

Nicolas Magnus Dorr

Auslegung eines Hybridverbunds aus UD-faserverstärktem, duroplastischem und kurzfaserverstärktem, thermoplastischem Kunststoff am Beispiel eines hoch beanspruch- ten Fahrwerkbauteils

Schriftenreihe des Lehrstuhls für Werkstoffsysteme für den Fahrzeug-
leichtbau im Institut für Werkstofftechnik

Herausgeber: Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt

Band 6

Dissertation, Universität Siegen, 2025

© 2025 Nicolas Magnus Dorr

"Auslegung eines Hybridverbunds aus UD-faserverstärktem, duroplastischem und kurzfaserverstärktem, thermoplastischem Kunststoff am Beispiel eines hoch beanspruchten Fahrwerkbauteils" in Schriftenreihe des Lehrstuhls für Werkstoffsysteme für den Fahrzeugleichtbau im Institut für Werkstofftechnik

1. Auflage, 6. Band

Herausgeber:

Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt

Universität Siegen, Fakultät IV: Naturwissenschaftlich-Technische Fakultät, Department Maschinenbau, Lehrstuhl für Werkstoffsysteme für den Fahrzeugleichtbau, Am Eichenhang 50, 57076 Siegen, Deutschland

Autor:

Nicolas Magnus Dorr

Umschlaggestaltung, Druck und buchbinderische Verarbeitung:

UniPrint, Universität Siegen

Hölderlinstraße 3, 57076 Siegen, Deutschland

ISSN: 2700-7529

Auslegung eines Hybridverbunds aus UD-faserverstärktem,
duroplastischem und kurzfaserverstärktem, thermoplastischem
Kunststoff am Beispiel eines hoch beanspruchten
Fahrwerkbauteils

DISSERTATION
zur Erlangung des Grades eines Doktors
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von
M. Sc. Nicolas Magnus Dorr

eingereicht bei der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Siegen

Siegen 2025

Betreuer und erster Gutachter

Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt

Universität Siegen

Zweiter Gutachter

Prof. Dr. -Ing. Axel von Hehl

Universität Siegen

Tag der mündlichen Prüfung

24. Juni 2026

Eigenständigkeitserklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer, nicht angegebener Hilfsmittel angefertigt habe. Die aus anderen Quellen direkt oder indirekt übernommenen Daten und Konzepte sind unter Angabe der Quelle gekennzeichnet.

Die Arbeit wurde bisher weder im In- noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Es wurden keine Dienste eines Promotionsvermittlungsinstituts oder einer ähnlichen Organisation in Anspruch genommen.

Eschweiler, Dezember 2025
Nicolas Magnus Dorr

Vorwort und Danksagung

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit bei der Mubea Fahrwerksfedern GmbH im engen Austausch mit dem Lehrstuhl für Werkstoffsysteme für den Fahrzeugleichtbau der Universität Siegen.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr. Robert Brandt, der mich auf meinem Weg stets motivierend und beratend begleitete. Ein weiterer besonderer Dank gilt meinem internen Betreuer Dr. Arne Busch, der mich stets fachlich und persönlich unterstützt hat. Auch möchte ich mich bei meinem Mitberichter Prof. Dr. Axel von Hehl besonders bedanken.

Ebenfalls möchte ich mich bei meinen Kolleginnen und Kollegen während meiner Zeit am Lehrstuhl bedanken, die mir durch fachliche Diskussionen neue Denkanstöße gaben. Auch möchte ich die Namen der Studenten nennen, die durch Ihre Hilfe und Unterstützung in Form von studentischen Tätigkeiten und Abschlussarbeiten zum Gelingen meines Promotionsvorhabens beigetragen haben. Mein Dank gilt: Tim Hennecke, Maximilian Zink, Gabriel Fabrini Ribeiro, Jannik Schmidt und Andrej Frank.

Des Weiteren gilt mein Dank der Abteilung Systemkomponenten der Fa. Mubea Fahrwerksfedern GmbH. An dieser Stelle möchte ich mich insbesondere bei Tobias Henke, Dr. Boris Ditzer und meinen Kollegen vom Innovationsteam, insbesondere Eduardo Gonzalez, bedanken.

Dank gilt auch den Kollegen aus dem Projektteam UV-Pult, besonders Dr. Sathis Selvarayan und Ruben Cremer. Auch dem Projektträger Jülich möchte ich an dieser Stelle danken.

Zuletzt bedanke ich mich bei meinen Freunden und meiner Familie, welche mir stets zur Seite standen und die Höhen und Tiefen miterlebt haben. Ohne Euch wäre der Erfolg dieser Arbeit nicht möglich gewesen.

Eschweiler, Dezember 2025
Nicolas Magnus Dorr

Kurzfassung

Die Entwicklung von Leichtbaustrukturen ist ein komplexer und interdisziplinärer Prozess, welcher sich aus den Bereichen Konstruktion, Werkstofftechnik und Fertigungstechnik zusammensetzt. Steigende Anforderungen durch die E-Mobilität beeinflussen die Subkomponenten des Fahrwerks direkt – höhere Lasten und Forderungen nach Leichtbau bei gleichbleibendem Kostendruck. Daraus resultiert die Notwendigkeit zur Weiterentwicklung bestehender Lösungen.

Im Stand der Technik werden unterschiedliche Stahl-Kunststoff-Hybride dargestellt. Ziel dieser Arbeit ist die Weiterentwicklung solcher Hybride durch die Substitution von Stahl durch endlosglasfaserverstärkten duroplastischen Kunststoff (UD-GFK). UD-GFK eignet sich aufgrund seiner hohen spezifischen Formänderungsenergie und gleichzeitig hohen Festigkeit für lastpfadoptimierte Strukturbauteile. Nachteilig ist, dass Lasteinleitungen zum einen nur aufwendig eingebracht werden können und zum anderen mit einer Schwächung der Struktur einhergehen. Wird die endlosfaserverstärkte duroplastische Trägerstruktur jedoch mit thermoplastischem Spritzgussmaterial zu einem Hybridbauteil kombiniert, können diese Nachteile weitestgehend vermieden werden. Hinsichtlich der Grenzflächenhaftung von Thermoplast-Duroplast-Hybriden durch Oberflächenvorbehandlung liegen noch Forschungsdefizite vor. Durch die Kombination artverschiedener Werkstoffe zu einem Hybridverbund mit einem Unterschied zwischen der Aushärtungs- bzw. Haftungstemperatur T_H und der Einsatztemperatur T_E , kommt es zu Eigenspannungen. Diese können zu einer reduzierten Festigkeit des Hybridverbunds führen. Für Duroplast-Thermoplast-Hybride wurden thermisch induzierte Eigenspannungen bisher nur unzureichend untersucht.

Der intrinsische Hybridverbund aus Duroplast als Versteifungsstruktur und Thermoplast als Lasteinleitungselement wird für den Einsatz in hochbelasteten Bauteilen entwickelt. Es werden drei Schwerpunkte für die Entwicklung gesetzt. Zunächst wird die Verbindung zwischen Duroplast und Thermoplast charakterisiert. Dabei liegt der Fokus auf der Interaktion der unterschiedlichen Materialien hinsichtlich Adhäsion und wie diese verbessert werden kann. Weiter wird die Festigkeit der Grenzfläche des Hybridverbunds unter realistischen Umgebungsbedingungen analysiert. Im zweiten Teil werden die Eigenspannungen im Hybridverbund untersucht, welche aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Materialien im thermischen Herstellprozess entstehen. Im letzten Teil wird das Zusammenwirken im Hybridverbund an einem anwendungsnahen Demonstrator betrachtet. Hierbei wird insbesondere geprüft, ob die Eigenspannungen abgebaut werden können und welche Auswirkung dies auf die Lebensdauer des Demonstrators hat. Es wird eine Empfehlung für eine optimale Schnittstelle von Thermoplast zu Duroplast gegeben werden.

Abstract

The development of lightweight structures is a complex and interdisciplinary process that integrates the fields of design, materials science, and manufacturing engineering. Increasing requirements due to e-mobility influence the subcomponents of the chassis directly - higher loads and demands for such lightweight structures with unchanged cost pressure. Hybrid structures were proven to be effective within this context.

In the state of the art, different metal-plastic hybrids are presented. The objective of this work is to further advance such hybrid systems by substituting steel with a unidirectional glass-fiber-reinforced thermoset (UD-GFRP). Owing to its high specific strain energy and simultaneously high strength, UD-GFRP is well suited for load-path-optimized structural components. However, the introduction of load transfer elements into such structures is both complex and often accompanied by a reduction in structural performance. By combining the continuously fiber-reinforced thermoset carrier structure with thermoplastic injection-molded material to form a hybrid component, these disadvantages can be largely mitigated. Nevertheless, research gaps remain with respect to the interfacial adhesion of thermoplastic–thermoset hybrids and the influence of surface pretreatment methods. The combination of dissimilar materials in a hybrid structure inherently leads to residual stresses due to differences between the curing or bonding temperature T_H and the operating temperature T_E . These residual stresses may result in a reduction of the overall bond strength within the hybrid system. For thermoset–thermoplastic hybrids, thermally induced residual stresses have so far only been insufficiently investigated.

The intrinsic hybrid structure developed in this work – consisting of a thermoset serving as a stiffening element and a thermoplastic serving as a load introduction element – is designed for application in highly loaded components. The development focuses on three main aspects: First, the bond between thermoset and thermoplastic is examined with particular attention to the adhesion mechanisms and potential methods for their improvement. The second part of the study investigates the residual stresses arising during the thermal manufacturing process are investigated, which result from the mismatch in the coefficients of thermal expansion of the constituent materials. In the final part, the interaction within the hybrid composite is examined using an application-oriented demonstrator. Specifically, it is assessed whether residual stresses can be relieved and how this affects the demonstrator's service life. Based on the findings, a recommendation for an optimal interface between the thermoplastic and thermoset materials will be provided. Finally, a recommendation is derived for an optimized interface design between thermoplastic and thermoset materials.

