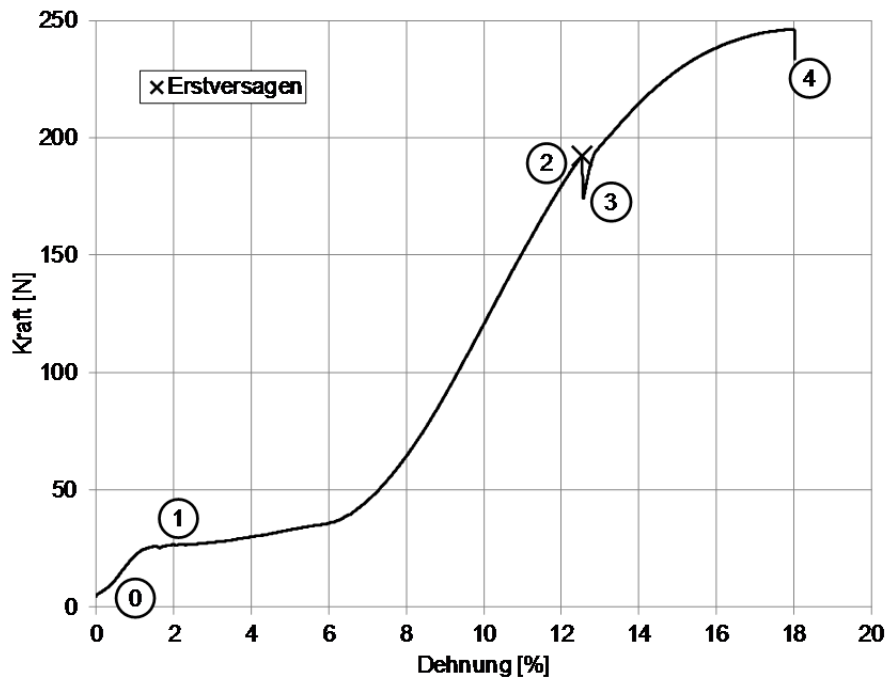


Abbildung 72: Kraft-Dehnung-Diagramm einer exemplarischen Probe mit verformtem Draht für dehnungsgeregelten Pull-Out Versuch mit 25 %/min sowie die zugehörigen spannungsoptischen Bilder

Abbildung 71 zeigt die Versuchsergebnisse für einen exemplarischen Versuch mit geschweißtem Anker. Die Ergebnisse sind vergleichbar mit den Proben mit Messinganker. Lediglich das Versagen des FGL-Drahts am Versuchsende findet nicht in der Einspannung sondern in der Schweißverbindung statt. Durch eine Reduktion der Zugfestigkeit in der Schweißverbindung wird auch die maximale Kraft beim Versagen des FGL-Drahts reduziert (ca. 150 N im Vergleich zu ca. 240 N). Auch bei den geschweißten Ankern bleibt die stoff- bzw. formschlüssige Verbindung bis zum Versagen des FGL-Drahts intakt und somit wird der FGL-Draht nicht aus der Polymermatrix herausgezogen. Jedoch kommt es nicht bei allen Versuchen zu einer Kraftumlagerung, die zu einem Versagen des Interfaces führt. Hierdurch sind die höhere mittlere Kraft beim Erstversagen von 87,4 N sowie die hohe Standardabweichung bedingt. Werden nur die Versuche betrachtet, bei denen eine Kraftumlagerung stattfindet, liegt die mittlere Kraft bei 59,7 N und damit in einem ähnlichen Bereich wie für die Messinganker. Bei beiden Probenarten führt das Versagen des Interfaces zu keinem Kraftabfall in den Kraft-Dehnung-Kurven. Dies ist vermutlich dadurch bedingt, dass es zu keinem Herausziehen des FGL-Drahts kommt und das Interface nur durch eine Kraftumlagerung belastet wird.

Für die Versuche mit verformten Drähten zeigt sich zunächst ein vergleichbares Verhalten wie bei den beiden Varianten mit Ankerelement. Wie Abbildung 72 zeigt steigt die Kraft mit zunehmender Dehnung an, bis das Plateau im Bereich der Entzwilligung erreicht wird. Damit einhergehend tritt zunächst eine Spannungskonzentration im Bereich des Drahteintritts auf (Bild 1), die entlang des FGL-Drahts durch die Probe wandert bis sie im Bereich des ersten Drahtmäanders gestoppt wird. Hier kommt es mit zunehmender Dehnung zu einer starken Spannungskonzentration rund um den Mäander. Bei einer Kraft von etwa 190 N ist ein Kraftabfall zu erkennen (Punkt 3), der das Erstversagen des Interfaces im Bereich hinter dem Mäander markiert (Bild 3). Mit weiter zunehmender Dehnung steigt die Kraft wieder weiter an, bis der FGL-Draht in der Einspannung reißt (Bild 4). Mit dem Kraftanstieg einhergehend kommt es zu einem Versagen des Interfaces entlang des FGL-Drahts. Die mittlere Kraft für das Erstversagen liegt für Proben mit verformtem FGL-Draht (Mäander) bei 190,4 N und damit deutlich höher als bei allen anderen gezeigten Versuchen. Dies liegt vor allem an der Geometrie des FGL-Drahts, die dazu führt, dass die Kraft ent-

lang des Mänders umgelenkt wird. Durch die stark unterschiedliche Drahtgeometrie kommt es nicht zu Kraftumlagerungseffekten innerhalb der Polymermatrix, die zu einem vorzeitigen Versagen des Interfaces im Bereich hinter dem formschlüssigen Krafteinleitungselement führen, ohne dass dabei der Kraftübertragungsmechanismus zerstört wird.

#### **8.1.4 Pull-Out Versuche, Zusammenfassung**

In Abbildung 73 sind die Ergebnisse sowohl der dehnungsgeregelten Pull-Out Versuche bei RT sowie der thermisch aktivierten Pull-Out Versuche vergleichend dargestellt. Dabei lassen sich drei wichtige Ergebnisse festhalten:

1. Die Erhöhung der Dehnrates von 25 %/min auf 1000 %/min führt zu einer leichten Reduktion der Kraft für das Erstversagen und für die meisten Versuche zu einer Erhöhung der Standardabweichung.
2. Mit Hilfe von formschlüssigen Kraftübertragungselementen kann die Kraft für das Erstversagen in fast allen Fällen deutlich gesteigert werden.
3. Die Kraft für das Erstversagen liegt bei Versuchen mit thermischer Aktivierung immer oberhalb der gemessenen Kraft bei dehnungsgeregelten Versuchen. Ursächlich hierfür ist die Reduktion des E-Moduls sowie die Erhöhung der Bruchdehnung unter Zug der Polymermatrix im Bulk, wodurch diese ein erhöhtes plastisches Deformationsvermögen besitzt. Dies begünstigt den Abbau von Spannungsspitzen.

Zudem fällt auf, dass der Einsatz von Crimphülsen für thermisch aktivierte Versuche zu keiner Steigerung der Kraft für das Erstversagen führt.

Für die Verwendung von FGL-Drähten in aktiven Hybridverbunden ergibt sich mit den maximal erzeugten Aktorspannungen (vgl. Abbildung 23) von etwa 500 MPa für Drähte vom Typ Alloy M mit einer Vordehnung von 4 % bzw. 800 MPa für Drähte vom Typ SmartFlex mit dem verwendeten Drahtdurchmesser von 0,5 mm eine maximale vom FGL-Draht erzeugte Kraft von ca. 100 N bzw. 160 N. Dies bedeutet, dass durch die Verwendung von Ankerdrähten (Messing bzw. geschweißt) unter Berücksichtigung dessen, dass das Erstversagen lediglich durch eine Kraftumlagerung entsteht und der Kraftübertragungsmechanismus immer noch wirksam funktioniert (vgl. Abbildung 74), oder eines Drahtmäanders die maximale Kraft des Aktors in die Po-

lymermatrix eingeleitet werden kann. Lediglich bei den geschweißten Ankerdrähten liegt die Kraft für das Versagen des Kraftübertragungsmechanismus unterhalb der maximal vom Zwei-Weg-Effekt Draht erzeugten Kraft von ca. 160 N. Die Funktionsfähigkeit verdeutlichen auch die Ergebnisse der thermisch aktivierten Pull-Out Versuche für Proben mit geschweißten Ankerdrähten, bei denen die maximal vom Aktor erzeugbare Kraft von etwa 100 N nicht ausreicht, um ein Erstversagen des Interfaces hervorzurufen.

Die Erkenntnisse aus den Pull-Out Versuchen werden mit Hilfe der Verformungsversuche von aktiven Hybridverbunden (vgl. Kapitel 8.3) überprüft und hinsichtlich ihrer Übertragbarkeit auf reale Bauteile kontrolliert.

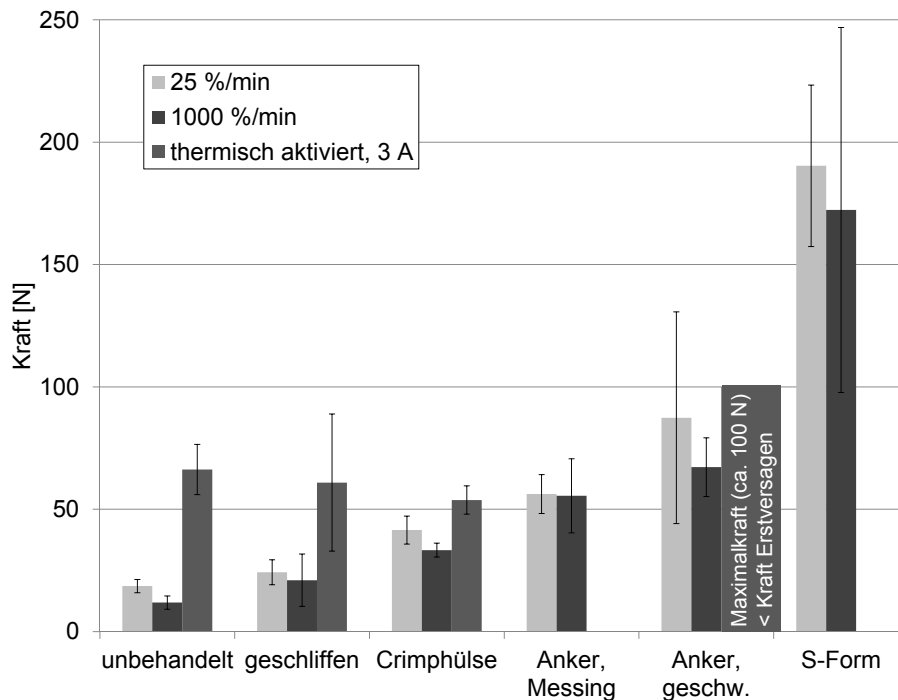


Abbildung 73: Kraft für das Erstversagen für dehnungsgeregelte bzw. thermisch aktivierte Pull-Out Versuche mit verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen

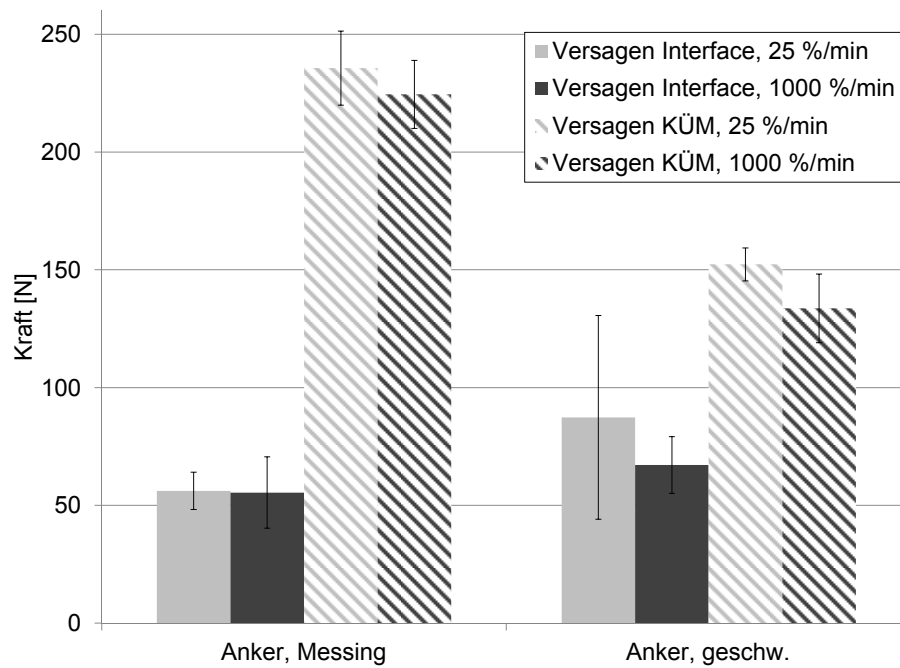


Abbildung 74: Vergleich der Kraft für das Erstversagen des Interfaces und für das Versagen des Kraftübertragungsmechanismus (KÜM) für dehnungsgeregelte Pull-Out Versuche an Proben mit Ankerdrähten (Messing bzw. geschweißt)

## 8.2 Schälversuche

Abbildung 75 zeigt das Kraft-Weg-Diagramm für Proben, die lediglich mit einer Harzschicht auf dem Grundlaminat fixiert wurden. Hierbei ergibt sich eine mittlere Kraft von etwa 3 N zum Ablösen des FGL-Drahts in Normalenrichtung. Die Winkelabweichung hat für diese Versuchsreihe nur einen marginalen Einfluss auf die gemessene mittlere Kraft. Wie Abbildung 79 zeigt, bleibt die mittlere Kraft nahezu identisch. Lediglich die Standardabweichung ist bei Betrachtung der gesamten Probe höher. Die Kurven der Einzelversuche verdeutlichen die schwierige Reproduzierbarkeit der Harzschichtdicke. Diese wird sowohl durch Dickenvariationen im Grundlaminat (ca. 8 %) als auch durch das Silikonpresspad hervorgerufen, da die Dicke der Harzschicht vom für das Infiltrieren eingestellten Abstand zwischen Presspad und Grundlaminat abhängt.