I Inhaltsverzeichnis

I	Inhaltsverzeichnis.....	i
II	Formelzeichen und Abkürzungsverzeichnis	v
III	Abbildungsverzeichnis.....	ix
IV	Tabellenverzeichnis.....	xv
1	Einleitung	1
1.1	Motivation	1
1.2	Problemstellung und Zielsetzung	2
1.3	Aufbau der Arbeit	3
2	Grundlagen und Stand der Technik	5
2.1	Intrinsische Hybridverbunde	5
2.2	Haftungsrelevante Aspekte beim Umspritzen.....	6
2.2.1	Oberflächenbehandlungen zur Adhäsionsverbesserung	12
2.2.2	Fügeversagensarten und Bruchbilder	13
2.2.3	Ansätze zur Adhäsionsverbesserung in Duro- und Thermoplast-Hybriden	14
2.3	Eigenspannungen in Hybridverbunden	21
2.3.1	Materialmodell für Kunststoffhybride.....	21
2.3.2	Definition von Eigenspannungen und deren Wirkung	21
2.3.3	Rechnerische Bestimmung von Eigenspannungen.....	23
2.3.4	Methoden zur Messung von Eigenspannungen	28
2.3.5	Vorangegangene Studien zu Eigenspannungen in Hybridverbunden	29
2.4	Abbau von Eigenspannungen in Hybriden	30
2.5	Zusammenfassende Bewertung des Forschungsstandes	32
3	Hypothesenbildung und Vorgehensweise	35
3.1	Hypothesen zur Dimensionierung hochbeanspruchter Grenzflächen	35
3.2	Vorgehensweise und Versuchsplanung	36
4	Materialien, Prozesse und Methoden	37
4.1	Materialien des Hybridverbunds.....	37
4.1.1	Duroplast.....	37
4.1.2	Thermoplast	38
4.2	Prozesse zur Herstellung des Hybridverbunds.....	39

4.2.1	Probengeometrie.....	40
4.2.2	Pultrusionsprozess	41
4.2.3	Oberflächenbehandlungen des Einlegers.....	42
4.2.4	Spritzgussprozess	47
4.3	Analyse- und Prüfmethoden.....	47
4.3.1	Scherversuch	48
4.3.2	Scherversuch unter Umweltbedingungen	49
4.3.3	REM- und XRM-Untersuchungen	49
4.3.4	Kurzbiegeversuch.....	50
4.3.5	Bohrlochmethode	52
4.3.6	Spannungsanalyse mittels Faser-Bragg-Gitter Sensor	53
4.4	Modellierung der Normal- und Schubspannungen	55
5	Analyse der Festigkeit im Grenzschichtbereich.....	57
5.1	Voruntersuchungen zu den Oberflächenbehandlungen.....	57
5.2	Scherfestigkeit in Abhängigkeit der Oberflächenbehandlungen.....	58
5.2.1	Scherversuch bei Raumtemperatur	58
5.2.2	Scherversuch bei Umweltbedingungen	63
5.2.3	Kurzbiegeversuch.....	64
5.3	Versagensmechanismen.....	65
5.4	Numerische Berechnungen der Schubspannungen	68
5.5	Zwischenfazit zur Festigkeit im Grenzschichtbereich	69
6	Eigenspannungen im Hybridverbund	73
6.1	Rechnerische Bestimmung der Eigenspannungen.....	73
6.2	Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen	75
6.2.1	Bohrlochmethode	75
6.2.2	Spannungsanalyse mittels Faser-Bragg-Gitter Sensor	76
6.3	Numerische Bestimmung der Eigenspannungen.....	77
6.4	Abbau von Eigenspannungen und Auswirkung auf die Adhäsion.....	80
6.5	Zwischenfazit zu Eigenspannungen in Duro-Thermoplast-Hybriden.....	82
7	Bauteildimensionierung mit Kunststoffhybriden	85
7.1	Festigkeit des Grenzschichtbereiches des Demonstrators	86

7.2	Numerische Berechnung der Spannungsverläufe im Demonstrator	89
7.2.1	Schubspannungen durch äußere Belastungen	89
7.2.2	Thermisch induzierte Schubspannungen im Demonstratorbauteil	90
7.2.3	Gegenüberstellung des Demonstratorbauteils mit der Probengeometrie	90
7.3	Handlungsempfehlung zur Schnittstellenoptimierung	91
8	Schlussbemerkung.....	93
8.1	Zusammenfassung	93
8.2	Diskussion	95
8.3	Ausblick	100
V	Anhang.....	101
VI	Literaturverzeichnis.....	111

II Formelzeichen und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen	Beschreibung	Einheit
A_F	Geometrischen Fügefläche	mm ²
A_G	Grenzfläche der Probe	mm ²
A_W	Wahre Oberfläche	mm ²
c	Spezifische Wärmekapazität	J/gK
d_I	Interplanarabstand	-
d	Abstand der Mitte beider Deckschichten	mm
E	E-Modul	MPa
F_B	Gemessene Bruchkraft	N
F_i	Innere Kraft	N
F_{max}	Gemessene Maximalkraft im Scherversuch	N
$F_{u,10\%}$	Kraft zur Bestimmung der Querkraft	N
G	Schubmodul	MPa
G_{gr}	Schubmodul der Grenzfläche	MPa
I	Flächenträgheitsmoment	mm ⁴
k	Wärmeleitfähigkeit	W/(mK)
Q	Querkraft für ILSS = $F_{u,10\%}/2$	N
R_a	Arithmetischer Mittenrauwert	µm
R_{max}	Maximale Einzelrautiefe	µm
R_Z	Gemittelte Rautiefe	µm
T_E	Einsatztemperatur	°C
T_G	Glasübergangstemperatur	°C
T_H	Aushärtungs- bzw. Haftungstemperatur	°C
T_K	Kristallisationstemperatur	°C
T_{Temp}	Tempertemperatur	°C
T_o	Spannungsfreie Temperatur	°C
$l_{\ddot{u}}$	Überlapplänge der Probe	mm
$l_{s,ILSS}$	Stützweite der Auflager	mm

p_e	Photoelastische Konstante = 0,2125	-
t_{ILSS}	Probendicke des Laminats	mm
t_{Temp}	Temperdauer	min
α_i	Wärmeausdehnungskoeffizienten	K ⁻¹
ε_i	Dehnung im Material i	µm/m
λ_B	Peakwellenlänge	nm
λ	Wärmeleitfähigkeit	W/mK
ρ	Dichte	kg/m ³
σ_{ES}	Normalspannungen	MPa
σ_H	Scherfestigkeit	MPa
σ^I	Eigenspannungen 1. Art	MPa
σ^{II}	Eigenspannungen 2. Art	MPa
σ^{III}	Eigenspannungen 3. Art	MPa
σ_L	Energie der Grenzfläche	N/m
σ_S	Oberflächenenergie der Flüssigkeit	N/m
σ_{SL}	Oberflächenenergie der Kunststoffoberfläche	N/m
σ_V	Verbundfestigkeit	MPa
σ_c	Kritische Oberflächenenergie	N/m
σ_{kal}	Kalibrierlast	MPa
τ_{AVG}	Rechnerisch bestimmte Schubeigenspannungen	MPa
τ_{ES}	Schubeigenspannungen	MPa
$\tau_{S,ILSS}$	Schubspannung im Kurzbiegeversuch	MPa
$\tau_{S,NUM}$	Numerisch bestimmte Schubspannung durch äußere Kraft	MPa
τ_S	Gemittelte Schubspannung durch äußere Kraft	MPa
φ_{FV}	Faservolumengehalt	Vol.-%
t	Schichtdicken	mm
α	Therm. Ausdehnungskoeffizient der Glasfaser = 0,55	K ⁻¹
γ	Thermooptische Konstante = 8,45	K ⁻¹
δ	Hauptspannungsrichtung	-
η	Dicke der Grenzfläche	mm
θ	Randwinkel	°

ν	Poissonzahl	-
ω_{TP}	Fasergehalt	Gew.-%

Abkürzung	Beschreibung
Abb.	Abbildung
AD	Atmosphärendruck-Plasma
bspw.	beispielsweise
CF	Carbonfaser
CFK	Kohlenstofffaserverstärktes Polymer
CLT	Klassische Laminattheorie
d.h.	das heißt
DMS	Dehnmessstreifen
DP	Duroplast
DSC	Differenzkalorimetrie
DTV	Duroplast-Thermoplast-Verbund
EP	Epoxid
et al.	et alii / aliae / alia, lateinisch für: und andere
etc.	et cetera, lateinisch für: und die Übrigen
f.	folgend
FBG	Faser-Bragg-Gitter-Sensoren
ff.	folgende
FKV	Faserkunststoffverbunde
FML	Faser-Metall-Lamine
FRP	Fiber Reinforced Plastic
GF	Glasfaser
GFK	Glasfaserverstärktes Polymer
GFRP	Glasfiber Reinforced Plastic
ggf.	Gegebenenfalls
ILSS	Interlaminare Shear Strength
IMA	In-Mold-Assembly-Verfahren

IMS	In Mold Assembly
k.A.	keine Angabe
MTV	Metall-Thermoplast-Verbund
ND	Niederdruck-Plasma
OP	offene Pultrusion
OSA	Optischer Spektrum Analysator
PKW	Personenkraftwagen
RT	Raumtemperatur
S.	Seite
TP	Thermoplast
u.a.	unter anderem
UD	Unidirektional
VE	Vinyl-Esther
vgl.	vergleiche
z.B.	zum Beispiel
z.T.	zum Teil

III Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1: Schwerpunkte für die Forschungsarbeit	2
Abbildung 2.1: Verortung urformendes Direktfügen nach DIN 8583-4 [23–26].....	5
Abbildung 2.2: Adhäsionstheorien [17, 11]	7
Abbildung 2.3: Skalenebenen der mechanischen Adhäsion [34]	8
Abbildung 2.4: YOUNG´sche-Gleichung [36].....	8
Abbildung 2.5: Chemische Bindungen in Kunststoffhybriden [17]	9
Abbildung 2.6: Chemische Struktur der verwendeten Kunststoffe [17, 17, 39].....	10
Abbildung 2.7: Mögliche Oberflächenbehandlungen zur Adhäsionsverbesserung [17, 40] ...	12
Abbildung 2.8: Mögliche Bruchbilder im Grenzschichtbereich des Hybridverbunds [42]	13
Abbildung 2.9: Eigenspannungen in (a) kristallinen Werkstoffen [60] und (b) Hybridverbunden [62] nach [4].....	22
Abbildung 2.10: Darstellung des symmetrischen Hybridverbunds mit Übergangsbereich zur Ermittlung der Schubeigenspannungen τ_{AVG}	23
Abbildung 2.11: Gegenüberstellung der Schubverformung zwischen (a) Volkersen mit Schubverformung ausschließlich in der Grenzschicht und (b) TSAI et al. mit Schubverformung im gesamten Verbund [66]	24
Abbildung 2.12: Verläufe von (a) Normalspannung σ_{ES} in Einzelschicht und (b) Schubspannung τ_{ES} in der Grenzschicht eines Hybridverbunds nach [65]	25
Abbildung 2.13: Entstehen von Eigenspannungen in einem symmetrischen Hybridverbund [4]	26
Abbildung 2.14: Methoden zur Messung von Eigenspannungen [69].....	28
Abbildung 3.1: Einordnung der Thesen	35
Abbildung 4.1: (a) Qualitative Hysteresekurve einer DSC-Analyse nach [32] und (b) dynamisches Schubmodul von PA6.6 mit charakteristischen Temperaturen	39
Abbildung 4.2: Prozesskette zur Herstellung des Hybridverbunds	40