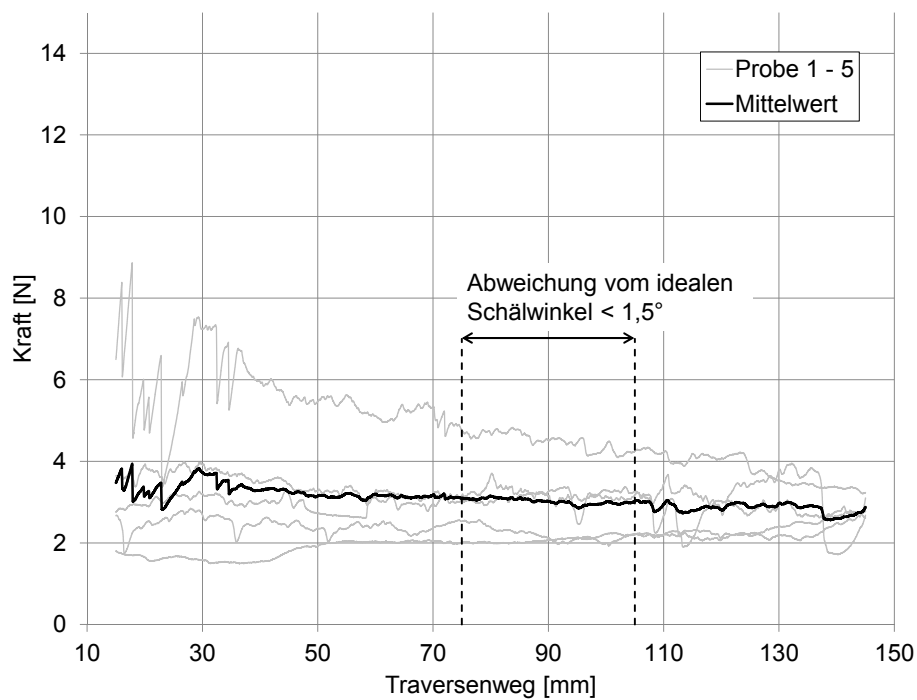


Abbildung 75: Kraft-Weg-Diagramm für Schälversuche an Proben mit Harzschicht zur Drahtfixierung

In Abbildung 76 sind die Ergebnisse der Schälversuche mit einer imprägnierten Glasgewebesicht zur Fixierung der FGL-Drähte dargestellt. Auch hier gibt es bei der mittleren Kraft (ca. 5,5 N) für das Versagen keine merklichen Unterschiede für den Bereich mit einer Winkelabweichung  $< 1,5\%$  und  $< 7,2\%$ . Im Vergleich zur rei-

nen Harzschicht, führt die zusätzliche Gewebeschicht jedoch zu einer reproduzierbaren Probenherstellung (siehe Kurven der Einzelversuche).

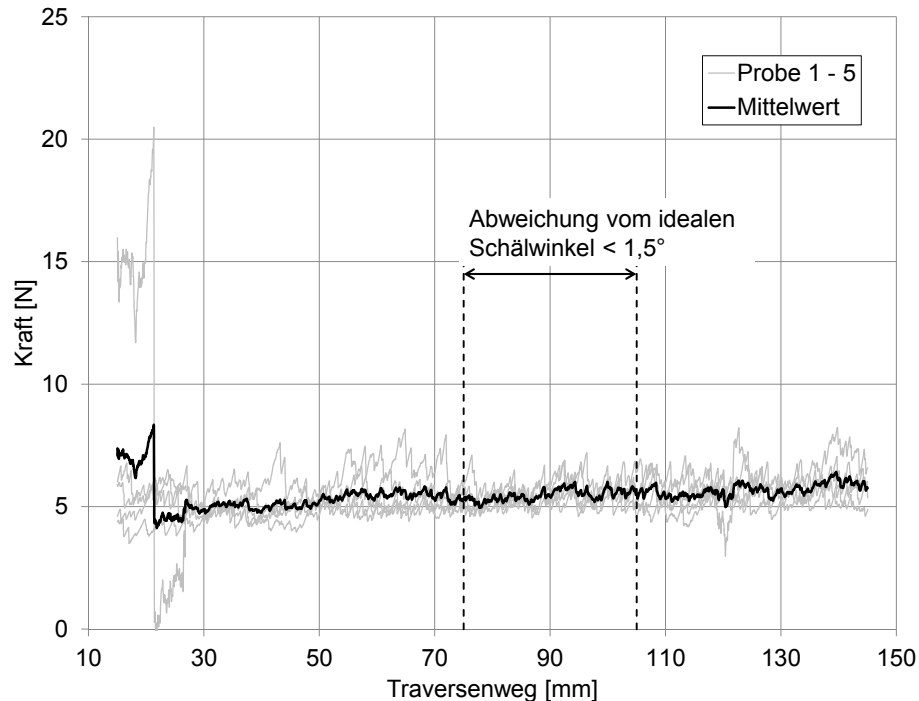


Abbildung 76: Kraft-Weg-Diagramm für Schälversuche an Proben mit imprägnierter Glasgewebeschicht zur Drahtfixierung

Abbildung 77 und Abbildung 78 zeigen die durchschnittliche Kraft für das Versagen der Nahtstellen bei den Schälversuchen für Proben mit Drahtorientierung quer bzw. längs zur äußeren Faserlage. Für beide Versuche liegt die Kraft, die zum Versagen der einzelnen Nahtstellen führt, im Mittel im Bereich zwischen 12 und 14 N, was im Bereich der Zugfestigkeit des Nähgarns von 16 N liegt (vgl. 4.1.4). Durch das manuelle Aufsticken der FGL-Drähte kann keine einheitliche Fadenspannung im Nähgarn gewährleistet werden, wodurch es zu größeren Standardabweichungen kommt. Der Vergleich zwischen beiden Diagrammen verdeutlicht, dass die Faserorientierung im Grundlaminat keinen Einfluss auf die Kraft für das Versagen der einzelnen Nahtstellen hat. Außerdem wird deutlich, dass die Abweichung des Schälwinkels vom idealen rechten Winkel (reine Normalkraft) kaum einen Einfluss auf die Ergebnisse hat (vgl. Abbildung 79).



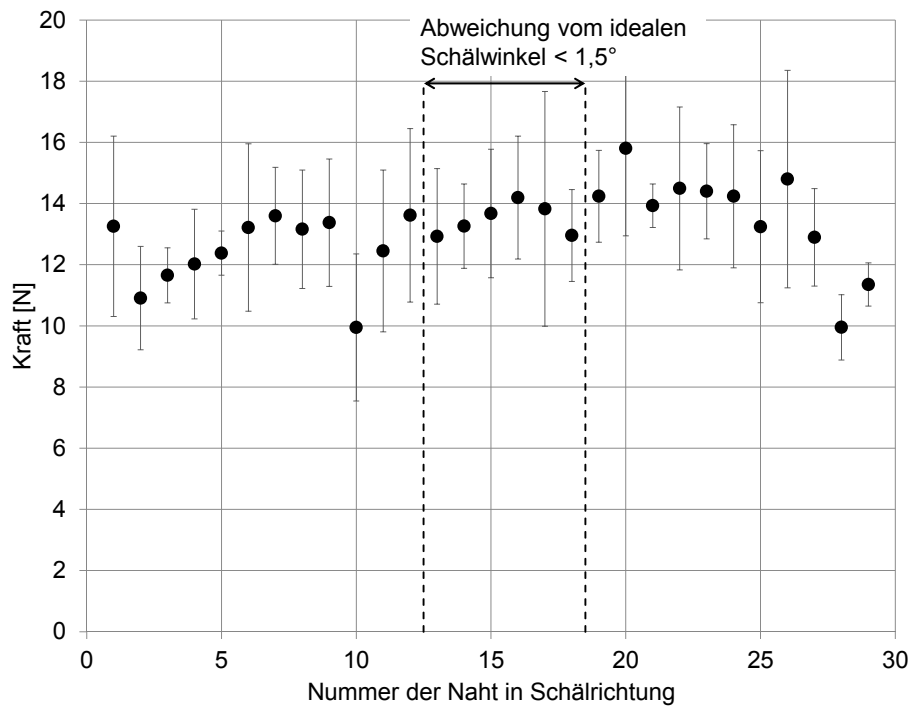


Abbildung 77: Durchschnittliche Kraft für das Versagen der einzelnen Nahtpunkte beim Schälversuch für vernähte Proben mit Drahtorientierung quer zur äußeren Faserorientierung

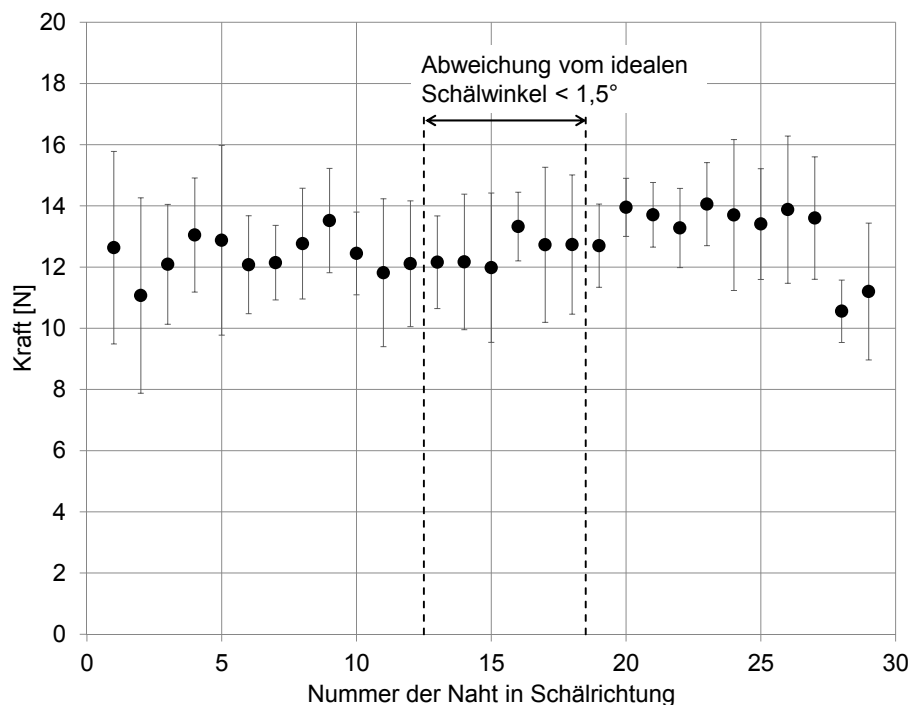


Abbildung 78: Durchschnittliche Kraft für das Versagen der einzelnen Nahtpunkte beim Schälversuch für vernähte Proben mit Drahtorientierung längs zur äußeren Faserorientierung

Da die Imprägnierung des Nähgarns mit Polymermatrix lediglich durch eine Silikonpresspad erfolgt, ist das Entstehen von Poren in den Bohrlöchern zur Durchführung der Fäden nicht ausgeschlossen. Diese Poren beeinflussen die Maximalkraft beim Versagen der Nahtstelle und erklären somit zusätzlich die relativ großen Standardabweichungen.

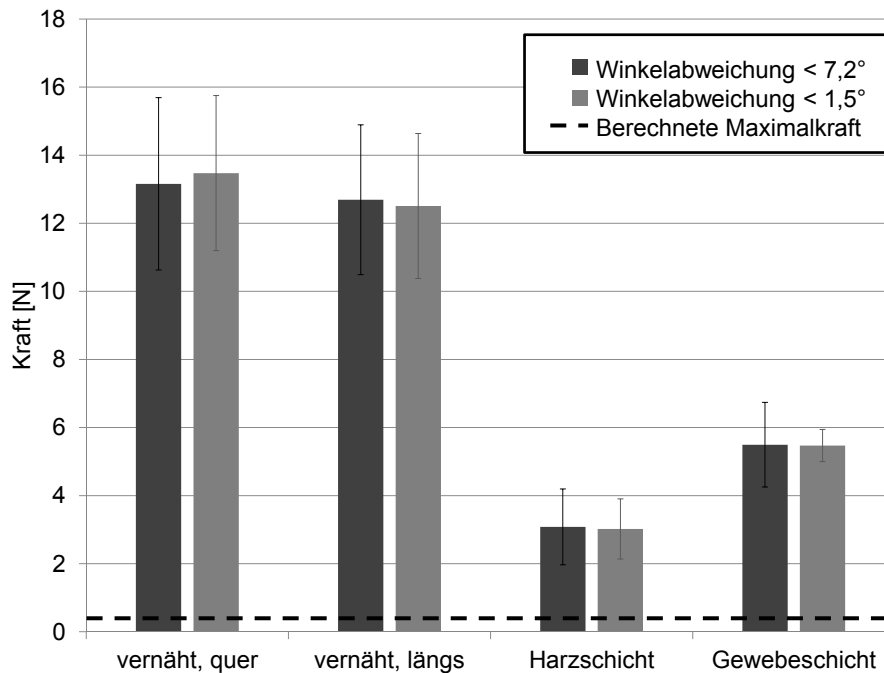


Abbildung 79: Ergebnisse der Schälversuche für Auswertung über den gesamten Probekörper (Winkelabweichung < 7,2°) sowie den mittleren Bereich (Winkelabweichung < 1,5°) sowie berechnete Maximalkraft (vgl. 7.2)

Der Vergleich der Ergebnisse aus den Schälversuchen in Abbildung 79 zeigt, dass alle Kraftübertragungsmechanismen eine ausreichende Festigkeit aufweisen, um die berechnete Normalkraft von 0,4 N sicher zu ertragen. Dabei ist allerdings zu beachten, dass die thermische Aktivierung der FGL-Drähte insbesondere für die Proben mit reiner Harzschicht einem großen Einfluss auf die Matriceigenschaften hat, der für die 90°-Schälversuche in dieser Arbeit nicht untersucht wurde.

Zudem zeigt sich für alle Versuchsreihen, dass die Abweichung vom optimalen Schälwinkel keinen nennenswerten Einfluss auf die mittlere gemessene Kraft hat. Lediglich die Standardabweichung wird durch die Wahl eines größeren Auswertebereichs erhöht.

Da die mittlere Kraft für das Aufsticken der Drähte mit ca. 13 N mehr als doppelt so groß wie bei Verwendung einer imprägnierten Glasgewebelage und mehr als 4-mal so groß wie bei Verwendung einer reinen Harzschicht ist, wird für die Verformungsversuche an aktiven Hybridverbunden (siehe Kapitel 8.3) zur Fixierung aller FGL-Drähte auf dem Grundlaminat dieser Kraftübertragungsmechanismus verwendet. Dadurch soll sichergestellt werden, dass kein Ablösen der FGL-Drähte im Bereich der maximalen Normalkraft eintritt, bevor die maximale Verformung erreicht ist bzw. es zu einem Versagen im Randbereich kommt, in dem die Kraft aus den FGL-Drähten in das Grundlaminat eingeleitet wird. Durch die hohe Temperaturbeständigkeit des Nähgarns ist die Fixierung der FGL-Drähte auf dem Grundlaminat somit auch bei thermischer Aktivierung sichergestellt. Nur somit kann ein Vergleich der unterschiedlichen Kraftübertragungsmechanismen erfolgen, ohne dass die Ergebnisse durch Effekte der Normalkraft überlagert werden. Die ist zur Bewertung der Aussagekraft der Pull-Out Versuche essenziell.