Abbildung 4.3: Probengeometrie in (a) schematischer Darstellung mit Koordinatensystem und (b) mit Maßangaben für (b.1) die Analyse der Festigkeit im Grenzschichtbereich und (b.2) die Analyse der Eigenspannungen im Hybridverbund.....	40
Abbildung 4.4: Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [90].....	41
Abbildung 4.5: Gegenüberstellung der Prozessführung von Aushärtung im und nach dem Werkzeug	41
Abbildung 4.6: Gegenüberstellung möglicher Vorbehandlungen mit den vorliegenden Anforderungen.....	43
Abbildung 4.7: Eigenschaften und Bezeichnung (a) der verwendeten Strahlmittel und (b) schematische Darstellung der Strahlwinkel.....	46
Abbildung 4.8: (a) Probengeometrie und (b) angepasstes Scherwerkzeug.....	48
Abbildung 4.9: Darstellung (a) des Abziehwerkzeugs und (b) des Prüfaufbaus beim Scherversuch.....	48
Abbildung 4.10: Darstellung des Kurzbiegeversuchs mit (a) Probe und Versuchsaufbau und (b) schematischer Schubspannungsverteilung über die Probendicke	50
Abbildung 4.11: Messrosetten für Bohrlochmethode [108], (a) zentrale und (b) seitliche Zentrierung.....	52
Abbildung 4.12: Mohr'scher Spannungskreis [112].....	53
Abbildung 4.13: Aufbau eines Faser-Bragg-Gitter Sensors, (a) schematische Darstellung und (b) Funktionsweise [83].....	54
Abbildung 4.14: Einbringen des FBG in den DP, (a) schematisch, (b) Fotoaufnahme und (c) Messtechnik zur Auswertung	55
Abbildung 4.15: Definition der Sandwich-Geometrie und des Koordinatensystems (b) in isometrischer Ansicht und (a) im Schnitt in der x-z-Ebene	55
Abbildung 4.16: (a) Simulierter Probekörper mit Lagerung, (b) simulierte Normal- und (c) Schubspannungen.....	56
Abbildung 5.1: DP-Oberflächen (a) vor und (b) nach der Behandlung mit H_3PO_4	57
Abbildung 5.2: Einfluss des Strahlwinkels und -mittels auf R_a	58
Abbildung 5.3: Erreichbare Scherfestigkeiten durch Auftragen von Haftvermittlersystemen auf den DP-Einleger	59
Abbildung 5.4: Erreichbare Scherfestigkeiten nach Laserbehandlung des DP-Einlegers.....	60

Abbildung 5.5: Erreichbare Scherfestigkeiten nach Strahlen des DP-Einlegers	60
Abbildung 5.6: Einfluss (a) des Strahlwinkels und des -mittels auf die Rauheit und (b) der Strahlbehandlung auf die Scherfestigkeit.....	61
Abbildung 5.7: Erreichbare Scherfestigkeiten durch (a) Vorwärmen des DP-Einlegers vor Umspritzung bei Aushärtung im Werkzeug und (b) Oberflächentemperatur des DP-Einlegers bei Abkühlung an Luft	62
Abbildung 5.8: Erreichbare Scherfestigkeiten durch Vorwärmen des DP-Einlegers vor Umspritzung bei Aushärtung nach dem Werkzeug	62
Abbildung 5.9: Gegenüberstellung der erreichbaren Scherfestigkeiten bei RT durch verschiedene Oberflächenbehandlungen.....	63
Abbildung 5.10: Einfluss verschiedener Umweltbedingungen auf die Adhäsion.....	63
Abbildung 5.11: Scherfestigkeit von OP-Proben (a) bei unterschiedlichen Prüftemperaturen und (b) nach Konditionierung mit und ohne Salzwasser bei 80°C	64
Abbildung 5.12: (a) Ermittelte kritische Kraft $F_{u,10\%}$ und (b) daraus abgeleitete Schubspannung in der Grenzfläche τ_{ILSS} und (c) entlastete Kurzbiegeprobe HA_3 nach Versagen.....	65
Abbildung 5.13: Tomographische Aufnahmen der Probe OP_240 in (a) Querschnittsansicht in der x-z-Ebene bei $y = 10$ mm sowie in (b) 3D-Darstellung.....	66
Abbildung 5.14: Mikroskopaufnahmen der Oberflächen der vorbehandelten Proben nach Scherversuch bei RT	67
Abbildung 5.15: Mikroskopaufnahmen der beschädigten Oberfläche einer GH40_75 Probe	67
Abbildung 5.16: REM-Aufnahme der Probe VW_240 (a) vor und (b) nach Prüfung	67
Abbildung 5.17: (a) Simulierter Probekörper mit Lagerung und aufgebrachter Kraft und (b) simulierte Schubspannungen.....	68
Abbildung 5.18: (a) Simulierter Schubspannungsverlauf bei $y = 10$ mm und $z = 4$ mm über die Grenzfläche bei der Beanspruchung von (a) VW_240 und (b) VW_160 und (c) Schubspannungen auf der Grenzfläche in der x-y-Ebene bei $z = 4$ mm und der Beanspruchung von VW_240	69
Abbildung 6.1: Rechnerisch ermittelte Normalspannungen des Sandwiches (a) parallel und (b) senkrecht zur Faserrichtung	73
Abbildung 6.2: Sandwichmodell (a) mit Grenzschicht und (b) isotrope Materialeigenschaften der Grenzschicht	74

Abbildung 6.3: (a) Probengeometrie mit Position der Bohrungen und (b) Aufnahme der Probe mit applizierter Messrosette	75
Abbildung 6.4: Hauptspannungsrichtung der Eigenspannung im TP	75
Abbildung 6.5: Auswertung der Bohrlochmethode für Position 1 (a) in und (b) quer zur Faserrichtung.....	76
Abbildung 6.6: Messung der Normalspannungen im DP-Einleger	77
Abbildung 6.7: Vergleich der rechnerisch und numerisch ermittelten Normalspannungen (a) in und (b) senkrecht zur Faserrichtung bei $x = 16,25$ mm und $y = 10$ mm	78
Abbildung 6.8: Normalspannungen entlang der Mittellinie in den jeweiligen Schichten des Sandwiches (a) parallel und (b) senkrecht zur Faserrichtung.....	79
Abbildung 6.9: Numerisch ermittelte Schubspannungen im Grenzflächenbereich des Hybridverbundes (a) in Faserrichtung und (b) senkrecht zur Faserrichtung	79
Abbildung 6.10: Konturplots der numerisch ermittelten Eigenspannungen für (a) $\sigma_{ESII,NUM}$ in der y-z-Ebene bei $x = 16,25$ mm und für (b) $\tau_{ESII,NUM}$ in der x-y-Ebene bei $z = 7$ mm.....	80
Abbildung 6.11: Ergebnisse der OSA-Messungen für den Tempervorgang	81
Abbildung 6.12: Scherfestigkeit von OP_240 in Abhängigkeit des Tempervorgangs	82
Abbildung 7.1: Vorderachse mit Stabilisatorsystem [123]	85
Abbildung 7.2: Hybride Koppelstange (a) als Zeichnung mit Koordinatensystem und (b) detaillierte Darstellung der Endgeometrie	86
Abbildung 7.3: Scherfestigkeit des Demonstratorbauteils	87
Abbildung 7.4: Lunker im TP des Demonstrators.....	88
Abbildung 7.5: Schematische Funktionsintegration am (a) Demonstrator zum Aufbau der Simulation mit Definition des Koordinatensystems und (b) Schubspannungen am Demonstratorbauteil durch äußere Kraft von 1,6 kN bei y und $z = 0$ mm entlang der x-Achse	89
Abbildung 7.6: Thermisch induzierte Schubeigenspannungen am Demonstratorbauteil an y und $z = 0$ mm entlang der x-Achse	90
Abbildung 7.7: Überlagerung der Belastung durch äußere Kräfte und Beanspruchung durch thermische Spannungen zur Schubspannung in MPa.....	91
Abbildung 8.1: Das 9R Framework nach KIRCHHERR et al. [125]	98

Abbildung 8.2: Möglichkeiten zur Verwertung von GFK-Abfall	99
--	----

IV Tabellenverzeichnis

Tabelle 2.1: Stand der Technik zu Festigkeiten in DP-TP-Hybriden.....	20
Tabelle 4.1: Materialeigenschaften des UD-GF verstärktem VE (DP).....	38
Tabelle 4.2: Materialeigenschaften des PA6.6 GF30 (TP).....	39
Tabelle 4.3: Eigenschaften und Bezeichnung der verwendeten chemischen Verfahren	45
Tabelle 4.4: Eigenschaften und Bezeichnung der Versuchslaser	46
Tabelle 4.5: Eigenschaften und Bezeichnung der thermischen Verfahren	47
Tabelle 4.6: Spritzgussparameter Probenherstellung	47
Tabelle 6.1: Berechnete Normalspannungen des Sandwiches parallel und senkrecht zur Faserrichtung in MPa.....	73
Tabelle 6.2: Vergleich der gemittelten Werte der Normalspannungen in MPa	78
Tabelle 6.3: Definition der Tempervorgänge.....	80
Tabelle 7.1: Versagen der verschiedenen Koppelstangen nach Zugprüfung	88
Tabelle 7.2: Vergleich unterschiedlicher Belastungsfälle durch äußere Kräfte und Beanspruchung durch thermische Spannungen der verschiedenen Simulationen	90
Tabelle 8.1: Bewertung der Verwertungsmöglichkeiten von GFK	99

1 Einleitung

In der Einleitung wird zunächst das übergeordnete Themengebiet dargestellt und die Motivation dazu aufgezeigt. Darauf basierend werden die Problemstellung und Zielsetzung abgeleitet, welche anschließend in dieser Arbeit diskutiert werden.

1.1 Motivation

Die Forderung nach Leichtbau bei gleichzeitig steigenden Anforderungen resultiert in der Notwendigkeit zur Weiterentwicklung bestehender Lösungen. Als einen zielführenden Ansatz haben sich Hybridstrukturen herausgestellt [1]. Hierbei werden artverschiedene Materialien miteinander verbunden [2], um einen anforderungsgerechten Materialeinsatz mit Minimierung des Bauteilgewichts bei Gewährleistung oder Steigerung von Bauteilfunktionalitäten zu erreichen [3]. Darüber hinaus kann eine gute Funktionsintegration erzielt werden, indem die Vorteile von unterschiedlichen Materialien kombiniert und die Nachteile weitestgehend kompensiert werden [4]. Zusätzliche Kosteneinsparpotenziale bietet der Aufbau von intrinsischen Hybridverbunden, bei welchen das Verbinden im Ur- oder Umformprozess geschieht, ohne dass ein zusätzlicher Fügeprozess nachgeschaltet wird [5, 6].