### 8.3 Verformungsmessung

In Abbildung 80 ist die Bestimmung der maximalen Auslenkung bei den Versuchen zur Verformungsmessung exemplarisch an einer Probe mit Messingankern zur Kraftübertragung dargestellt.

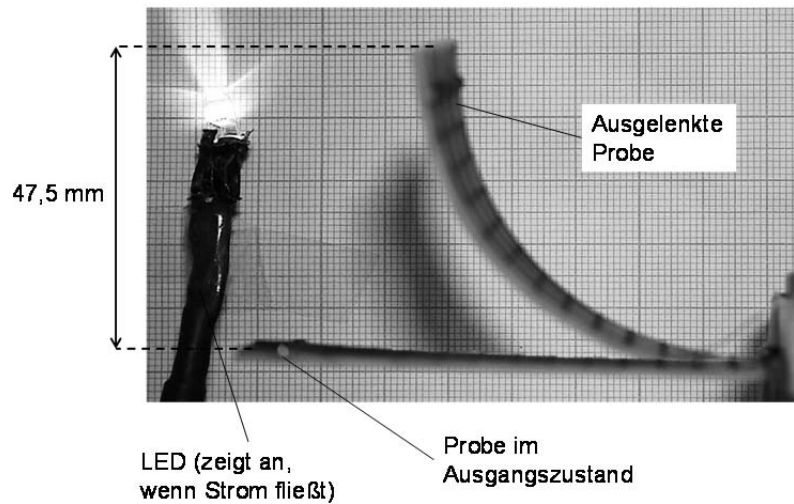


Abbildung 80: Bestimmung der maximalen Auslenkung anhand einer exemplarischen Probe mit Messingankern

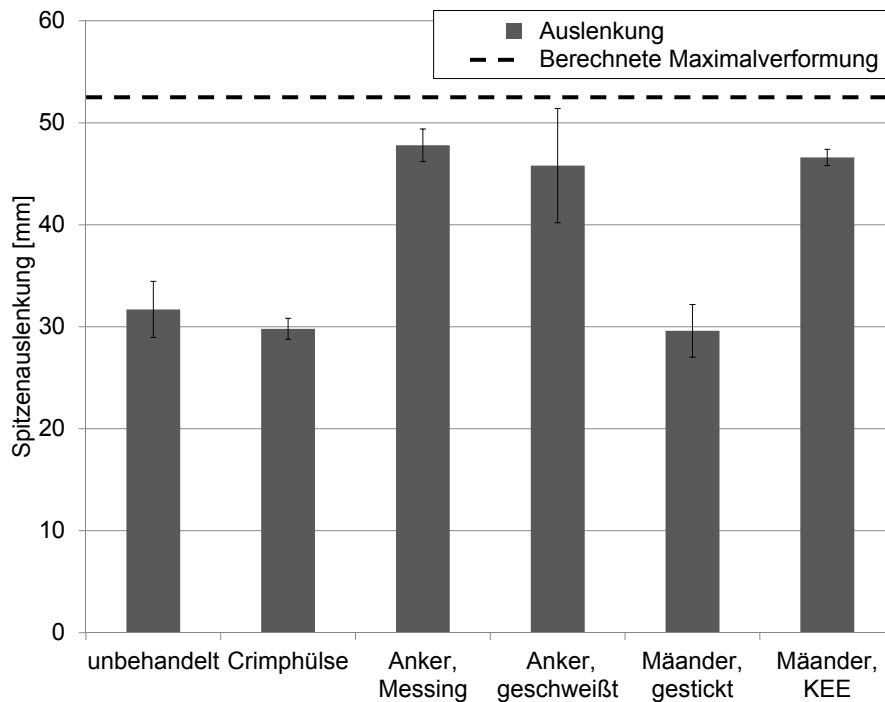


Abbildung 81: Maximale Spitzenauslenkung für Verformungsversuche mit verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen sowie rechnerisch maximal erreichbare Verformung

Die gemessenen Auslenkungen für die verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen sind in Abbildung 81 vergleichend dargestellt. Es fällt auf, dass sowohl für die Varianten mit Ankerdrähten aus Messing (47,8 mm) bzw. geschweißten Ankerdrähten (45,8 mm) als auch für den Drahtmäander mit additiv gefertigtem Krafteinleitungselement (KEE) (46,6 mm) nahezu die rechnerische maximal Auslenkung von 52,5 mm erreicht wird, während für die weiteren Varianten unbehandelter Draht (31,7 mm), Crimphülse (29,8 mm) und gestickter Drahtmäander (29,6 mm) nur ca. 60 % der rechnerisch maximalen Auslenkungen erreicht werden.

Um die Versagensursachen besser zu verstehen, werden im Folgenden die Probenvarianten im Detail erläutert. Für die Variante mit unbehandelten Drähten ist bei äußerlicher Betrachtung der Probe nach Versuchsende keine Schädigung zu erkennen. Hier kommt es vermutlich wie bei den Pull-Out Versuchen zu einem Schubversagen im Interface zwischen FGL-Draht und umgebender Polymermatrix.

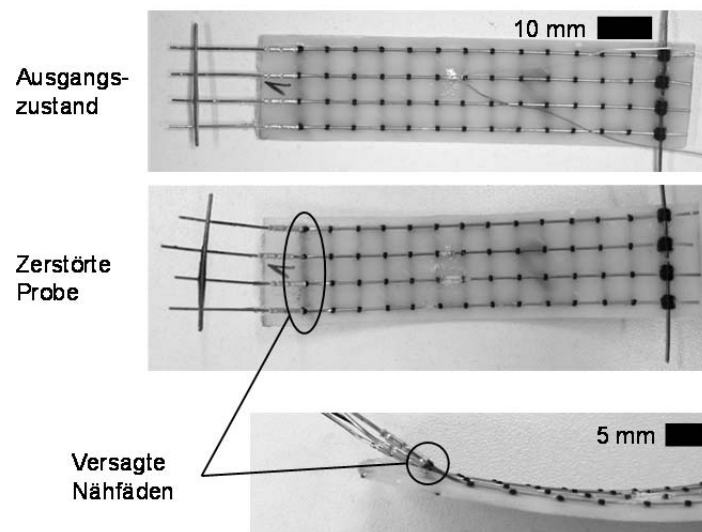


Abbildung 82: Probe mit Crimphülsen vor und nach Versuchsdurchführung (Versagen der Nähfäden an Crimphülsen)

In Abbildung 82 ist eine Probe mit Crimphülsen vor und nach Versuchsdurchführung gezeigt. Dabei ist deutlich zu erkennen, dass die Spannungskonzentration im Bereich vor den Crimphülsen zu einem Versagen des Nähgarns sowie der Polymermatrix führt. In Folge dessen haben die Crimphülsen keine Verbindung mehr zur Polymermatrix bzw. zum Grundlaminat wodurch die Kraftübertragung wieder über das Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix erfolgt. Das Versagen des Näh-

garns erfolgt bei einer Auslenkung von etwa 30 mm, was der Auslenkung beim Versagen des Interfaces für unbehandelte FGL-Drähte entspricht.

Bei den Proben mit Messinganker ist kein Versagen zu erkennen und die Auslenkung erreicht nahezu den rechnerisch maximalen Wert. Dies spricht dafür, dass das Aktorikpotential der FGL-Drähte vollständig ausgeschöpft ist und keine höheren Kräfte erzeugt werden können, die zu einer weiteren Auslenkung führen würden.

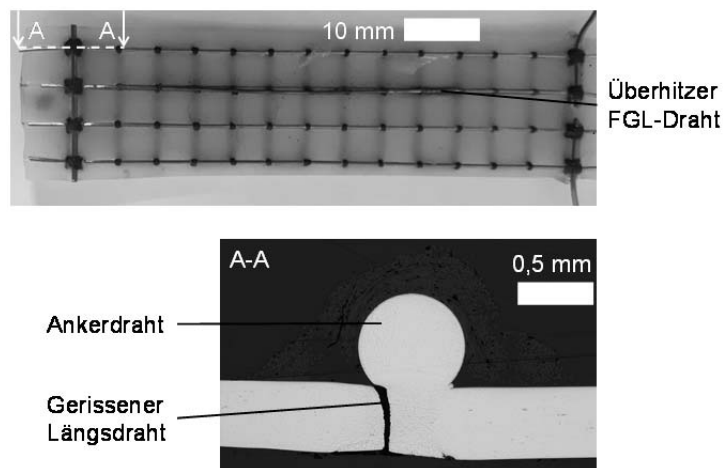


Abbildung 83: Probe mit geschweißtem Ankerdraht nach Versuchsende sowie Schliffbild des gerissenen Längsdrahts

Für die Proben mit geschweißtem Ankerdraht sind zwei Fälle zu unterscheiden: 1) Es tritt kein Versagen auf und die Auslenkung erreicht nahezu den rechnerisch maximalen Wert. 2) Es kommt zu einem Versagen eines FGL-Drahts in der Schweißstelle (siehe Abbildung 83). In Folge dessen überhitzt der parallelgeschaltete FGL-Draht, da dieser dann mit einer Stromstärke von 6 A erwärmt wird. Dies führt zu einem thermischen Versagen des Nähfadens entlang des gesamten FGL-Drahts sowie zur Degradation der Polymermatrix. Dadurch löst sich der FGL-Draht im mittleren Bereich von der Probe ab. Dieses vorzeitige Versagen von 40 % der Probekörper führt zu einer deutlich erhöhten Standardabweichung sowie einer leicht niedrigeren mittleren maximal Auslenkung im Vergleich zu Proben mit Messingankern. Abbildung 84 verdeutlicht, dass auch bei den intakten Drähten bereits Anrisse in der Schweißnaht zu erkennen sind.

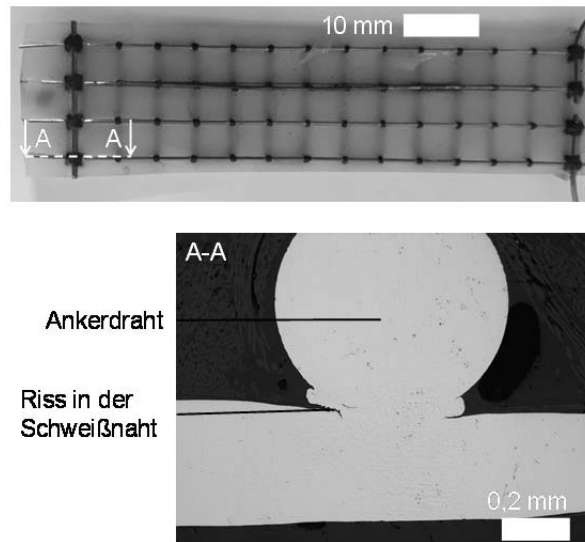


Abbildung 84: Probe mit geschweißtem Ankerdraht nach Versuchsende sowie Schliffbild eines noch intakten Längsdrahts mit Anriss in der Schweißnaht

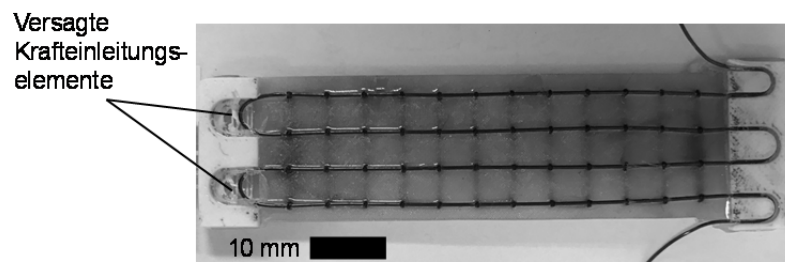


Abbildung 85: Probe mit Mäander und additiv gefertigtem Krafteinleitungselement nach Versuchsende (Abscherung der Krafteinleitungselemente)

Für die Proben mit gesticktem Mäander kommt es ebenfalls wie bei den Proben mit Crimphülse bei einer Auslenkung von ca. 30 mm zu einem schlagartigen Versagen des Nähfadens sowie der Polymermatrix im Bereich der Drahtschlaufen.

Durch den Einsatz der additiv gefertigten Krafteinleitungselemente kann die Maximalauslenkung für die Verwendung von Drahtmäandern zur Kraftübertragung deutlich gesteigert werden. So erreichen die Proben dieses Typs ebenfalls nahezu die rechnerische Maximalauslenkung. Allerdings tritt bei allen Proben ein Versagen der KEE auf (vgl. Abbildung 85). Die am Draht gemessene Temperatur von ca. 80 °C beim Versagen deckt sich mit der in 4.1.5 genannten Wärmeformbeständigkeit der ABS-KEE. Das bedeutet, dass es aufgrund der Temperatur im Draht in Kombination mit der mechanischen Belastung zu einem Abscheren der KEE kommt. Die Verwen-

dung von Materialien mit höherer Wärmeformbeständigkeit für die additive Fertigung kann dieser Versagensursache entgegenwirken.

Die Ergebnisse verdeutlichen, dass die Kraftübertragung mittels formschlüssiger Verbindungen zu deutlich höheren Auslenkungen führt. Dabei ist es möglich, nahezu die rechnerische Maximalauslenkung zu erreichen und somit auch die Aktorikperformance der FGL-Drähte weitestgehend auszunutzen. Außerdem zeigen die Ergebnisse, dass die Anbindung des formschlüssigen Kraffteinleitungselements an das Grundlaminat einen großen Einfluss auf die Kraftübertragung hat. Während das Aufsticken der Anker Elemente eine sehr gute Kraffteinleitung ermöglicht, reicht die Verwendung der Nähfäden für Proben mit Crimphülsen und Drahtmäander in der eingesetzten Quantität und Anordnung nicht aus, um das vollständige Potential dieser beiden Varianten abzurufen. Dies wird insbesondere durch die Verwendung der additiv gefertigten KEE in Kombination mit dem Drahtmäander deutlich. Hierdurch kann die erreichte Auslenkung um mehr als 50 % gesteigert werden.



#### 8.4 Vergleichende Betrachtung der Versuchsergebnisse

Der Vergleich der Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen mit den Ergebnissen der Verformungsmessung zeigt, dass die Bewertung verschiedener Kraftübertragungsmechanismen mit Hilfe von Pull-Out Versuchen möglich ist. So versagen die Proben mit unbehandelten FGL-Drähten bei den thermisch aktivierten Pull-Out Versuchen durch ein Schubversagen im Interface, welches nur durch die Verwendung der Spannungsoptik sichtbar wurde, bereits bei deutlich geringeren Kräften als Proben mit formschlüssiger Verbindung. Auch bei den Verformungsversuchen erreichen die Proben mit unbehandelten Drähten eine deutlich geringere Verformung als Proben mit formschlüssiger Verbindung. Lediglich die formschlüssige Kraftübertragung mittels Crimphülsen bildet hier eine Ausnahme. Für diese wurde bei den thermisch aktivierten Pull-Out Versuchen die geringste Kraft gemessen. Zwar erreichen diese auch bei den Verformungsversuchen die geringste Auslenkung, allerdings kommt es hier zu einem Versagen des Nähgarns, wodurch eine nähere Aussage über die Performance der Crimphülse für diese Versuche nicht möglich ist.

Für die formschlüssigen Verbindungen lässt sich eine sehr gute Übereinstimmung der Ergebnisse aus den dehnungsgeregelten Pull-Out Versuchen mit den erreichten Auslenkungen bei der Verformungsversuchen herstellen. Für die Varianten mit Messinganker, geschweißten Anker und Drahtmäander kommt es bei den Pull-Out Versuchen zu einem Versagen des FGL-Drahts, bevor der Kraftübertragungsmechanismus funktionslos wird. Da das Schweißen des Ankerdrahts zu einer Reduktion der Zugfestigkeit des FGL-Drahts führt (ca. 150 N bzw. 750 MPa statt 235 N bzw. 1175 MPa), die damit im Bereich der maximal erreichbaren Kraft bei Aktivierung des FGL-Drahts von ca. 160 N (SmartFlex, vgl. Abbildung 23) liegt, kommt es bei den Verformungsversuchen für die Proben mit geschweißtem Anker zu einem teilweisen Versagen der FGL-Drähte, bevor die rechnerisch maximale Verformung erreicht wurde.

Die Verwendung von Nähgarn zur Übertragung der Normalkraft im mittleren Bereich der aktiven Hybridverbunde verhindert ein Ablösen der FGL-Drähte während der Verformung der aktiven Hybridverbunde, selbst wenn diese die Maximalverformung er-

---

reichen. Dies bestätigt die Ergebnisse aus den Schälversuchen (vgl. 8.2) in Kombination mit den theoretischen Überlegungen (siehe 7.2).



## 9 Zusammenfassung

Ein Ziel dieser Arbeit war die Auswahl bzw. Entwicklung geeigneter Charakterisierungsmethoden für die Kraftübertragung zwischen aktiven FGL-Drähten und einer passiven FKV-Struktur für den Einsatz in aktiven Hybridverbunden. Hierfür wurden zwei Bereiche mit unterschiedlichen Belastungsszenarios identifiziert.

1) Im Randbereich treten hohe Schubspannungen zwischen FGL-Draht und umgebender Polymermatrix auf. Zur Charakterisierung der übertragbaren Schubspannungen wurden Pull-Out Versuche durchgeführt. Um dem materialspezifischen Verhalten von FGL, Aktivierend basierend auf thermischer Phasenumwandlung, gerecht zu werden, wurden außer dem dehnungsgeregelten Versuch bei Raumtemperatur, welcher Stand der Technik ist, auch Versuche unter Temperatureinfluss durchgeführt. Zusätzlich wurden thermisch aktivierte Pull-Out Versuche eingesetzt, bei denen ein vorgedehnter FGL-Draht durch thermische Aktivierung eine intrinsische Pull-Out Kraft erzeugte. Diese thermischen Einflüsse fanden in bisherigen Arbeiten praktisch keine Beachtung. Um die Spannungsverteilung im Interface zwischen FGL-Draht und Polymermatrix qualifizieren zu können, wurde ergänzend eine Spannungsoptik verwendet. Die Pull-Out Versuche haben gezeigt, dass mit dehnungsgeregelten Versuchen ein Vergleich zwischen verschiedenen Kraftübertragungsmechanismen möglich ist, jedoch wurde auch deutlich, dass die temperaturabhängigen Materialeigenschaften, insbesondere der Polymermatrix, einen entscheidenden Einfluss auf das Versagenverhalten haben. So ist bei Raumtemperatur die im Bulk bei Zugbelastung gemessene Bruchdehnung der Matrix (ca. 1 %) die kritische Größe, da es in diesem Fall zu einem Grenzflächenversagen bei genau dieser Dehnung kommt, während bei erhöhter Temperatur die Schubfestigkeit des Interfaces (ca. 18 MPa) zum Versagen führt. Zudem wurde deutlich, dass das Erstversagen des Interfaces, das immer im Bereich der Spannungskonzentration am Drahteintritt auftrat, teilweise nicht aus dem Kraftverlauf ersichtlich war. Somit war nur durch die Verwendung der Spannungsoptik eine eindeutige Bestimmung der Kraft für das Erstversagen möglich. Bei reiner Betrachtung des Kraft-Weg-Verlaufs, wie im Stand der Technik meist angewendet, werden somit teilweise zu hohe Kräfte für das Erstversagen gemessen.

2) Der mittlere Bereich ist geprägt von Normalspannungen, die zu einem Ablösen des FGL-Drahts vom Grundlaminat führen können. Eine Betrachtung dieser Normalkräfte fand bisher nicht statt, ist jedoch für die Funktionalität aktiver Hybridverbunde unerlässlich. Die Bestimmung der übertragbaren Normalkraft erfolgte mittels 90°-Schälversuchen. Dabei wurde durch einen großen Abstand (> 600 mm) zwischen Probe und Einspannung gewährleistet, dass nahezu nur Normalkräfte auftreten.

Für die Übertragung der Normalkraft wurden drei verschiedene Kraftübertragungsvarianten untersucht: 1) Aufsticken/Vernähen des FGL-Drahts mit dem Grundlaminat, 2) Verwendung einer imprägnierten Glasgewebelage, 3) Imprägnieren des FGL-Drahts mit Polymermatrix. Für alle Varianten wurden Kräfte deutlich oberhalb der berechneten maximalen Normalkraft bei maximaler Verformung des aktiven Hybridverbunds von 0,4 N gemessen. Da bei den Verformungsversuchen ein Ablösen der FGL-Drähte in der Probenmitte verhindert werden sollte, um die Übertragung der Schubkräfte qualitativ beurteilen zu können wurde die Variante Aufsticken ausgewählt, da bei dieser mit ca. 13 N die größten Schälkräfte gemessen wurden (Harzschicht: ca. 3 N, Gewebeschicht: ca. 5,5 N).

Zusätzlich wurden Verformungsmessungen an aktiven Hybridverbunden durchgeführt. Dabei wurde die Auslenkung an der Probenspitze gemessen. Diese Ergebnisse ermöglichten in Kombination mit theoretischen Berechnungen und Materialdaten eine Validierung der Ergebnisse aus den Pull-Out.

Ein weiteres Ziel dieser Arbeit war der Vergleich verschiedener Ansätze, um die Kraftübertragung zwischen FGL und FKV zu verbessern. Hierfür wurden für die Übertragung der Schubkräfte im Randbereich verschiedene formschlüssige Verbindungen, die bisher kaum Beachtung fanden, sowie unbehandelte Drähte als Referenz untersucht. Bei den Pull-Out Versuchen zeigte sich, dass mit den formschlüssigen Verbindungen durch einen gequetschten Messinganker (Kraftschluss zwischen FGL und Anker), einen geschweißten FGL-Anker (Stoffschluss zwischen FGL und Anker) sowie einen Drahtmäander eine Kraftübertragung bis zum Bereich der Zugfestigkeit des FGL-Drahts möglich ist, die durch das Schweißen jedoch deutlich reduziert wurde (750 MPa statt 1200 MPa). Da die maximalen Aktorikspannungen je nach FGL-Draht im Bereich von ca. 800 MPa liegen, kann nur mit den Varianten Messinganker

und Drahtmäander eine vollständige Kraftübertragung sichergestellt werden. Für die Varianten ohne Formschluss (unbehandelt bzw. geschliffen) sowie bei Verwendung einer Crimphülse liegen die Kräfte im Bereich von maximal 50 N (entspricht einer Spannung im FGL-Draht von ca. 250 MPa) und damit weit unterhalb der erzeugbaren Aktorikspannung. Somit kann mit diesen Varianten keine zufriedenstellende Kraftübertragung gewährleistet werden.

Die Verformungsmessung bestätigte die Ergebnisse aus den Pull-Out Versuchen. So konnte mit den Varianten Messinganker (47,8 mm), geschweißter FGL-Anker (45,8 mm) und Drahtmäander (46,6 mm) nahezu die theoretisch maximale Spitzenauslenkung von 52,5 mm erreicht werden. Für die Varianten unbehandelt (31,7 mm) und Crimphülse (29,8 mm) lag die Spitzenauslenkung weit unterhalb des berechneten Werts. Zudem versagten bei mehreren Proben der Variante mit geschweißtem FGL-Anker die FGL-Drähte in der Schweißstelle vorzeitig.

Des Weiteren zeigte ein Vergleich zwischen zwei Varianten mit Drahtmäander, gestickt (29,6 mm) und additiv gefertigtes Kraffteinleitungselement (46,6 mm), dass auch die Kraffteinleitung aus dem Formschluss in das Grundlaminat einen entscheidenden Einfluss auf die übertragbare Kraft hat.

Die durchgeführten Versuche haben somit gezeigt, dass mit Hilfe von dehnungsregulierten Pull-Out Versuchen eine vergleichende Untersuchung verschiedener Kraftübertragungsvarianten zwischen FGL-Draht und umgebender Polymermatrix möglich ist. Jedoch wurde durch die Verformungsmessung deutlich, dass auch die Kraftübertragung in das Grundlaminat berücksichtigt werden muss, um die vollständige Aktorikspannung in den aktiven Hybridverbund übertragen zu können. Somit ist eine endgültige Beurteilung der Kraftübertragungsvarianten nur mit Hilfe der Verformungsmessung am Hybridverbund, also im Gesamtsystem mit dem Grundlaminat, sinnvoll.

Die Ergebnisse der Versuche verdeutlichen, dass nur durch den Einsatz formschlüssiger Verbindungen das gesamte Aktorikpotential der FGL-Drähte im aktiven Hybridverbund genutzt werden kann. Hierbei ist zu beachten, dass durch das Erzeugen des Formschlusses die Zugfestigkeit des FGL-Drahts nicht so weit reduziert wird, dass sie unterhalb der maximalen Aktorikspannung liegt (vgl. geschweißter FGL-Anker).



## 10 Ausblick

Die in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnisse haben gezeigt, dass mit Hilfe formschlüssiger Verbindungen die vollständige Ausschöpfung des Aktorikpotentials von FGL-Drähten bezüglich der übertragbaren Kraft in aktiven Hybridverbunden möglich ist. Insbesondere die Varianten Messinganker und Drahtmäander sind für die weitere Anwendung in aktiven Hybridverbunden zu empfehlen. Dies sollte durch weitere Untersuchungen, insbesondere bezüglich des zyklischen Verhaltens, weiter analysiert werden, da im Rahmen dieser Arbeit nur Versuche mit einmaliger Aktivierung durchgeführt wurden. Nur durch zyklische Untersuchungen kann für eine Vielzahl der Anwendungsmöglichkeiten aktiver Hybridverbunde die Funktion über die gesamte Lebensdauer sichergestellt werden.

Außerdem könnte mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode (FEM) ein tiefergehendes Verständnis der Versagensmechanismen sowie der tatsächlichen Spannungen im Interface und der Polymermatrix erzeugt werden (Quantifizierung). Dies würde zudem eine Validierung der berechneten Kräfte ermöglichen.

Ein weiteres Augenmerk zukünftiger Untersuchungen sollte auf den Bereich der Kraftübertragung zwischen formschlüssigen Element und dem Grundlaminat/der Polymermatrix gelegt werden. Hierbei hat sich gezeigt, dass die Verwendung additiv gefertigter Krafteinleitungselemente ein hohes Potential aufweist. Durch Verwendung alternativer Materialien kann das thermische Versagen der KEE, wie es in 8.3 gezeigt wurde, verhindert werden. Erste Versuche hierzu haben bereits gezeigt, dass durch den Einsatz von Materialien mit höherer Wärmeformbeständigkeit (vgl. 4.1.5) ein Abscheren im KEE vermieden werden kann.

Auch der Einsatz von textilen Strukturen aus FGL sollte weitergehend untersucht werden, da hierdurch der Einsatz formschlüssiger Kraftübertragungsvarianten überflüssig werden kann, wenn durch die textilen Techniken der Durchmesser der FGL-Drähte deutlich reduziert werden kann, ohne die Herstellung bzw. das Handling der Halbzeuge aus FGL-Drähten fast unmöglich zu machen. Durch die Reduktion des Durchmessers kann bei gleichbleibendem FGL-Volumen die Oberfläche deutlich vergrößert werden, wodurch die Schubspannung im Interface deutlich reduziert wird.



---

Erste Versuche mit einem FGL-Gewebe haben auch hier vielversprechende Ergebnisse geliefert.

## 11 Literaturverzeichnis

- [1] Lachmann, G. V.: Boundary Layer and Flow Control. Its Principles and Application. Burlington, Elsevier Science, 2014, ISBN 9781483226668.
- [2] Nissle, S.; Kaiser, M.; Hübler, M.; Gurka, M.; Breuer, U.: Adaptive vortex generators based on active hybrid composites: from idea to flight test. CEAS Aeronaut J Vol. 9, Part 4 (2018), pp. 661–670.
- [3] Janocha, H.: Adaptronics and Smart Structures. Basics, Materials, Design and Applications. 2. Auflage, Berlin, New York, Springer, 2007, ISBN 978-3-540-71965-6.
- [4] Lagoudas, D.: Shape Memory Alloys. Boston, MA, Springer US, 2008, ISBN 978-0-387-47684-1.
- [5] Langbein, S.; Czechowicz, A.: Konstruktionspraxis Formgedächtnistechnik. Wiesbaden, Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013, ISBN 978-3-8348-1957-4.
- [6] Kaack, M.: Elastische Eigenschaften von NiTi-Formgedächtnis-Legierungen. Bochum, Ruhr-Universität, Fakultät für Physik und Astronomie, Diss., 2002.
- [7] Pappert, G.; Bonertz, T.; Janocha, H.: Unkonventionelle Aktoren. De Gruyter, , ISBN 978-3-486-71886-7.
- [8] Lendlein, A.; Kelch, S.: Formgedächtnispolymere. Angew. Chem. Vol. 114, Part 12 (2002), p. 2138.
- [9] Gümpel, P.: Formgedächtnislegierungen. Einsatzmöglichkeiten in Maschinenbau, Medizintechnik und Aktuatorik. Renningen, Expert-Verl., 2004, ISBN 3-8169-2293-7.
- [10] Mertmann, M.: NiTi-Formgedächtnislegierungen für Aktoren der Greifertechnik. Funktionelle Eigenschaften und Optimierung. Als Ms. gedr, Düsseldorf, VDI-Verl., 1997, ISBN 3-18-346905-7.
- [11] Wayman, C. M.: Shape Memory Alloys. MRS Bull. Vol. 18, Part 04 (1993), pp. 49–56.