Im Stand der Technik sind Metall-Kunststoff-Hybridverbunde bereits verbreitet [7]. Um zusätzliche Leichtbaupotenziale auszuschöpfen, ist die Substitution von Metall durch endlosfaserverstärkte duroplastische Kunststoffe (GFK) ein Ansatz [8]. Endlosfaserverstärkter GFK eignet sich aufgrund seiner hohen spezifischen Formänderungsenergie und gleichzeitig hohen Festigkeit für lastpfadoptimierte Strukturbauteile [9]. Nachteilig ist, dass Lasteinleitungen zum einen nur aufwendig eingebracht werden können und zum anderen mit einer Schwächung der Struktur einhergehen. Wird die endlosfaserverstärkte duroplastische Trägerstruktur jedoch mit thermoplastischem Spritzgussmaterial zu einem Hybridbauteil kombiniert, können diese Nachteile weitestgehend kompensiert werden [10]. Die Kombination von GFK mit einem Thermoplast bringt zwei zentrale Herausforderungen mit sich.

Zum einen lassen sich polymere Werkstoffe allgemein deutlich schwieriger verkleben als Metalle [11]. Für den Sonderfall von intrinsischen Hybridverbunden verschärft sich diese Problematik weiter. Duroplast-Thermoplast-Hybride stellen eine besondere Herausforderung hinsichtlich der Adhäsion zwischen den Werkstoffen dar [12, 8, 13]. Die meisten Studien in diesem Bereich konzentrieren sich auf kohlenstofffaserverstärkte Verbundwerkstoffe. Weiterhin liegt kein Konsens zwischen diesen Studien vor, da die berichteten Werte trotz ähnlicher Vorbehandlungstechnologien variieren. Darüber hinaus werden Nennspannungswerte berichtet, die aus Scherversuchen nach unterschiedlichen Normen abgeleitet werden. Diese Ergebnisse berücksichtigen jedoch keine Randeffekte und eignen sich daher nur für qualitative Vergleiche von Materialkombinationen oder Technologien und sind für die Auslegung von Leichtbaukomponenten nicht ausreichend.

Zum anderen kommt es dadurch, dass artverschiedene Werkstoffe in einem Hybridverbund kombiniert werden, zu Eigenspannungen, da ein Unterschied zwischen der Aushärtungs- bzw. Haftungstemperatur T_H und der Einsatztemperatur T_E vorliegt [1]. Die Verbindung zwischen den Materialien innerhalb des Hybridverbunds koppelt die Ausdehnung der einzelnen Komponenten während der Abkühlung. Trotz unterschiedlicher thermischer Ausdehnungskoeffizienten sind die Komponenten gezwungen, sich einer einheitlichen Länge anzupassen, was zur Entwicklung von Zugeigenspannungen in einer Komponente und Druckeigenspannungen in der anderen führt. An den Grenzflächen zwischen den Materialien entstehen Schubeigenspannungen. Diese können zu einem Bauteilverzug führen und reduzieren die Beanspruchbarkeit des Hybridverbunds [14]. Insbesondere die Grenzfläche des Hybridverbunds wird durch die Eigenspannungen beansprucht [15].

1.2 Problemstellung und Zielsetzung

Um der Forderung nach Leichtbau durch den Einsatz von Hybridverbunden gerecht zu werden, ist eine gezielte Auseinandersetzung mit den Herausforderungen hinsichtlich der Adhäsion und Eigenspannungen erforderlich. Dementsprechend werden die Entwicklungsschwerpunkte dieser Arbeit zunächst auf die Adhäsion und anschließend auf die implizierten thermischen Eigenspannungen gelegt (vgl. Abbildung 1.1).

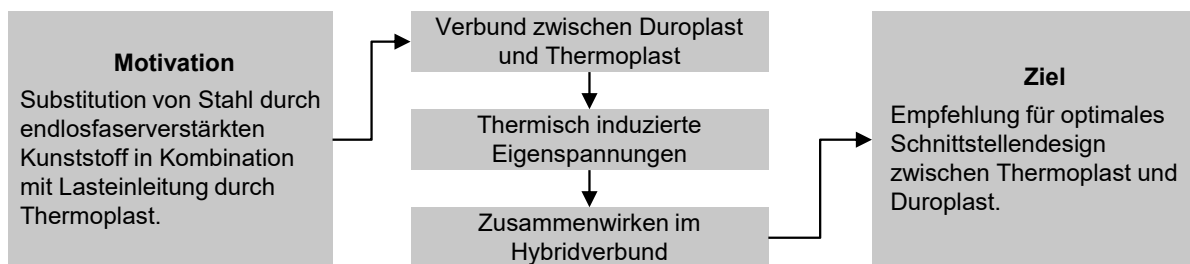


Abbildung 1.1: Schwerpunkte für die Forschungsarbeit

Insbesondere für hochbeanspruchte Bauteile ist der Einsatz einer Oberflächenbehandlung zur Adhäsionsverbesserung notwendig [16]. Grundsätzlich lassen sich diese in chemische, elektrische, energiereiche, mechanische sowie thermische Verfahren einteilen [17]. Für Duroplast-Thermoplast-Hybride werden im Stand der Technik bereits unterschiedliche Oberflächenbehandlungen vorgestellt. Auffällig ist hierbei, dass sich die Forschung hauptsächlich auf Duroplaste mit Kohlenstofffaserverstärkter Epoxid-Matrix konzentriert. Auch die Auswirkungen von Umwelteinflüssen wird kaum untersucht, wobei deutlich gezeigt wird, dass diese einen negativen Einfluss bewirken können [18]. Grundsätzlich gilt für Oberflächenbehandlungen, dass keine pauschale Empfehlung für unterschiedliche Materialkombinationen und Anforderungen gegeben werden kann. Dies ist abhängig von spezifischen Kriterien hinsichtlich Materialien und ihrer Herstellverfahren, Einsatzbereich des Verbunds, Prozessdauer, Kostenziel und Reproduzierbarkeit. Vielmehr muss vom Anwender eine möglichst passende Oberflächenbehandlung ausgewählt werden. Dafür muss jedoch eine entsprechende und eindeutige Handlungsempfehlung vorliegen, was derzeit nicht der Fall ist. Hinsichtlich der Grenzflächenhaftung

von Duroplast-Thermoplast-Hybriden durch Oberflächenvorbehandlung liegen daher noch Forschungsdefizite vor [19].

Für den Einsatz von Duroplast-Thermoplast-Hybriden ist eine anforderungsgerechte Optimierung der Adhäsion zwischen den Materialien erforderlich. Gleichzeitig wird angenommen, dass eine verbesserte Adhäsion mit einer starken Ausbildung von Eigenspannungen einhergeht. Für Metall-Kunststoff-Hybride wurde bereits nachgewiesen, dass insbesondere Schubbeanspruchungen nahe der Grenzschicht zwischen den Materialien einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften haben und bei der Auslegung berücksichtigt werden sollten [4]. Hinsichtlich Duroplast-Thermoplast-Hybriden werden Eigenspannungen bisher weder abgeschätzt noch berücksichtigt [2].

Im Rahmen der Festigkeitsanalyse des faserverstärkten Duroplast-Thermoplast-Hybrids werden die folgenden Schritte durchgeführt: Zunächst werden (1) geeignete Probekörper für ein spezifisches Haftprüfverfahren und den Aufbau erheblicher Eigenspannungen entworfen. Anschließend wird (2) die Scherfestigkeit der Probekörper nach verschiedenen Oberflächenbehandlungen geprüft. Auf Grundlage der Ergebnisse erfolgt (3) eine Optimierung zur Verbesserung der Haftung. Im darauffolgenden Schritt werden (4) Messungen der Eigenspannungen durchgeführt, welche durch (5) rechnerische und (6) simulative Methoden weiter validiert werden. Diese Ergebnisse werden (7) den Ergebnissen der Adhäsionsstudie gegenübergestellt, gefolgt von (8) Untersuchungen zur Beeinflussung der Eigenspannungen. Ziel ist die anforderungsgerechte Auslegung der Grenzfläche eines Duroplast-Thermoplast-Hybrids unter Berücksichtigung herstellungsbedingt implizierter Eigenspannungen. Hinsichtlich der Adhäsionsverbesserung sollen bestehende Verfahren und Wirkmechanismen analysiert und überprüft werden.

1.3 Aufbau der Arbeit

Der Aufbau orientiert sich an den Phasen der angewandten Forschung in Anlehnung an UL- RICH [20]: In Kapitel zwei wird zunächst der Stand der Technik vorgestellt. Dabei wird auf intrinsische Hybridverbunde eingegangen. Da der vorliegende Hybridverbund im Spritzgussverfahren aufgebaut wird, werden anschließend haftungsrelevante Aspekte beim Umspritzen erläutert und bestehende Ansätze zur Adhäsionsverbesserung aufgezeigt. Anschließend werden Eigenspannungen definiert, beschrieben wie diese berechnet und gemessen werden können und auf vorangegangene Arbeiten eingegangen. Weiterhin werden Möglichkeiten vorgestellt Eigenspannungen in Hybridverbunden abzubauen. Abschließend erfolgt eine zusammenfassende Bewertung des aktuellen Kenntnisstandes. In Kapitel drei werden basierend auf der Problemstellung und Zielsetzung und dem Stand der Technik Hypothesen aufgestellt und die Vorgehensweise erläutert. Im vierten Kapitel werden die Materialien des Hybridverbunds, seine Herstellprozesse und die verwendeten Mess- und Prüfmethoden vorgestellt. Weiterhin wird die Probengeometrie definiert. In den Kapiteln fünf und sechs werden die Ergebnisse der Analyse der Festigkeit im Grenzschichtbereich und der Eigenspannungen im Hybridverbund

vorge stellt. Im siebten Kapitel werden die Erkenntnisse auf ein Demonstratorbauteil übertragen. In Kapitel acht werden die zentralen Ergebnisse zusammengefasst und ein Ausblick gegeben.

2 Grundlagen und Stand der Technik

In diesem Kapitel werden die Grundlagen und der Stand der Technik dargestellt. Dafür werden zunächst intrinsische Hybridverbunde definiert und beschrieben. Anschließend wird auf haftungsrelevante Aspekte beim Umspritzen von Duroplast-Thermoplast-Hybriden eingegangen. Danach werden Eigenspannungen im Hybridverbund erläutert. Abschließend folgt die zusammenfassende Bewertung des Forschungsstandes, um Theoriedefizite und den Handlungsbedarf aufzuzeigen.

2.1 Intrinsische Hybridverbunde

Die Forderung nach Leichtbau bei gleichzeitig steigenden Anforderungen resultiert in der Notwendigkeit zur Weiterentwicklung bestehender Lösungen. Als zielführend haben sich Hybridverbunde gezeigt [1]. Hybridverbunde sind unlösliche Verbindungen mehrerer artverschiedener Materialien, welche dem endgültigen Verbund spezifische Eigenschaften verleihen [2]. Weiterhin sind sie dadurch gekennzeichnet, dass keine Fügeelemente zwischen den Materialien notwendig sind. Sie werden dem Bereich der Werkstoffverbunde – Werkstoffpaarungen unterschiedlicher Materialien, die makroskopisch heterogen sind – zugeordnet [21]. Bei intrinsischen Hybridverbunden erfolgt das Verbinden im Ur- oder Umformprozess, ohne dass ein zusätzlicher Fügeprozess nachgeschaltet wird [5, 6]. Aufgrund ihrer Eigenschaften eignen sich insbesondere Thermoplaste zum Aufbau solcher Verbunde. Hier kann zwischen zwei Prozessrouten unterschieden werden. Zum einen die Umspritzung eines Einlegers. Diese wird nach DIN 8580 und DIN 8593 dem Direktfügen durch Urformen verortet (vgl. Abbildung 2.1). Zum anderen das thermische Direktfügen, bei welchem der Thermoplast selbst als Klebstoff funktioniert [22].

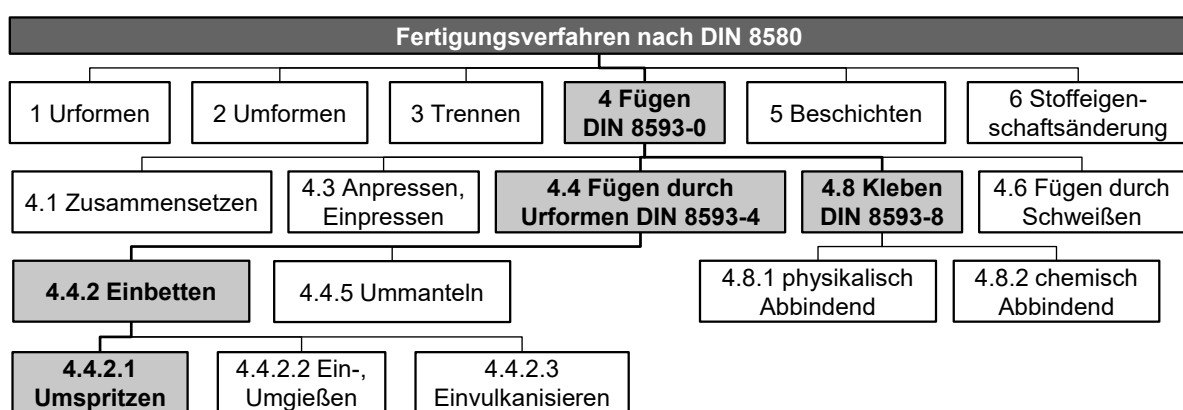


Abbildung 2.1: Verortung urformendes Direktfügen nach DIN 8583-4 [23–26]

In der Industrie zeigen sich aktuell zwei Handlungsfelder: Es wird versucht, die Steifigkeiten der Stahl-Kunststoff-Hybride zu erhöhen, damit diese auch bei höheren Lasten eingesetzt werden können. Darüber hinaus werden alternative Kunststoff-Kunststoff-Hybride untersucht. Fokus dieser Arbeit sind alternative Kunststoff-Kunststoff-Hybride, indem duroplastische Einleger

mit einem thermoplastischen Kunststoff umspritzt werden. Die Proben werden im In-Mold-Assembly-Verfahren (IMA) hergestellt – hier werden auf ein Einlegeteil im Spritzgussverfahren Funktionselemente aus Kunststoff auf- bzw. angespritzt [27]. Für metallische Einleger ist die Outserttechnik Stand der Technik [28, 2]. Die Umspritzung ausgehärteter Duroplaststrukturen ist weniger verbreitet [8, 29]. Dennoch ist das Umspritzen eine vielversprechende Alternative für den Zusammenbau ungleicher Polymerwerkstoffe [29].

Insbesondere bei Duroplast-Thermoplast-Hybriden ohne zusätzliche Zwischenschicht wird das Versagen im Grenzschichtbereich prognostiziert [8, 19]. Es zeigt sich, dass insbesondere Prüfverfahren zur Ermittlung der Scherfestigkeit geeignet sind und auf den vorliegenden Anwendungsfall übertragen werden müssen. Bisherige Forschungen konzentrieren sich auf die Anwendung von Hybridverbunden bzw. -laminaten in Strukturbauteilen. Für den Einsatz in hoch beanspruchten Bauteilen liegen nach dem aktuellen Stand der Technik kaum Kenntnisse vor [4].

2.2 Haftungsrelevante Aspekte beim Umspritzen

Die Kraftübertragung zwischen den Werkstoffen ist für die mechanische Beanspruchbarkeit des Hybridverbunds von zentraler Bedeutung. Durch Haftung wird diese effektiver realisiert als durch einen Formschluss [30]. Insbesondere bei zyklischen Belastungen spielt dies eine wichtige Rolle.

Die Scherfestigkeit σ_H (vgl. Formel 2.1) zweier Werkstoffe im Hybridverbund wird durch die innere Kraft F_i bezogen auf die wahre Oberfläche A_W bestimmt und ist durch Adhäsionskräfte untereinander bedingt [31]. Bei der Adhäsion wird grundlegend zwischen formschlüssiger/mechanischer und spezifischer Adhäsion unterschieden (vgl. Abbildung 2.2). Des Weiteren ist noch die Autohäsion aufgeführt, welche jedoch lediglich bei gleichartigen kautschukelastischen Kunststoffen auftritt und daher vernachlässigt werden kann [17]. Mechanische Adhäsion tritt aufgrund von Verklammerungen in Poren oder Rauigkeiten auf. Spezifische Adhäsion beruht auf zwischenmolekularen Nebenvalenzkräften [32]. Zur Bewertung der Haftung wird jedoch nicht die Scherfestigkeit, sondern die Verbundfestigkeit σ_V (2.2) genutzt. Dies ist darin begründet, dass sich die Scherfestigkeit σ_H auf die innere Kraft und wahre Oberfläche bezieht, welche experimentell nicht zugänglich sind. Die Verbundfestigkeit σ_V hingegen errechnet sich durch die gemessene Bruchkraft F_B bezogen auf die geometrische Fügefläche A_F [33].

$$\sigma_H = \frac{F_i}{A_W} \quad (2.1)$$

$$\sigma_V = \frac{F_B}{A_F} \quad (2.2)$$

σ_H	Scherfestigkeit [MPa]
F_i	Innere Kraft [N]
A_W	Wahre Oberfläche [mm ²]
σ_V	Verbundfestigkeit [MPa]
F_B	Gemessene Bruchkraft [N]
A_F	Geometrische Fügefläche [mm ²]

Die vorliegenden Adhäsionstheorien beziehen sich auf stoffschlüssige Klebstoffverbindungen (vgl. Abbildung 2.2). Thermoplaste werden in diesem Kontext als physikalisch abbildende Schmelzklebstoffe angesehen. Aus diesem Grund werden die Adhäsionstheorien auf die IMA mittels Direktfügen im Spritzgießprozess übertragen [13]. Im Folgenden wird auf die mechanische und spezifische Adhäsion eingegangen. Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Hybridverbund aus Duroplast (DP) und Thermoplast (TP) hergestellt. Als TP wird Polyamid 6.6 (PA6.6) und als DP eine Vinylestermatrix eingesetzt. Entsprechend wird der Fokus auf diese Materialien gelegt.

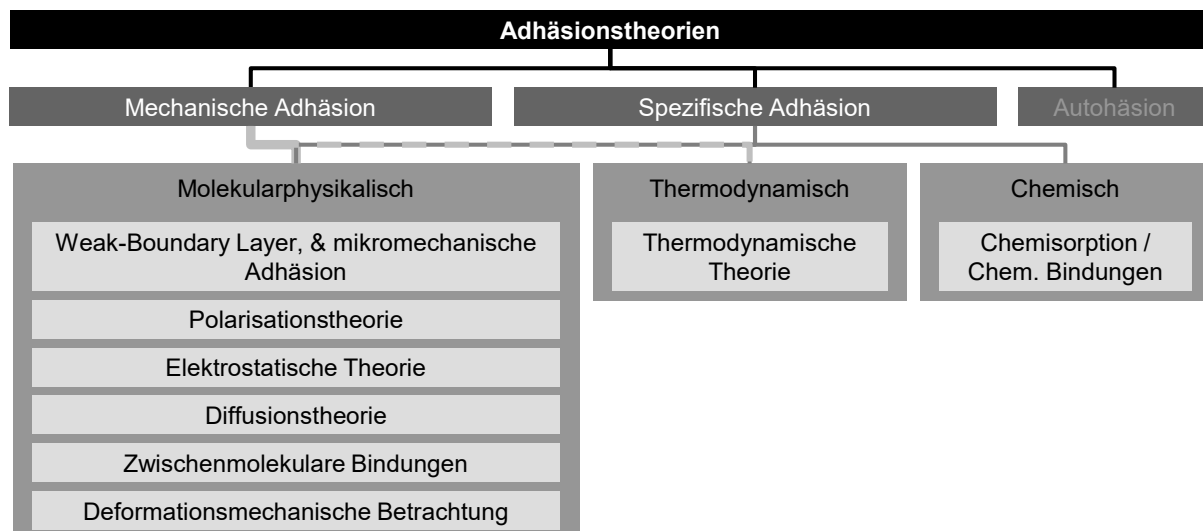


Abbildung 2.2: Adhäsionstheorien [17, 11]

Mechanische Adhäsion beschreibt das Eindringen des aufgetragenen Verbundpartners in Mikrooberflächenrauigkeiten (Risse, Poren) des Trägermaterials und wirkt als formschlüssige Verbindung [30]. Sie wird durch physikalische und thermodynamische Adhäsionstheorien beschrieben. Hinsichtlich des mechanischen Formschlusses kann zwischen drei Skalenebenen unterschieden werden (vgl. Abbildung 2.3).

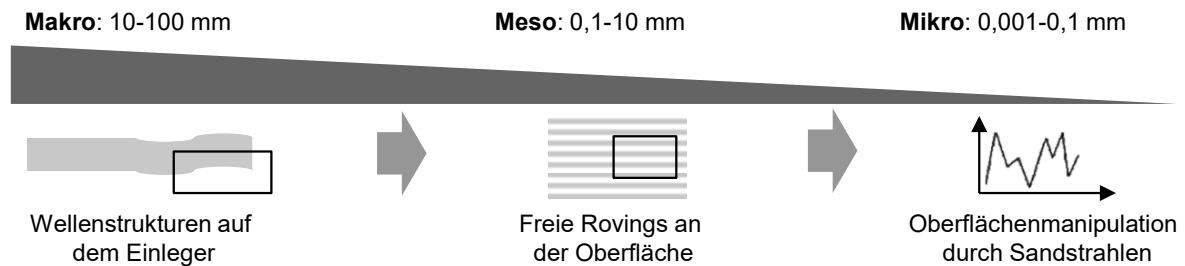
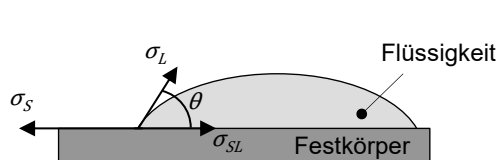


Abbildung 2.3: Skalenebenen der mechanischen Adhäsion [34]

Spezifische Adhäsion wird durch chemische, physikalische und thermodynamische Adhäsionstheorien beschrieben. Im Folgenden wird auf die Theorien eingegangen und Bezug auf einen DP-TP-Hybrid genommen.