- [12] Murasawa, G.; Kitamura, K.; Yoneyama, S.; Miyazaki, S.; Miyata, K.; Nishioka, A.; Koda, T.: Macroscopic stress–strain curve, local strain band behavior and the texture of NiTi thin sheets. *Smart Mater. Struct.* Vol. 18, Part 5 (2009), p. 55003.
- [13] TOBUSHI, H.; TANAKA, K.; KIMURA, K.; HORI, T.; SAWADA, T.: Stress-Strain-Temperature Relationship Associated with the R-Phase Transformation in TiNi Shape Memory Alloy. *JSME international journal. Ser. 1, Solid mechanics, strength of materials* Vol. 35, Part 3 (1992), pp. 278–284.
- [14] Fumagalli, L.; Butera, F.; Coda, A.: SmartFlex® NiTi Wires for Shape Memory Actuators. *J. of Materi Eng and Perform* Vol. 18,5-6 (2009), pp. 691–695.
- [15] Norm VDI 2248 Blatt 1.
- [16] Musolff, A.: Formgedächtnislegierungen. Experimentelle Untersuchung und Aufbau von adaptiven Strukturen. Berlin, Technische Universität Berlin, Fakultät III - Prozesswissenschaften, Diss., 2005.
- [17] Cahn, R. W.: Binary Alloy Phase Diagrams-Second edition. T. B. Massalski, Editor-in-Chief; H. Okamoto, P. R. Subramanian, L. Kacprzak, Editors. ASM International, Materials Park, Ohio, USA. December 1990. xxii, 3589 pp., 3 vol., hard- back. \$995.00 the set. *Adv. Mater.* Vol. 3, Part 12 (1991), pp. 628–629.
- [18] Mokgalaka, M. N.; Pityana, S. L.; Popoola, P. A. I.; Mathebula, T.: NiTi Inter-metallic Surface Coatings by Laser Metal Deposition for Improving Wear Properties of Ti-6Al-4V Substrates. *Advances in Materials Science and Engineering* Vol. 2014, Part 10 (2014), pp. 1–8.
- [19] Neuking, K.; Abu-Zarifa, A.; Eggeler, G.: Surface engineering of shape memory alloy/polymer-composites. Improvement of the adhesion between polymers and pseudoelastic shape memory alloys. *Materials Science and Engineering: A* 481-482, (2008), pp. 606–611.
- [20] Antico, F. C.; Zavattieri, P. D.; Hector Jr, L. G.; Mance, A.; Rodgers, W. R.; Okonski, D. A.: Adhesion of nickel–titanium shape memory alloy wires to

- thermoplastic materials. Theory and experiments. *Smart Mater. Struct.* Vol. 21, Part 3 (2012), p. 35022.
- [21] Merlin, M.; Scoponi, M.; Soffritti, C.; Fortini, A.; Rizzoni, R.; Garagnani, G. L.: On the improved adhesion of NiTi wires embedded in polyester and vinylester resins. *Frattura ed Integrità Strutturale* Vol. 9, Part 31 (2015), pp. 127–137.
- [22] Yahia, L. H.; Lombardi, S.; Piron, D.; Klemberg-Sapieha, J. E.; Wertheimer, M. R.: NiTi shape memory alloys treated by plasma-polymerized tetrafluoroethylene. A physicochemical and electrochemical characterization. *Medical progress through technology* Vol. 21, Part 4 (1996), pp. 187–193.
- [23] Grundmeier, G.; Brettmann, M.; Thiemann, P.: In situ spectroscopic and corrosion studies of ultra-thin gradient plasma polymer layers on zinc. *Applied Surface Science* Vol. 217,1-4 (2003), pp. 223–232.
- [24] Siekmeyer, G., Schrader, B., Hegel, A., Steegmüller, R., Strobel, M., Schuessler, A.: Novel micro-joining techniques to improve stent radiopacity: A comparison of welding and riveting processes. *Advanced Materials and Processes* Vol. 163, Part 7 (2005), p. 72.
- [25] Oliveira, J. P.; Miranda, R. M.; Braz Fernandes, F. M.: Welding and Joining of NiTi Shape Memory Alloys. A Review. *Progress in Materials Science* Vol. 88, (2017), pp. 412–466.
- [26] Zeng, Z.; Yang, M.; Oliveira, J. P.; Di Song; Peng, B.: Laser welding of NiTi shape memory alloy wires and tubes for multi-functional design applications. *Smart Mater. Struct.* Vol. 25, Part 8 (2016).
- [27] Zuckschwerdt, K.: Schweißen von NiTi-Formgedächtnislegierungen mit hochlegierten Stählen. Stuttgart, Universität Stuttgart, Fakultät Energietechnik, Diss., 2001.
- [28] Krenkel, W. (Ed.): *Verbundwerkstoffe*. 1. Aufl., Weinheim, Wiley-VCH, 2009, XVI, 725 Seiten.

- [29] Neitzel, M., Mitschang, P., and Breuer, U. (Eds.): Handbuch Verbundwerkstoffe. 2., aktualisierte und erw. Aufl., [elektronische Ressource], München, Hanser, 2014, Online-Ressource (.
- [30] Schürmann, H.: Konstruieren Mit Faser-Kunststoff-Verbunden. 2nd, Berlin, Springer-Verlag Berlin and Heidelberg GmbH & Co. KG, 2008, ISBN 978-3-540-72189-5.
- [31] AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V.: Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites. Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen. 4. Auflage, Wiesbaden, Springer Vieweg, 2014, ISBN 978-3-658-02754-4.
- [32] Ehrenstein, G. W.: Faserverbund-Kunststoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Eigenschaften. 2. völlig überarb. Aufl., München, Hanser, 2006, ISBN 978-3446227163.
- [33] Moser, K.: Faser-Kunststoff-Verbund. Entwurfs- und Berechnungsgrundlagen. Softcover reprint of the hardcover 1st ed. 1992, Berlin u.a., Springer, 2013, ISBN 978-3-642-58092-5.
- [34] Feldhusen, J.; Grote, K.-H.: Dubbel. Taschenbuch für den Maschinenbau. Zweiundzwanzigste, neubearbeitete und erweiterte Auflage, Berlin, Heidelberg, Springer, 2007, ISBN 978-3-540-68191-5.
- [35] Breuer, U. P.: Commercial Aircraft Composite Technology. Cham, Springer International Publishing, 2016, ISBN 978-3-319-31917-9.
- [36] Domininghaus, H.; Elsner, P.; Eyerer, P.; Hirth, T.: Kunststoffe. Eigenschaften und Anwendungen. 7., neu bearbeitete und erw. Aufl., Berlin, New York, Springer, 2008, ISBN 978-3-540-72400-1.
- [37] Hellerich, W.; Haenle, S.; Harsch, G.: Werkstoff-Führer Kunststoffe. Eigenschaften, Prüfungen, Kennwerte. 10. Aufl., [S.I.], Carl Hanser Fachbuchverlag, 2010, ISBN 978-3-446-42436-4.
- [38] Weißbach, W.: Werkstoffkunde. Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. 17 Aufl., Wiesbaden, Vieweg+Teubner, 2010, ISBN 978-3-8348-0739-7.

- [39] Saechtling, H.; Oberbach, K.: Kunststoff Taschenbuch. 28. Ausgabe von Karl Oberbach, München, Hanser, 2001, ISBN 3-446-21605-7.
- [40] Hülner, G.; Dallner, G.; Ehrenstein, G. W.: Aushärtung von EP-Harzklebstoffen für die nachträgliche Bauwerksbewehrung mit geklebten CFK-Lamellen. *Journal of Plastics Technology* Vol. 3, Part 5 (2007), pp. 1–15.
- [41] Fuchs, W.; Hofmann, J.; Hülner, G.: Montage bei tiefen Temperaturen - Einfluss auf das Tragverhalten chemischer Dübel. *Beton- und Stahlbetonbau* Vol. 110, Part 6 (2015), pp. 394–401.
- [42] Gillham, J. K.: Formation and properties of thermosetting and highTg polymeric materials. *Polym. Eng. Sci.* Vol. 26, Part 20 (1986), pp. 1429–1433.
- [43] Strobl, G.: *The Physics of Polymers*. Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 2007, ISBN 978-3-540-25278-8.
- [44] Ehrenstein, G. W.; Riedel, G.; Trawiel, P.: *Praxis der Thermischen Analyse von Kunststoffen*. 2. Auflage, München, Hanser Fachbuch, 2003, ISBN 978-3446223400.
- [45] Menard, K. P.: *Dynamic mechanical analysis. A practical introduction*. Boca Raton, FL, CRC Press, 2008, ISBN 978-1-4200-5312-8.
- [46] Le Moigne, N.; Otazaghine, B.; Corn, S.; Angellier-Coussy, H.; Bergeret, A.: *Surfaces and Interfaces in Natural Fibre Reinforced Composites*. Cham, Springer International Publishing, 2018, ISBN 978-3-319-71409-7.
- [47] Kareem Ahmed, Jaleel & Hamzah, Ahmed & Hamed, Amal: Thermal and Chemical Etching of Carbon Fiber. *International Journal of Engineering and Technology* Vol. 7, (2017), pp. 519–526.
- [48] Hoecker, F.; Karger-Kocsis, J.: Effects of the interface on the mechanical response of CF/EP microcomposites and macrocomposites. *Composites* Vol. 25, Part 7 (1994), pp. 729–738.
- [49] Pristavok, J.: *Mikromechanische Untersuchungen an Epoxidharz-Glasfaser-Verbundwerkstoffen unter zyklischer Wechselbelastung*. Dresden, Technische Universität Dresden, 2006.

- [50] Kerans, R. J.; Parthasarathy, T. A.: Theoretical Analysis of the Fiber Pullout and Pushout Tests. *J American Ceramic Society* Vol. 74, Part 7 (1991), pp. 1585–1596.
- [51] Penn, L. S.; Bowler, E. R.: A new approach to surface energy characterization for adhesive performance prediction. *Surf. Interface Anal.* Vol. 3, Part 4 (1981), pp. 161–164.
- [52] Feih, S., Wonsyld, K., Minzari, D., Westermann, P., & Lilholt, H.: Testing procedure for the single fiber fragmentation test. Roskilde, Risø National Laboratory, 2004, ISBN 87-550-3381-4.
- [53] Kelly, A.; Tyson, W. R.: Tensile properties of fibre-reinforced metals: Copper/tungsten and copper/molybdenum. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* Vol. 13, Part 6 (1965), pp. 329–350.
- [54] Ageorges, C.; Friedrich, K.; Schüller, T.; Lauke, B.: Single-fibre Broutman test: fibre–matrix interface transverse debonding. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Vol. 30, Part 12 (1999), pp. 1423–1434.
- [55] Broutman, L. J.: Measurement of the Fiber-Polymer Matrix Interfacial Strength. In: : *Interfaces in Composites*. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1969, ISBN 978-0-8031-6188-7, 27-27-15.
- [56] Hannemann, B.; Backe, S.; Schmeer, S.; Balle, F.; Breuer, U. P.; Schuster, J.: Hybridisation of CFRP by the use of continuous metal fibres (MCFRP) for damage tolerant and electrically conductive lightweight structures. *Composite Structures* Vol. 172, (2017), pp. 374–382.
- [57] Hannemann, B.: Multifunctional metal-carbon-fibre composites for damage tolerant and electrically conductive lightweight structures. Als Manuskript gedruckt, Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2018, ISBN 978-3-944440-25-5.
- [58] Bashford, D. P.: Basic Aspects of Joining Technology for Fibre Reinforced Plastics. In: Pritchard, G. (Ed.): *Developments in Reinforced Plastics--5: Pro-*

- cessing and Fabrication. Dordrecht: Springer Netherlands, 1986, ISBN 978-94-009-4179-3, pp. 205–232.
- [59] Möller, F.; Thomy, C.; Vollertsen, F.; Schiebel, P.; Hoffmeister, C.; Herrmann, A. S.: Novel method for joining CFRP to aluminium. *Physics Procedia* Vol. 5, (2010), pp. 37–45.
- [60] Schimanski, K.; Hehl, A. von; Zoch, H.-W.: Failure Behavior of Diffusion Bonded Transition Structures for Integral FRP-Aluminum Compounds. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 189–196.
- [61] Schulze, K.; Hausmann, J.; Wielage, B.: The Stability of Different Titanium-PEEK Interfaces against Water. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 92–102.
- [62] Woizeschke, P.; Schumacher, J.: Failure Behavior of Aluminum-Titanium Hybrid Seams within a Novel Aluminum-CFRP Joining Concept. *Physics Procedia* Vol. 41, (2013), pp. 12–19.
- [63] Woizeschke, P.; Wottschel, V.: Recent Developments for Laser Beam Joining of CFRP-aluminum Structures. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 250–258.
- [64] Clausen, J.; Specht, U.; Busse, M.; Lang, A.; Sanders, J.: Integration of Glass Fibre Structures in Aluminium Cast Parts for CFRP Aluminium Transition Structures. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 197–203.
- [65] Ucsnik, S.; Scheerer, M.; Zaremba, S.; Pahr, D. H.: Experimental investigation of a novel hybrid metal–composite joining technology. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Vol. 41, Part 3 (2010), pp. 369–374.
- [66] Schumacher, J.; Bomas, H.; Zoch, H.-W.: Failure Behaviour of Advanced Seam Structures for CFRP- Aluminium Connections. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 227–233.
- [67] Lang, A.; Husemann, L.; Herrmann, A. S.: Influence Of Textile Process Parameter On Joint Strength For Integral CFRP-Aluminum Transition Structures. *Procedia Materials Science* Vol. 2, (2013), pp. 212–219.



- [68] Rogers, C. A.; Barker, D. K.; Bennett, K. D.; Wynn, Jr., R. H.: Demonstration Of A Smart Material With Embedded Actuators And Sensors For Active Control. In: Udd, E. (Ed.): O-E/Fiber LASE '88. SPIE, 1988, p. 90.
- [69] van Humbeeck, J.: Shape Memory Materials. State of the Art and Requirements for Future Applications. J. Phys. IV France Vol. 07,C5 (1997), C5-3-C5-12.
- [70] Wei, Z. G.; Sandström, R.; Miyazaki, S.: Shape memory materials and hybrid composites for smart systems: Part II Shape-memory hybrid composites. Journal of Materials Science Vol. 33, Part 15 (1998), pp. 3763–3783.
- [71] Wei, Z. G.; Sandström, R.; Miyazaki, S.: Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems: Part I Shape-memory materials. Journal of Materials Science Vol. 33, Part 15 (1998), pp. 3743–3762.
- [72] Hartl, D. J.; Lagoudas, D. C.; Calkins, F. T.; Mabe, J. H.: Use of a Ni60Ti shape memory alloy for active jet engine chevron application. I. Thermomechanical characterization. Smart Mater. Struct. Vol. 19, Part 1 (2010), p. 15020.
- [73] Hartl, D. J.; Mooney, J. T.; Lagoudas, D. C.; Calkins, F. T.; Mabe, J. H.: Use of a Ni60Ti shape memory alloy for active jet engine chevron application. II. Experimentally validated numerical analysis. Smart Mater. Struct. Vol. 19, Part 1 (2010), p. 15021.
- [74] Yang, S.-M.; Roh, J.-H.; Han, J.-H.; Lee, I.: Experimental Studies on Active Shape Control of Composite Structures using SMA Actuators. Journal of Intelligent Material Systems and Structures Vol. 17,8-9 (2006), pp. 767–777.
- [75] Simoneau, C.; Terriault, P.; Lacasse, S.; Brailovski, V.: Adaptive Composite Panel with Embedded SMA Actuators. Modeling and Validation. Mechanics Based Design of Structures and Machines Vol. 42, Part 2 (2014), pp. 174–192.
- [76] Jarali, C. S.; Roy Mahapatra, D.: Modeling the interface effect of shape memory alloy composite materials. Multi Modelg in Mat & Struct Vol. 6, Part 2 (2010), pp. 257–283.

- [77] Wang, Y.; Zhou, L.; Wang, Z.; Huang, H.; Ye, L.: Stress distributions in single shape memory alloy fiber composites. *Materials & Design* Vol. 32, Part 7 (2011), pp. 3783–3789.
- [78] Martin Gurka: Physik multifunktionaler Materialien. Kaiserslautern, 2018 - Vorlesungsskript.
- [79] Hübler, M.: Methodik zur Auslegung und Herstellung von aktiven SMA-FKV-Hybridverbunden. Als Manuskript gedruckt, Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2015, ISBN 978-3-944440-14-9.
- [80] Gabry, B.; Thiebaud, F.; Lexcellent, C.: Topographic Study of Shape Memory Alloy Wires Used as Actuators in Smart Materials. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures* Vol. 11, Part 11 (2000), pp. 592–603.
- [81] Pritschow, A.: Zum Verbundverhalten von CFK-Bewehrungsstäben in Bauteilen aus ultrahochfestem Beton. Stuttgart, Universität Stuttgart, Fakultät Bau- und Umweltingenieurwissenschaften, Diss., 2016.
- [82] Leonhardt, F.; Mönning, E.: Vorlesungen über Massivbau. Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 1984, ISBN 978-3-540-12786-4.
- [83] Paine, J.; Jones, W.; Rogers, C.: Nitinol actuator to host composite interfacial adhesion in adaptive hybrid composites. In: : 33rd Structures, Structural Dynamics and Materials Conference. American Institute of Aeronautics and Astronautics, 1992.
- [84] Balta, J. A.; Michaud, V.; Månson, J.-A.: Adaptive Composite Materials Processing. *ECCM 10 Proceedings June 3-7 Brugge Belgium* Vol. 10, (2010).
- [85] Greszczuk, L. B.: Theoretical Studies of the Mechanics of the Fiber-Matrix Interface in Composites. In: : Interfaces in Composites. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International, 1969, ISBN 978-0-8031-6188-7, pp. 42–58.
- [86] Furst, S. J.; Bumgarner, D.; Seelecke, S.: Quantification of the Effectiveness of Various Adhesives in Holding an SMA Actuator Wire During Joule Heating. *The Journal of Adhesion* Vol. 89, Part 4 (2013), pp. 301–322.

- [87] Jonnalagadda, K.; Kline, G. E.; Sottos, N. R.: Local displacements and load transfer in shape memory alloy composites. *Experimental Mechanics* Vol. 37, Part 1 (1997), pp. 78–86.
- [88] Rossi, S.; Deflorian, F.; Pegoretti, A.; D'Orazio, D.; Gialanella, S.: Chemical and mechanical treatments to improve the surface properties of shape memory NiTi wires. *Surface and Coatings Technology* Vol. 202, Part 10 (2008), pp. 2214–2222.
- [89] Smith, N. A.; Antoun, G. G.; Ellis, A. B.; Crone, W. C.: Improved adhesion between nickel–titanium shape memory alloy and a polymer matrix via silane coupling agents. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Vol. 35, Part 11 (2004), pp. 1307–1312.
- [90] Abu-Zarifa, A.: Herstellung und ingenieurwissenschaftliche Charakterisierung hafter Verbunde aus superelastischer NiTi-Formgedächtnislegierung und Polyamid 6. Aachen, Shaker, 2007, ISBN 978-3-8322-6819-0.
- [91] Kemtchou, S. Y.: Optimierung der Grenzflächenhaftung bei NiTi, Polymer-Verbunden durch Einsatz funktioneller Zwischenschichten. Göttingen, Cuvillier, 2008, ISBN 978-3-86727-693-1.
- [92] Leal, P. B.; Stroud, H.; Sheahan, E.; Cabral, M.; Hartl, D. J.: Skin-based camber morphing utilizing shape memory alloy composite actuators in a wind tunnel environment. In: : 2018 AIAA/AHS Adaptive Structures Conference. , p. 3960.
- [93] Piggott, M.: Failure processes in the fibre-polymer interphase. *Composites Science and Technology* Vol. 42,1-3 (1991), pp. 57–76.
- [94] Penn, L. S.; Lee, S. M.: Interpretation of Experimental Results in the Single Pull-out Filament Test. *J. Compos. Technol. Res.* Vol. 11, Part 1 (1989), pp. 23–30.
- [95] Dawood, M.; El-Tahan, M. W.; Zheng, B.: Bond behavior of superelastic shape memory alloys to carbon fiber reinforced polymer composites. *Composites Part B: Engineering* Vol. 77, (2015), pp. 238–247.

- [96] El-Tahan, M.; Dawood, M.: Bond behavior of NiTiNb SMA wires embedded in CFRP composites. *Polym. Compos.* Vol. 39, Part 10 (2018), pp. 3780–3791.
- [97] Payandeh, Y.; Meraghni, F.; Patoor, E.; Eberhardt, A.: Effect of martensitic transformation on the debonding propagation in Ni–Ti shape memory wire composite. *Materials Science and Engineering: A* Vol. 518,1-2 (2009), pp. 35–40.
- [98] Payandeh, Y.; Meraghni, F.; Patoor, E.; Eberhardt, A.: Debonding initiation in a NiTi shape memory wire–epoxy matrix composite. Influence of martensitic transformation. *Materials & Design* Vol. 31, Part 3 (2010), pp. 1077–1084.
- [99] Norm ISO 14679:1997-09.
- [100] Zheng, Y. J.; Schrooten, J.; Tsoi, K. A.; Šittner, P.: Qualitative and quantitative evaluation of the interface in activated shape memory alloy composites. *Experimental Mechanics* Vol. 43, Part 2 (2003), pp. 194–200.
- [101] Schrooten, J.; Michaud, V.; Ronique; Parthenios, J.; Psarras, G.; C.; Galiotis, C.; Gotthardt, R.; Manson, J.-A.; Humbeeck, J.; Van: Progress on Composites with Embedded Shape Memory Alloy Wires. *Mater. Trans.* Vol. 43, Part 5 (2002), pp. 961–973.
- [102] Memry Corporation: Datenblatt Alloy M. Bethel, CT, USA, 2011 - Firmenschrift.
- [103] SAES Getters: SmartFlex Wire. Lainate, MI, Italien, 2009 - Firmenschrift.
- [104] Huntsman Corporation: Technical Datasheet - Araldite® LY 5052 Resin / Aradur® 5052 Hardener. The Woodlands, TX, USA, 2015 - Firmenschrift.
- [105] SGL Carbon SE: Datenblatt SIGRAPREG® G U300-0/NF-E320/35%, Laminateigenschaften. Wiesbaden, 2016 - Firmenschrift.
- [106] SGL Carbon SE: Datenblatt SIGRAPREG® G U300-0/NF-E320/35%, Materialdaten. Wiesbaden, 2016 - Firmenschrift.
- [107] Amann Group: Produktdatenblatt für N-tech 70. Bönningheim, 2011 - Firmenschrift.

- [108] Stratasys Inc: Produktdatenblatt ABSplus-P430. Eden Prairie, MN, USA, 2015 - Firmenschrift.
- [109] Stratasys Inc: Produktdatenblatt ULTEM 9085. Eden Prairie, MN, USA, 2016 - Firmenschrift.
- [110] GEHR GmbH: FIL-A-GEHR. Filamente für den professionellen 3D-Druck - PPA. , <https://www.gehr.de/produkte-anwendungen/fil-a-gehr-3d-filamente/fil-a-gehr-ppa.html> (12.11.2018).
- [111] GEHR GmbH: FIL-A-GEHR. Filamente für den professionellen 3D-Druck - PC-ABS. , <https://www.gehr.de/produkte-anwendungen/fil-a-gehr-3d-filamente/fil-a-gehr-pc-abs.html> (12.11.2018).
- [112] Hübler, M.; Nissle, S.; Gurka, M.; Breuer, U.: Fiber-reinforced polymers with integrated shape memory alloy actuation: an innovative actuation method for aerodynamic applications. *CEAS Aeronaut J* Vol. 7, Part 4 (2016), pp. 567–576.
- [113] Norm DIN EN ISO 527-1.
- [114] Hübler, M.; Gurka, M.; Breuer, U. P.: From attached shape memory alloy wires to integrated active elements, a small step? Impact of local effects on direct integration in fiber reinforced plastics. *Journal of Composite Materials* Vol. 49, Part 15 (2015), pp. 1895–1905.
- [115] Föppl, L.; Mönch, E.: *Praktische Spannungsoptik*. 3. Aufl., Berlin, Springer Verlag, 1972, ISBN 9783540055341.
- [116] Wolf, H.: Isoklinen und Hauptspannungslinien. In: Wolf, H. (Ed.): *Spannungsoptik*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1961, ISBN 978-3-662-00243-8, pp. 127–145.
- [117] Murphy, E. B.: The return of photoelastic stress measurements: utilizing birefringence to monitor damage and repair in healable materials. *J. Mater. Chem.* Vol. 21, Part 5 (2011), pp. 1438–1446.
- [118] Vishay Precision Group: Tech Note TN-702-2. Malvern, PA, USA, 2011 - Firmenschrift.

- [119] Rasche, M.: Handbuch Klebtechnik. München, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2012, ISBN 978-3-446-42402-9.
- [120] Habenicht, G.: Kleben. Berlin, Heidelberg, Springer Berlin Heidelberg, 2009, ISBN 978-3-540-85264-3.
- [121] Zwick Roell GmbH & Co. KG: Produktinformation. Trommel-Schälvorrichtung zur Prüfung von Kernverbunden. , [https://www.zwick.de/-/media/files/sharepoint/vertriebsdoku\\_pi/10\\_794\\_trommel-schlvorrichtung\\_pi\\_d.pdf](https://www.zwick.de/-/media/files/sharepoint/vertriebsdoku_pi/10_794_trommel-schlvorrichtung_pi_d.pdf) (20.11.2018).
- [122] Norm DIN EN 28510-1.
- [123] Kalinka, G.; Neumann, B.: Bestimmung von Interface-Festigkeit oder -Trennarbeit mit dem Pull- out-Versuch. (2005).
- [124] Skrobaneck, K. D.; Hagen, O. F.; Kohl, M.: Entwicklung von Mikromembranaktoren mit NiTi-Formgedächtnislegierungen. Karlsruhe, 1998 - Firmenschrift.
- [125] Gross, D.; Hauger, W.; Schröder, J.; Wall, W. A.: Technische Mechanik: Band 2. Elastostatik. 9., vollständig neu bearbeitete Auflage, Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007, ISBN 9783540707622.
- [126] Memry Metalle GmbH: INFO - SHEET No. 4. Firmenschrift, - Firmenschrift.
- [127] Keuerleber, M.: Bestimmung des Elastizitätsmoduls von Kunststoffen bei hohen Dehnraten am Beispiel von PP. Stuttgart, Institut für Kunststoffprüfung und Kunststoffkunde, Diss, 2006.