Nach der **thermodynamischen Theorie** hängt die Benetzung der Oberfläche von den Oberflächenenergien der Verbundpartner ab [17]. Hiernach benetzt eine Flüssigkeit einen Festkörper gut, wenn ihre Oberflächenspannung kleiner oder gleich der Oberflächenenergie des Festkörpers ist [35]. Die Oberflächenspannung ist hierbei ein Maß, wie viel Arbeit geleistet werden muss, um ein Molekül an die Oberfläche einer Flüssigkeit zu bringen ($\triangleq$ geleistete Arbeit pro gebildete Fläche = Grenzflächenenergie). Bei einem Festkörper wird von Oberflächenenergie gesprochen [17]. Der Zusammenhang wird durch die YOUNG'sche-Gleichung (2.3) beschrieben, welche unter der Annahme homogener und glatter Oberflächen gilt:



$$\cos \theta = \frac{\sigma_S - \sigma_{SL}}{\sigma_L} \quad (2.3)$$

$$\sigma_C = \sigma_S - \sigma_{SL} \quad (2.4)$$

- σ_S : Oberflächenenergie der Flüssigkeit [N/m]
- σ_{SL} : Oberflächenenergie der Kunststoffoberfläche [N/m]
- σ_L : Energie der Grenzfläche [N/m]
- σ_C : Kritische Oberflächenenergie [N/m]
- θ : Randwinkel [°]

Abbildung 2.4: YOUNG'sche-Gleichung [36]

Eine Herausforderung bei Kunststoffhybriden ist die geringe Oberflächenenergie von Kunststoffen und somit nach der thermodynamischen Theorie eine schlechte Benetzbarkeit. Die Oberflächenenergie von PA6.6 beträgt bei Raumtemperatur ca. 40 – 50 mN/m, von einer Epoxid- oder Vinylester-Matrix 30 – 40 mN/m [17, 37]. Im schmelzflüssigen Zustand weisen Thermoplaste eine geringere Oberflächenspannung auf als im festen Zustand. Für PA6.6 sind hierzu bislang keine Werte dokumentiert. Für Polyethylenterephthalat (PPT) verringert sich die Oberflächenenergie von ca. 34 mN/m auf 30 mN/m [37]. Ohne weitere Vorbehandlung der Verbundpartner ist eine gute Benetzung daher nicht gegeben.

Hinsichtlich der **chemischen Bindungen** wird im Wesentlichen zwischen fünf Bindungsarten unterschieden: Kovalente-, Ionen-, Metall-, Wasserstoffbrücken- und Van-der-Waals-Bindungen. Diese werden unterteilt in primäre Bindungen (chemische Bindungen) und sekundäre Bindungen (zwischenmolekulare Bindungen), vgl. Abbildung 2.5. Kovalente, Ionen- und Metallbindungen zählen zur Gruppe der primären Bindungen, Wasserstoffbrücken- und Van-der-Waals-Bindung zur Gruppe der sekundären Bindungen. Bei Kunststoffen werden die Eigenschaften durch die kovalente Bindung und zwischenmolekulare Bindungen bestimmt [17]. Im Folgenden wird zunächst auf die kovalente Bindung eingegangen.

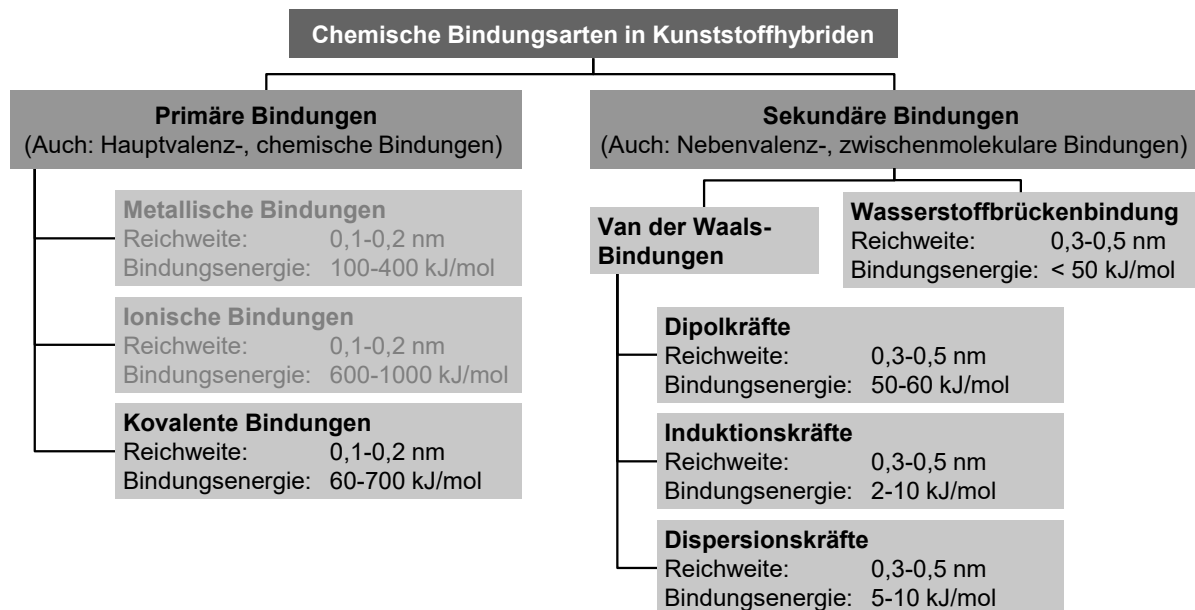
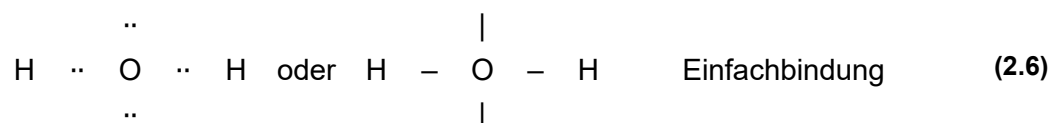
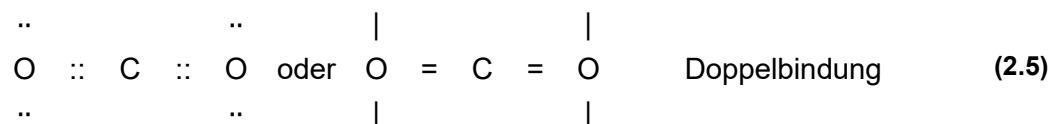


Abbildung 2.5: Chemische Bindungen in Kunststoffhybriden [17]

Kovalente Bindungen entstehen durch die Zusammenführung der Elektronen der einzelnen Atome. Der zugrunde liegende Mechanismus ist eine Austauschwechselwirkung von Valenzelektronen der Verbundpartner. Dabei wird ein Elektronenpaar vermittelt, das beiden verbundenen Atomen gemeinsam angehört. Mehrfachbindungen werden durch mehrere gemeinsame Elektronenpaare gebildet. Als Symbol der homöopolaren Bindung werden der Valenzstrich oder die Punktschreibweise verwendet [17, 38]:



Im Folgenden wird auf den chemischen Aufbau der jeweiligen Materialien eingegangen. Dazu heißt es in [38]: „Polyamide sind stickstoffhaltige Thermoplaste, deren Grundbausteine (CH_2)

durch Amidgruppen miteinander verknüpft sind“. Es baut sich aus wiederkehrenden Amidgruppen (-CONH-) in seiner Molekülstruktur auf [38]. Die chemische Struktur von PA6.6 kann Abbildung 2.6 entnommen werden. Hierbei ist $-(CH_2)_6-$ die Hexamethylendiamin-Gruppen und $-(CO)-(CH_2)_4-(CO)-$ die Adipinsäure-Gruppen. Diese Gruppen wechseln sich im Aufbau ab und bilden die wiederkehrende Struktur des PA6.6 (vgl. Abbildung 2.6). Vinylester (VE) ist ein polymerer Kunststoff, welcher durch die Reaktion von Epoxidharz und Acryl- oder Methacrylsäure entsteht. In der Molekülstruktur sind Estergruppen (-COO-) enthalten. Entsprechend den zwei kommerziellen Epoxid-Typen, Bisphenol A und Novolak, gibt es Bisphenol A-Epoxid-VE- und Novolak-Epoxid-VE-Harze. In dieser Arbeit wird ein Bisphenol-A-Epoxid-VE verwendet. Die chemischen Strukturen können Abbildung 2.6 entnommen werden [39]. Obwohl PA6.6 und VE polymerbasiert sind, haben sie unterschiedliche chemische Strukturen und reagieren nicht miteinander, um eine kovalente Bindung einzugehen.

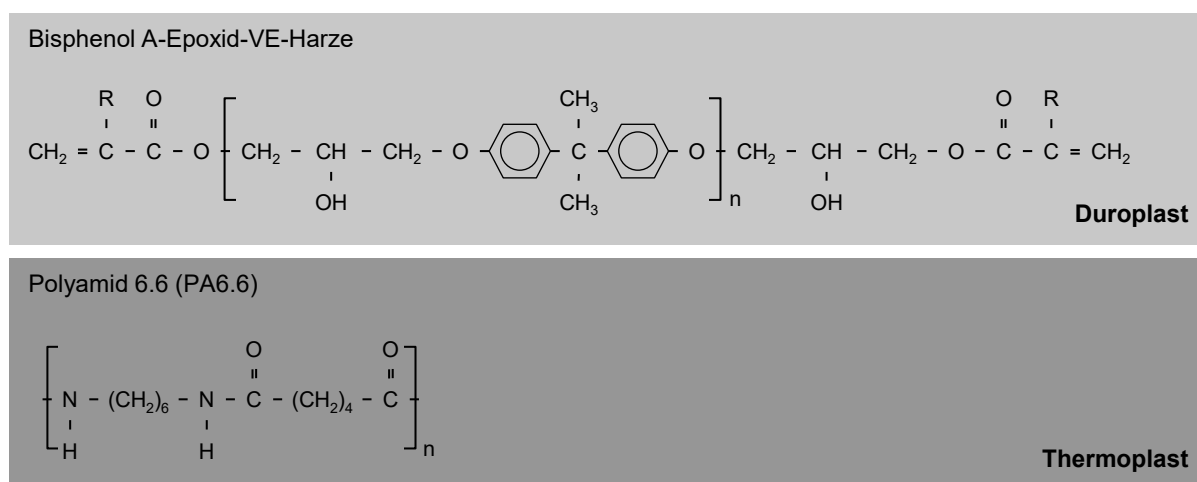


Abbildung 2.6: Chemische Struktur der verwendeten Kunststoffe [17, 17, 39]

Chemisorption ist eine weitere Art von chemischen Bindungen. Hierbei werden Moleküle oder Atome auf einer Oberfläche durch chemische Wechselwirkungen adsorbiert. Durch Ausbildung chemischer Bindungskräfte kommt es zu Bindungsenergien von ca. $50 - 500 \text{ kJ/mol}$. Bei der chemischen Adsorption handelt es sich um einen irreversiblen Prozess [17]. Für den vorliegenden Anwendungsfall wird jedoch davon ausgegangen, dass keine Chemisorption stattfinden kann, da der DP bereits vollständig vernetzt ist und kaum noch reaktive Gruppen besitzt.