## 12 Anhang

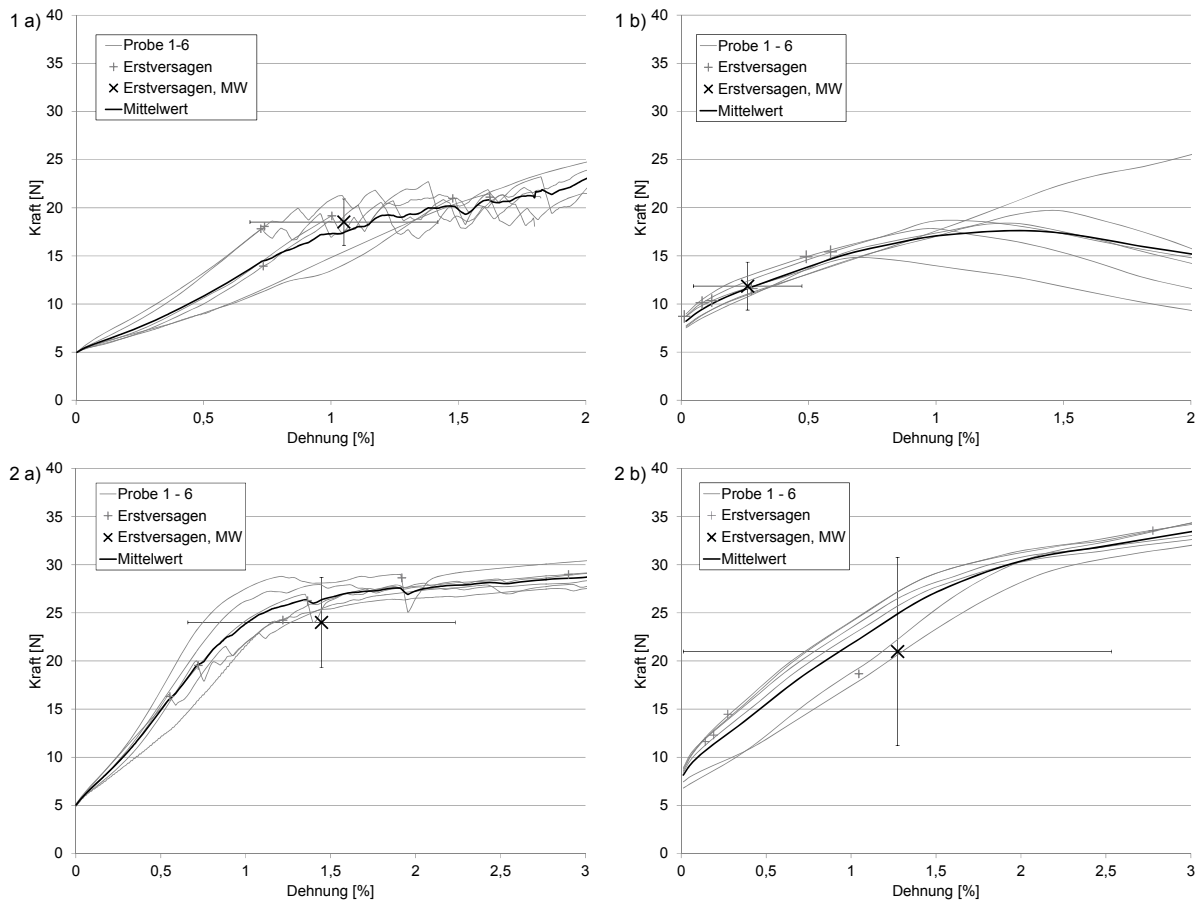


Abbildung 86: Kraft-Dehnung-Diagramme für 1) unbehandelte und 2) geschliffene Drähte bei einer Dehnrage von a) 25 %/min und b) 1000 %/min



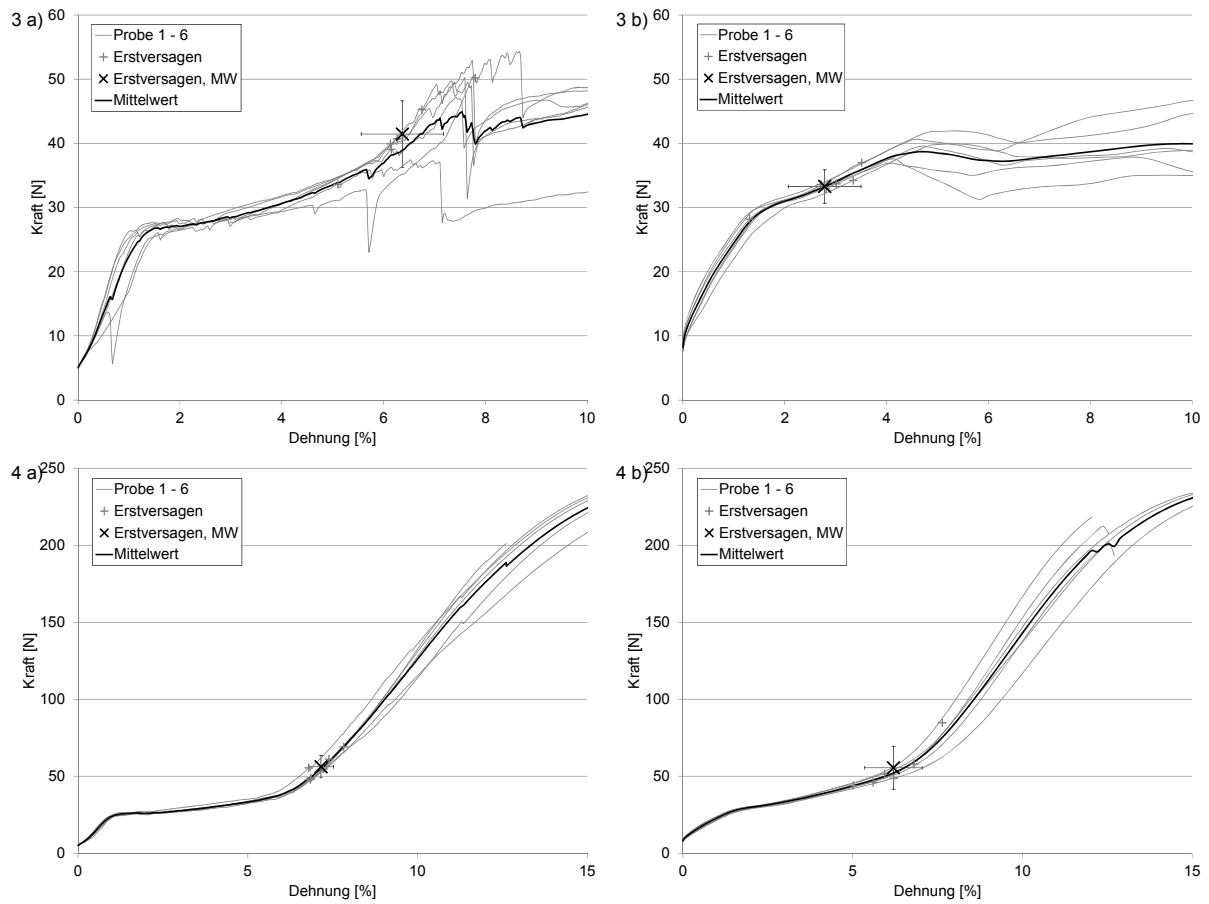


Abbildung 87: Kraft-Dehnung-Diagramme für formschlüssige Kraftübertragung mittels 3) Crimphülse und 4) Messinganker bei einer Dehnrage von a) 25 %/min und b) 1000 %/min

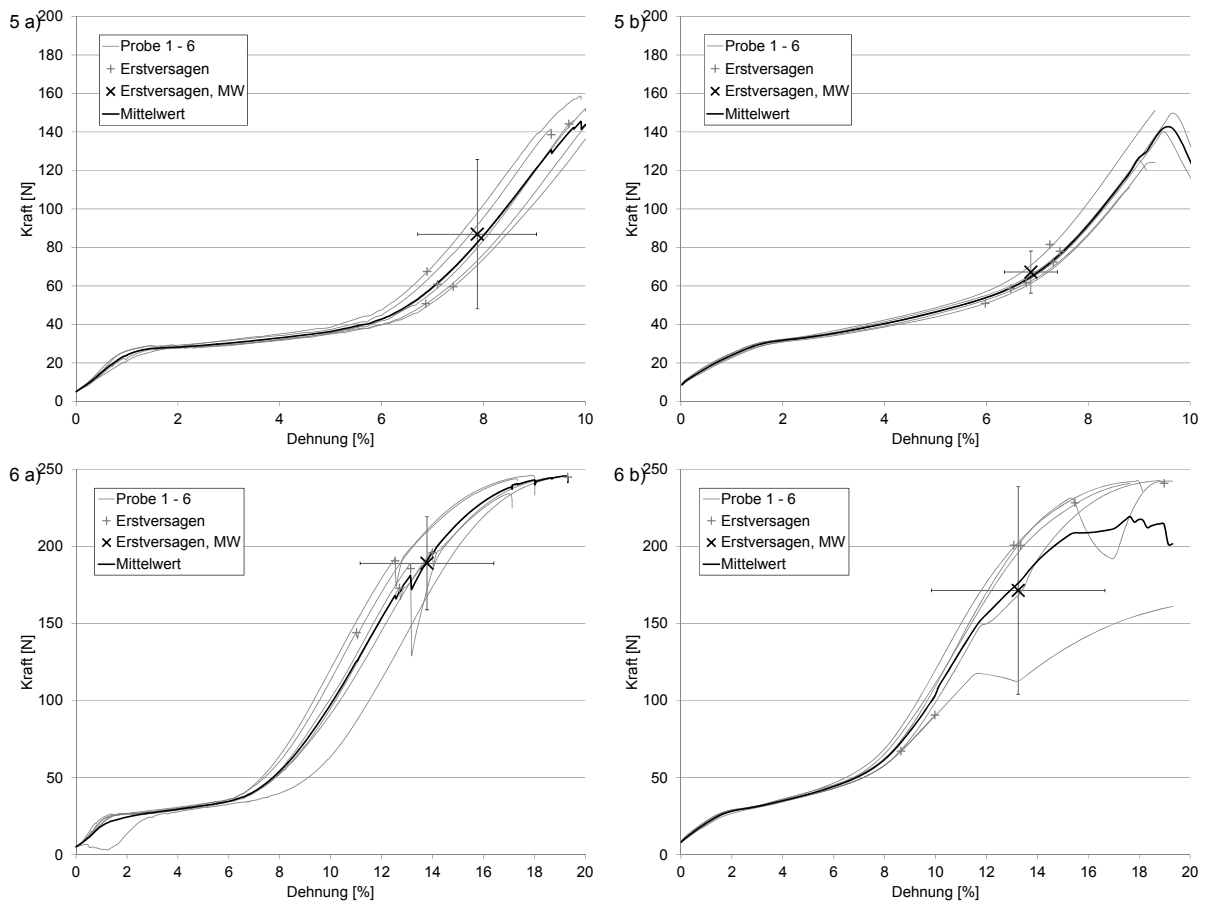


Abbildung 88: Kraft-Dehnung-Diagramme für formschlüssige Kraftübertragung mittels 5) geschweißtem Anker und 4) verformtem Draht bei einer Dehnrage von a) 25 %/min und b) 1000 %/min

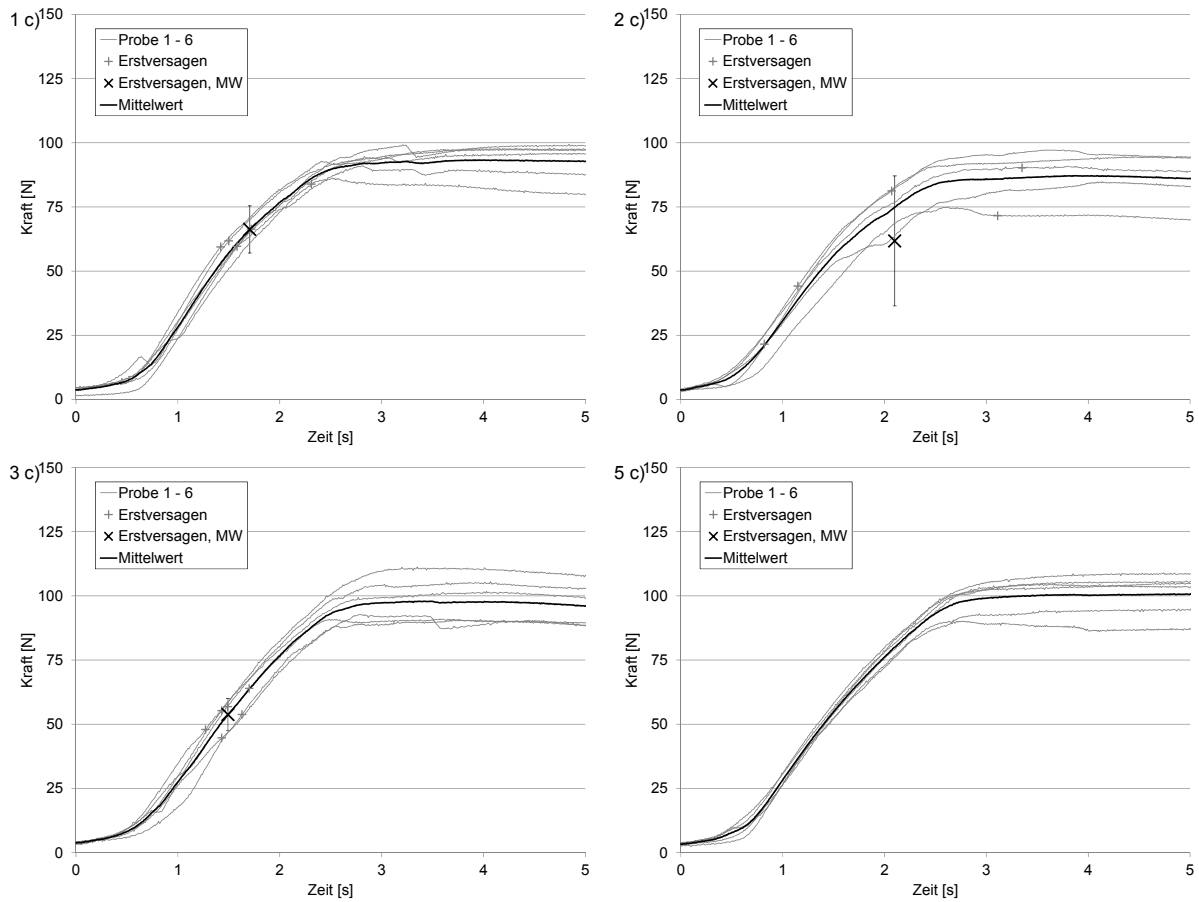


Abbildung 89: Kraft-Zeit-Diagramme für 1) unbehandelte und 2) geschliffene Drähte sowie formschlüssige Kraftübertragung mittels 3) Crimphülse und 5) geschweißtem Anker für thermisch aktivierte Pull-Out Versuche (Stromstärke 3 A)

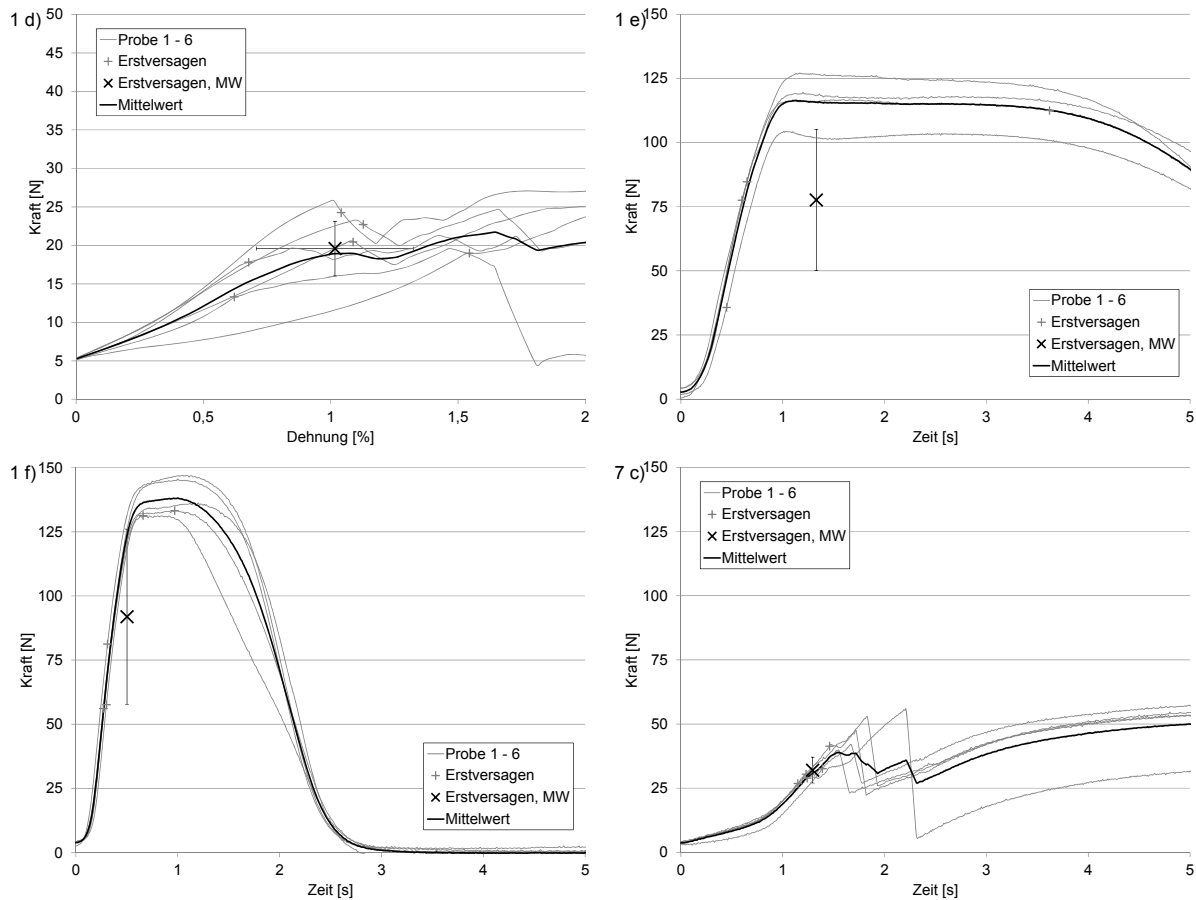


Abbildung 90: Kraft-Dehnung-Diagramm für 1) unbehandelte Drähte bei einer Dehnrage von d) 100 %/min und Kraft-Zeit-Diagramme für 1) unbehandelte Drähte für thermisch aktivierte Pull-Out Versuche mit einer Stromstärke von e) 5 A und f) 7 A sowie für 7) unbehandelte SmartFlex Drähte mit einer Stromstärke von c) 3 A

Mit den Formeln 2-6 - 2-9 sowie den Werten in Tabelle 10 wurde die maximal übertragbare Schubspannung im Interface zwischen FGL und Polymermatrix berechnet.

$$\tau = n \cdot \sqrt{\frac{E_d \cdot G_c}{r}} = \frac{n \cdot F_d}{2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \tanh(n \cdot s)} \quad 12-1$$

mit

$$F_d = 2 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sqrt{\frac{E_d \cdot G_c}{r}} \cdot \tanh(n \cdot s) \quad 12-2$$

und

$$n^2 = \frac{E_m}{E_d(1 + \nu_m) \ln\left(\frac{R}{r}\right)} \quad 12-3$$

und

$$s = \frac{l}{r} \quad 12-4$$

mit der Brucharbeit der Grenzfläche  $G_c$  und der Querkontraktionszahl der Matrix  $\nu_m$ .

Tabelle 10: Parameter zur Berechnung der maximal übertragbaren Schubspannung im Interface zwischen FGL und Polymermatrix [104]

$G_c$	N/mm	0,21
s		200
n		0,1177922
$l_e$	mm	50
$E_m$	N/mm <sup>2</sup>	1280
$\nu_m$		0,35
$E_f$	N/mm <sup>2</sup>	27500
R	mm	3
r	mm	0,25
$F_{\max}$	N	16,5
$\tau_d$	<b>N/mm<sup>2</sup></b>	<b>17,902872</b>

### 13 Eigene Veröffentlichungen

- [1] Wirjadi, O.; Godehardt, M.; Schladitz, K.; Wagner, B.; Rack, A.; Gurka, M.; Nissle, S.; Noll, A.: Detection of layered structures in fiber reinforced polymer employing synchrotron and laboratory X-ray CT. European Congress and Exhibition on Advanced Materials and Processes (EUROMAT 2013), 8.-13. September, 2013, Sevilla, Spanien.
- [2] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.; Breuer, U.: Actuation of Shape Memory Alloy (SMA) Wires with Two-Way-Effect and the Challenges of Manufacturing Active SMA-FRP-Composites. Euro Intelligent Materials, 25.-27. September 2013, Kiel.
- [3] Wirjadi, O.; Godehardt, M.; Schladitz, K.; Wagner, B.; Rack, A.; Gurka, M.; Nissle, S.; Noll, A.: Characterization of multilayer structures in fiber reinforced polymer employing synchrotron and laboratory X-ray CT. International Journal of Materials Research: Volume 105, 2014, H. 7.
- [4] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Challenges of Manufacturing Active SMA-FRP-Composites and Self-Sensing as an Opportunity. Material Science Engineering (MSE) 2014, 23.-25. September 2014, Darmstadt.
- [5] Andrä, H.; Gurka, M.; Kabel, M.; Nissle, S.; Redenbach, C.; Schladitz, K.; Wirjadi, O.: Geometric and Mechanical Modeling of Fiber-Reinforced Composites. In: Bernard, D.; Buffière, J.-Y.; Pollock, T.; Poulsen, H. F.; Rollett, A.; Uchic, M. (Eds.): Proceedings of the 2nd International Congress on 3D Materials Science (3DMS), 29.06.-02.07. 2014, Annecy, Frankreich, John Wiley & Sons.
- [6] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.; Schmeer, S.; Voll, N.: Integration of Shape Memory Alloy Wires in Fiber Reinforced Polymers for Endless Crash Absorber Structures. Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems (SMASIS2014), 08.-10. September 2014, Newport, RI, USA.
- [7] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Smartes Crash-Management durch schaltbares Deformations-Verhalten von Energieabsorbern aus faserverstärkten Kunststoffen (FKV) mit Shape Memory Alloy (SMA) Drähten. Mechatronik 2015, 12.-13. März 2015, Dortmund.
- [8] Baytekin-Gerngross, M.; Gerngross, M.-D.; Carstensen, J.; Nissle, S.; Gurka, M.; Adelung, R.: Interlocking surface structure for improved adhesion in NiTi / fiber reinforced plastic composites. Euro Intelligent Materials, 10.-12. Juni 2015, Kiel.
- [9] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Integration of shape memory alloy wires in fiber reinforced polymers for endless crash absorber structures, IVW-Kolloquium, 11.-12. Juni 2015, Kaiserslautern.
- [10] Nissle, S.; Gurka, M.; Giertsch, H.: Material Analysis with Micro Computer Tomography ( $\mu$ CT), IVW-Kolloquium, 11.-12. Juni 2015, Kaiserslautern.
- [11] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.; Schmeer, S.: Integration of Shape Memory Alloy Wires in Fiber Reinforced Polymers for Endless Crash Absorber Struc-

- tures, 20th International Conference on Composite Materials (ICCM20), 19.-24. Juli 2015, Kopenhagen, Dänemark.
- [12] Heberger, L.; Nissle, S.; Gurka, M.; Kirsch, B.; Aurich, J. C.: Qualitätssteigerung von Bohrungen in Faserkunststoffverbunden. *wt Werkstattstechnik online*, Volume 105, 2015, H. 7/8, Springer-VDI-Verlag GmbH & Co. KG, Düsseldorf
- [13] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Modelling of electric resistance of shape memory alloys – self-sensing for temperature and actuation control of active hybrid composites. *SPIE Smart Structures/NDE 2016*, 20.-24. März 2016, Las Vegas, NV, USA.
- [14] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Modellierung des elektrischen Widerstands von Formgedächtnislegierungen – Self-sensing für die Zustandsüberwachung von aktiven Hybridverbunden. In: Melz, T.; Wiedemann, M. (Eds.): *Smarte Strukturen und Systeme, Tagungsband des 4SMARTS-Symposiums*, 6.-7. April 2016, Darmstadt, de Gruyter Oldenbourg.
- [15] Heberger, L.; Kirsch, B.; Donhauser, T.; Nissle, S.; Gurka, M.; Schmeer, S.; Aurich, J. C.: Influence of the Quality of Rivet Holes in Carbon-fiber-reinforced-polymer (CFRP) on the Connection Stability. *Procedia Manufacturing*, Volume 6, 2016, pp. 140-147.
- [16] Nissle, S.; Hübler, M.; Gurka, M.: Aktive Verbundwerkstoffe mit FGL. *VDI-Expertenforum Smart Materials*, 10.-11. November 2016, Potsdam.
- [17] Nissle, S.; Hammann, N.; Hübler, M.; Gurka, M.: Materialintegriertes Protagonist-Antagonist-System auf Basis von Faserverbundwerkstoffen & Formgedächtnislegierungen – Aktorik ohne Gelenke und Kupplungen. In: Wiedemann, M.; Melz, T. (Eds.): *Smarte Strukturen und Systeme, Tagungsband des 4SMARTS-Symposiums*, 21.-22. Juni 2017, Braunschweig, Shaker Aachen.
- [18] Nissle, S.; Gurka, M.: Characterization of the Load Transfer between Fiber Reinforced Composites and Shape Memory Alloys for Active Hybrid Structures. *18th European Conference on Composite Materials (ECCM18)*, 24.-28. Juni 2018, Athen, Griechenland.
- [19] Nissle, S.; Kaiser, M.; Hübler, M.; Gurka, M.; Breuer, U.: Adaptive vortex generators based on active hybrid composites: from idea to flight test. *CEAS Aeronautical Journal*, Vol. 9, Part 4 (2018), pp. 661 - 670.
- [20] Nissle, S.; Gurka, M.: Characterization of Active Hybrid Structures Made of Fiber Reinforced Composites and Shape Memory Alloys – Part A: Characterization of the Load Transfer. *Smart Materials and Structures* Vol. 28, Part 4 (2019).

### Patente

- [21] Fritz, L.; Gurka, M.; Hübler, M.; Nissle, S.: Biegeaktuator mit Formgedächtniselement, DE 102015106802. Eingetragen am 09. August 2016.

- 
- [22] Gurka, M.; Hübler, M.; Nissle, S.: Aktuatorgitter, Gebrauchsmuster Nr. 20 2018 001 559. Eingetragen am 09. Juli 2018.





## 14 Betreute Arbeiten

- [1] Paul, D.: Experimentelle Untersuchung des Energieabsorptionsverhaltens von Langfaserthermoplasten mit einer Verstärkung aus Formgedächtnisdraht, IVW-Bericht 14-039, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Studienarbeit 2014.
- [2] Foltinek, G.: Analyse des elektrischen Widerstands von Formgedächtnislegierungen (FGL) für den Einsatz zum Self-Sensing in aktiven FKV-FGL-Hybridbauteilen, IVW-Bericht 15-015, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Diplomarbeit, 2015.
- [3] Meyer, H.: Methodische Untersuchung zur Steigerung der übertragbaren mechanischen Spannungen in FKV-SMA-Hybridstrukturen, IVW-Bericht 15-077, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Diplomarbeit, 2016.
- [4] Kieren-Ehses, S.: Experimentelle Charakterisierung von Formgedächtnisdraht-Langfaserthermoplast-Strukturen zur Steigerung Energieaufnahme unter Zugbelastung, IVW-Bericht 16-016, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Studienarbeit, 2016.
- [5] Wnuk, M.: Konzeptionierung, Entwicklung und Aufbau eines automatisierten Versuchsstands zur widerstandsbasierten Regelung von Formgedächtnisaktoren, Lehrstuhl für Messtechnik & Sensorik, TU Kaiserslautern, Kaiserslautern, Diplomarbeit 2017.
- [6] Spanier, M.: Materialgerechte Bestimmung der Kraftübertragung zwischen FGL und FKV für aktive Hybridverbunde, IVW-Bericht 17-007, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Masterarbeit, 2017.
- [7] Zerwes, M.: Auswahl und Charakterisierung von UV-härtenden Harzsystemen für den Einsatz in aktiven Faser-Kunststoff-Verbund-Proben, IVW-Bericht 17-013, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Studienarbeit, 2017.
- [8] Kaiser, M.: Aufbau eines einfachen und robusten Regelungskonzeptes für angeströmte Stellelemente auf Hybridverbundbasis, IVW-Bericht 17-058, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Diplomarbeit, 2017.
- [9] Bolz, M.: Bestimmung der Normalkraft zwischen FGL und FKV für aktive Hybridverbunde, z.B. mittels Schälversuch, IVW-Bericht 17-081, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Diplomarbeit, 2018.
- [10] Eberle, M.: Weiterentwicklung des Prüfstands zur materialgerechten Untersuchung der Spannungsübertragung in FKV-FGL-Hybriden, IVW-Bericht 17-080, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Masterarbeit, 2018.
- [11] Romang, J.: Materialgerechte Bestimmung der Kraftübertragung zwischen FGL und FKV für aktive Hybridverbunde, IVW-Bericht 17-078, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Studienarbeit, 2018.

- 
- [12] Duchateau, P.: Materialgerechte Bestimmung der Kraftübertragung zwischen FGL und FKV für aktive Hybridverbunde, IVW-Bericht 17-079, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern, Studienarbeit, 2018.

---

## **15 Lebenslauf**

### **Persönliche Daten**

Name Sebastian Nissle

### **Schul- und Hochschulausbildung**

04/2013 – 11/2018 Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern  
wissenschaftlicher Mitarbeiter im Kompetenzfeld „Tailored &  
Smart Composites“

11/2011 – 09/2012 Lehrstuhl für Maschinenelemente und Getriebetechnik, TU Kai-  
serslautern  
Wissenschaftliche Hilfskraft im Bereich Kettentriebe

04/2007 – 12/2012 Technische Universität Kaiserslautern  
Diplom-Ingenieur Maschinenbau & Verfahrenstechnik

09/1997 – 03/2006 Leininger Gymnasium, Grünstadt