Neben den primären Bindungen sind die sekundären Bindungen, auch **zwischenmolekulare Bindungen**, für die Eigenschaften von Kunststoffhybriden von großer Bedeutung (vgl. Abbildung 2.5). Hierunter fallen die Wasserstoffbrücken- und Van-der-Waals-Bindung. Die zwischenmolekularen Bindekräfte sind stark temperatur- und abstandsabhängig und in der Regel kleiner als 12 kJ/mol [38]. **Van-der-Waals-Bindungen** beruhen auf Anziehungs- und Abstoßungskräften zwischen ungesättigten Molekülen und werden durch Dipol-, Induktions- und Dispersionskräfte hervorgerufen [17]. Dipolkräfte entstehen durch eine Dipol-Dipol-Wechselwirkung. Ein Dipol ist dabei ein Molekül mit elektronisch geladenen Polen. Zwischen einzelnen

Dipolen wirken Kräfte, wobei der positiv geladene stets den negativen Pol des Nachbarmoleküls anzieht [17]. Von Induktionskräften wird gesprochen, wenn einem dipollosen Molekül ein Dipol induziert wird [17]. Die Höhe sowohl der Dipol- als auch der Induktionskräfte kann mit Hilfe des Dipolmoments bestimmt werden. Aufgrund der geringen Reichweite der Dipolkräfte von $0,1\text{ nm}$ ist eine gute Benetzung essenziell [17]. Dispersionskräfte haben die geringste Bindungsenergie und treten bei dipollosen Molekülen auf. Sie entstehen durch Elektronenbewegungen in den Molekülen, durch welche sich fluktuierende Dipole bilden [17]. Die vorliegenden Materialien können wie folgt bewertet werden: PA6.6 ist aufgrund seiner Amidgruppen (-NHCO-) moderat stark polar. Die Polarität von Estergruppen (-COO-) ist geringer, weshalb VE-Harze eine vergleichsweise geringere Polarität aufweisen. Die Verstärkungsfasern (GF) sind schwach polar. Hinsichtlich der Van-der-Waals-Bindungen liegen daher hauptsächlich Dipolkräfte vor.

Bei **Wasserstoffbrückenbindungen** handelt es sich um eine Wechselwirkung zwischen einem Protonendonator (A-H Gruppe) und einem Protonenakzeptor (B Gruppe), welche meist auftritt, wenn ein Wasserstoffatom mit besonders elektronegativen und kleinen Atomen verbunden ist (NH- oder OH-Gruppen). Dass die Wasserstoffbrückenbindungen stärker als die Dipolkräfte sind, liegt an den kleinen Wasserstoffatomen, welche eine optimale Annäherung der Dipole ermöglichen. Damit sich Wasserstoffbrücken an der Fügeteiloberfläche ausbilden, müssen diese bspw. durch Oxidation Sauerstoffatome enthalten [17]. In der Regel gehen Polyamide jedoch keine ausgeprägten Wasserstoffbrückenbindungen ein, da ihre Molekülstrukturen oft nicht die notwendigen funktionellen Gruppen dafür aufweisen.

Die **Polarisationstheorie** beruht auf der Kraftwirkung der den Atomen/Molekülen zuzuordnenden Dipole. Der Grundgedanke dieser Theorie ist, dass die Polarität einen wesentlichen Einfluss auf die Adhäsion besitzt [17]. Die elektrischen Polaritäten sind auf Nebenvaleanzbindungen zurückzuführen (vgl. chemische Bindungen) [13]. Durch Prozesse zur Oberflächenaktivierung kann die Polarität der Verbundpartner beeinflusst werden. Sowohl PA6.6 als auch Vinylester haben eine polare Natur. Beim PA6.6 wird diese durch die Amidbindungen erzeugt, beim Vinylester hingegen durch Esterbindungen. Dennoch sind diese Polaritäten gering, was die Ausbildung von Haftungskräften erschwert [11].

Die **elektrostatistische Theorie** basiert auf elektrischen Ladungen an der Oberfläche von Materialien. Hierbei werden nicht die Ladungen der Atome oder Moleküle betrachtet, sondern die der Oberflächen [17]. Da die Materialien des Hybridverbunds jedoch nur gering polar sind, wird davon ausgegangen, dass auch dieser Effekt nur gering ist.

Die **Diffusionstheorie** bezieht sich auf die Diffusion zwischen den Materialien des Verbunds, insbesondere in der Grenzfläche. Dafür wandern Moleküle des einen Materials in das benachbarte [17]. Speziell bei Kunststoffen kann dies auftreten, sodass diese Theorie für den Anwendungsfall relevant ist.

Mit Hilfe der **deformationsmechanischen Betrachtung** werden Effekte durch Verformungen im Grenzschichtbereich beschrieben. Dadurch tritt eine mechanische Adhäsion auf. Hierbei spielen elastische und plastische Eigenschaften der Verbundpartner eine Rolle [17]. Im vorliegenden Hybridverbund soll jedoch eben dieses Phänomen vermieden werden und er wird entsprechend ausgelegt.

Nach der Theorie des **Weak-Boundary Layer** bildet sich bei der Verbindung von zwei Materialien eine Grenzschicht mit verringerten Festigkeitseigenschaften, wobei die Ursache hierfür unterschiedlich begründet sein kann [17]. Auch bei dem vorliegenden Hybridverbund ist mit einem Weak-Boundary-Layer zu rechnen.

2.2.1 Oberflächenbehandlungen zur Adhäsionsverbesserung

Bei hochbeanspruchten Bauteilen fällt die unzureichende Adhäsion von unbehandelten Oberflächen besonders auf [16]. Dementsprechend müssen eine bzw. mehrere Oberflächenbehandlungen vorgesehen werden. Grundsätzlich lassen sich diese in chemische, elektrische, energiereiche, mechanische sowie thermische Verfahren einteilen (vgl. Abbildung 2.7).

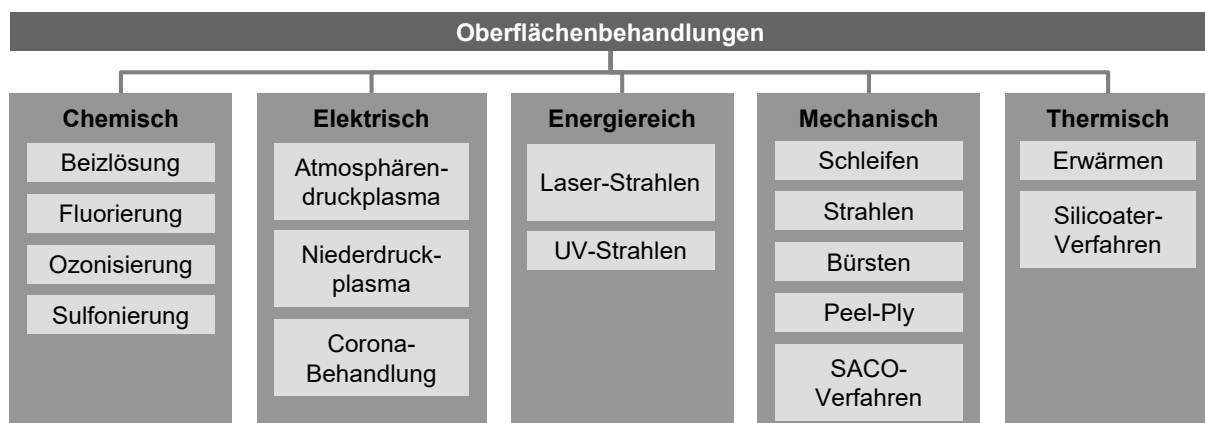


Abbildung 2.7: Mögliche Oberflächenbehandlungen zur Adhäsionsverbesserung [17, 40]

Die jeweiligen Verfahren zielen darauf ab, die mechanische und/oder die spezifische Adhäsion zu verbessern.

Hierfür wird die chemische und physikalische Struktur oder die Oberflächentopologie des Substrats gezielt modifiziert [40]. Es eignen sich jedoch nicht alle Behandlungen für jeden Anwendungsfall, sodass auf Basis spezifischer Kriterien ein best-fit gefunden werden muss. Diese beziehen sich hauptsächlich auf Materialien und ihre Herstellverfahren, Einsatzbereich des Verbunds, Prozessdauer, Kostenziel und Reproduzierbarkeit.

Chemische Verfahren wirken verschieden auf die Oberfläche ein. Sie können Reinigungseffekte hervorrufen, die oberste Matrixschicht angreifen oder zu einer Oberflächenaktivierung

führen. Des Weiteren können Primer/Haftvermittler zum Einsatz kommen, welche eine chemische Brücke zwischen den Fügepartnern bilden. Ein Vorteil gegenüber den mechanischen Verfahren ist, dass eine Schädigung durch Mikrorisse ausbleibt [17].

Bei **elektrischen, energiereichen und thermischen Verfahren** können Oberflächenspannung oder Polarität beeinflusst werden [41]. Insbesondere Plasmabehandlungen finden in der Industrie bereits Anwendung, aber auch Laser-Strahl-Behandlungen sind immer weiter verbreitet. Durch die Plasmabehandlung wird insbesondere die Erzeugung und Steigerung der Anteile polarer, reaktiver Oberflächengruppen verfolgt. Mittels Laser-Strahlen soll zum einen die Oberfläche gereinigt werden, zum anderen kann auch die oberste Matrixschicht abgetragen und somit die oberste Faserlage freigelegt werden [17]. Zwar wird die Oberfläche hier auch in ihrer Reaktivität gesteigert, dieser Effekt ist allerdings vergleichsweise gering.

Durch **thermische Verfahren** wird die Oberfläche chemisch und physikalisch modifiziert, indem das Substrat kurzzeitig stark erwärmt wird. Eine zusätzliche Beimischung von bspw. Silanen kann die Adhäsion weiter verbessern [17].

Mit **mechanischen Verfahren** wird das Ziel verfolgt die Oberfläche zu reinigen, zu vergrößern und ggf. zu strukturieren. Insbesondere die höhere wirksame Oberfläche wirkt sich positiv auf die Adhäsion aus [40]. Gleichzeitig geht mit dieser Vorbehandlung jedoch eine Beschädigung der Oberfläche einher. Diese kann einerseits zu einer Schwächung des Substrats führen. Andererseits kann es zu Luft- und Restpartikeleinschlüssen kommen, wodurch die zuvor erhöhte wirksame Oberfläche wieder reduziert wird [17]. Um die Restpartikeleinschlüsse bestmöglich zu vermeiden, muss das Substrat vor der Weiterverarbeitung gereinigt werden.

2.2.2 Fügeversagensarten und Bruchbilder

Ein Hybridverbund kann unterschiedliche Versagensbilder aufweisen. Im Fall der vorliegenden Arbeit wird in Anlehnung an DIN EN ISO 10365 zwischen folgenden Bruchbildern unterschieden (vgl. Abbildung 2.8).

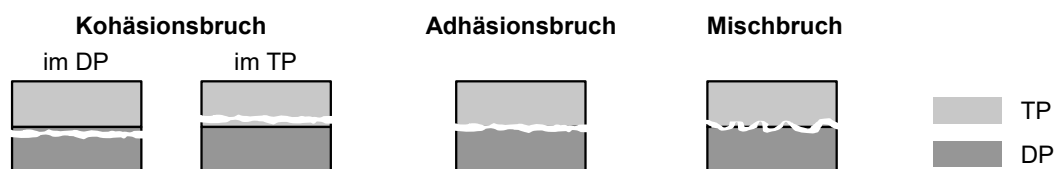


Abbildung 2.8: Mögliche Bruchbilder im Grenzschichtbereich des Hybridverbunds [42]

Bei einem kohäsiven Bruch tritt das Versagen in einem der Verbundpartner auf, wobei der Bruch außerhalb des Bereichs der Grenzschicht liegt. In diesem Fall ist die Verbundfestigkeit der Grenzschicht höher als die des versagenden Verbundpartners. Ein adhäsiver Bruch hingegen tritt lediglich in der Grenzschicht auf. In diesem Fall ist die Verbundfestigkeit der Grenzschicht geringer als die Festigkeit der Verbundpartner. Beim Mischbruch sind die Festigkeiten im Hybridverbund ähnlich, sodass der Bruch sowohl in den Verbundpartnern als auch in der

Grenzschicht auftritt. Zu einem korrosiven Bruch kann es nur in Kombination mit einer Alterung bzw. Korrosionseffekten kommen. Hierbei kommt es zu einer Ablösung an der Grenzfläche aufgrund von Korrosion [42].

2.2.3 Ansätze zur Adhäsionsverbesserung in Duro- und Thermoplast-Hybriden

Metall-Thermoplast-Verbunde (MTV) werden in der Wissenschaft schon seit einiger Zeit untersucht [2]. Eine der ersten Anwendungen dieser war 1996 das Front-End eines Audi A6, welches Stahlblech mit PA6 GF30 kombinierte [43]. Insbesondere die Forderung nach innovativen Leichtbaukonzepten treibt seither die Entwicklung an. Nachfolgend werden verschiedene Forschungsansätze zu MTV vorgestellt, die sich mit Vorbehandlungsverfahren befassen, welche potenziell auf DP-TP-Hybride übertragbar sind. Der Fokus dieser Betrachtung liegt auf der intrinsischen Herstellung im Spritzgussprozess. Anschließend wird ein Überblick über vorangegangene Untersuchungen zu DP-TP-Hybriden gegeben. Abschließend wird eine Übersicht zum Stand der Technik der erreichbaren Festigkeiten des Hybridverbunds gegeben.

GRUJICIC et al. [43] bewerten veröffentlichte Arbeiten im Bereich der direkten (klebstofffreien) Haftung zwischen Metall und spritzgegossenen TP bis zum Jahr 2008 mit dem Fokus auf tragende Strukturen im Automotiv-Bereich. Dabei werden die Ansätze im Wesentlichen in (1) mechanische Verzahnung von Polymer und Metall im Mikrobereich, (2) Vorbeschichtungen zur Verbesserung der Haftung und (3) chemische Modifikationen der spritzgegossenen TP zur Verbesserung der Polymer-Metall-Haftung kategorisiert. Hinsichtlich (1) zeigt sich die Vorwärmung des Metalleinlegers über die Kristallisationstemperatur des TP vor dem Spritzguss als zielführend. Dies bestätigt auch die Arbeit von ZHAO. Mit steigender Temperatur des Metalleinlegers verbessert sich die Haftung zwischen den Verbundpartnern [44]. Die Oberflächentemperatur sollte bei amorphen TP oberhalb der Erweichungs- und bei teilkristallinen TP oberhalb der Kristallisationstemperatur liegen [30]. Weitere Oberflächenbehandlungen wie Sandstrahlen oder chemische Ätz-/Eloxalbehandlung bedingen zusätzlich eine bessere Benetzung der Metalloberfläche und bewirken eine effektive mechanische Verzahnung. So können sie die Festigkeit des Verbunds weiter erhöhen. Von Vorbeschichtungen zur Verbesserung der Haftung (2) wird aus wirtschaftlicher Sicht Abstand genommen, da ein zusätzlicher Prozessschritt zur Beschichtung eingeführt werden muss. Hinsichtlich verbesserter Festigkeiten wird keine Aussage getroffen. Beim dritten Ansatz (3) werden chemische Modifikationen entweder an den polymerisierten TP oder an ihrem Monomerharz vorgenommen, um die direkte Haftung zwischen Polymer und Metall zu verbessern. In den identifizierten Arbeiten hierzu, werden erhebliche Einschränkungen des Spritzgussprozesses aufgezeigt, da es zu Adhäsion zwischen Werkzeug und TP kommt. Dieser Ansatz ist daher keine praktikable Technologie [43].

Ein weiterer Ansatz, um die mechanische Verzahnung im Mikrobereich zu verbessern ist die Laserbehandlung. AMEND et al. [12, 18, 45] untersuchen in ihren Arbeiten einen Ansatz zum thermischen Fügen mittels Laser von MTV aus Aluminium (EN AW-5182) und technischen TP (PC, PA6, PA6.6 GF30). Des Weiteren werden die Einflüsse einer Laserstrukturierung der

Metalloberfläche auf die Fügeverbindungen betrachtet. Die gefügten Proben werden durch Mikroskopie und Scherversuche charakterisiert. Zusätzlich werden Klimatests im Bereich von -40 bis $12\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt, um die Langzeitbeständigkeit der hybriden Fügeverbindungen zu analysieren. Es konnte nachgewiesen werden, dass eine Laserstrukturierung die Scherfestigkeiten verbessert, wobei Kraterstrukturen bessere Werte liefern als Gitterstrukturen. Hinsichtlich der TP-Materialien wurden die besten Werte mit PA6.6 GF30 erreicht, die etwa 25% höher liegen als bei PA6. Insgesamt konnten Scherfestigkeiten von bis zu $19,7\text{ MPa}$ erreicht werden. Nach den Klimatests nahm die Scherfestigkeit bei allen MTV ab und lag im Bereich von 10 MPa [18]. In einer weiterführenden Arbeit untersuchen AMEND et al. [45] den Verbund aus Edelstahl (1.4301) und TP (PA12). Im Gegensatz zur ersten Arbeit wird die Oberfläche des Edelstahls mittels Laserauftragsschweißen strukturiert. Anschließend werden die Materialien durch Laserschweißen gefügt. Hierbei wurden Scherfestigkeiten von bis zu 12 MPa erreicht [45]. LIPPKY et al. [46] haben die Auswirkung von Laserbehandlung an Stahloberflächen (DC01 & HX340 LAD Z100MB) in verschiedenen Intensitäten auf die Adhäsion zu PA6 GF50 untersucht. Die gemittelte Rautiefe wird von $R_z = 5,5\text{ }\mu\text{m}$ auf $R_z = 14,1 - 35,4\text{ }\mu\text{m}$ gesteigert. Anschließend werden die Materialien durch wärmegestütztes Pressfügen verbunden. Untersucht wird die Scherfestigkeit mit Berücksichtigung der Einflüsse von Oberflächenkontamination durch Öl, erhöhte Prüftemperaturen bis 200°C und Salzsprühnebelalterung. Höhere Rauheiten führen zu besserer Adhäsion mit bis zu 30 MPa . Eine Oberflächenkontamination durch Öl hat keinen Einfluss, da sie durch die Laservorbehandlung entfernt wird. Erhöhte Prüftemperaturen verschlechtern die Adhäsion, insbesondere bei höherem R_z . Eine Salzsprühnebelalterung zeigt kaum eine Verschlechterung der Scherfestigkeit [46]. Im Weiteren wird der Fokus auf DP-TP-Hybride gelegt.

NORTON et al. [47] haben den Einfluss der Kettenlänge und der Ppropfdichte von mit Carbon-säure modifiziertem Polystyrol (dPS-COOH) auf die Haftung im Grenzflächenbereich zu Bisphenol A-Epoxidharz untersucht. Mit der Ppropfdichte wird die Zahl an funktionellen Carboxylgruppen beschrieben, die pro Polymerketteneinheit auf das Polystyrol aufgepfropft sind und somit die chemische Reaktivität an der Grenzfläche bestimmen. Hierzu wurden auf sogenannte Bi-Stage-gehärteten Epoxidplatten Polystyrolfolien gelegt und bei 160°C für 20 h getempert, um den -COOH-Gruppen zu ermöglichen, an die Epoxidoberfläche zu diffundieren. Bei Bi-Stage Material handelt es sich um zweistufig aushärtende Harzsysteme, bei denen zunächst eine teilweise Vorhärtung (B-Stufe) und anschließend eine vollständige Endhärtung erfolgt. Mit dem asymmetrischen Doppelausleger-Bruchtest wurden anschließend die kritische Energiefreisetzungsrate und Bruchzähigkeit bestimmt. Es hat sich gezeigt, dass sowohl die Kettenlänge als auch die Ppropfdichte ein Optimum besitzen, bei dem die höchste Haftung erreicht wird [47].

Um die Vibrationsschweißtechnik mit thermoplastischen Klebstoffen auch im Bereich von duroplastischen Faserverbunden zu ermöglichen hat BEIß [48] in seiner Arbeit u.a. die Adhäsion zwischen einem gewebeverstärktem Epoxy und verschiedenen PA6 Schmelzklebstoffen untersucht. Fokus sind die Einflüsse zur Temperaturentstehung verschiedener Füllstoffe und der Thermoplastviskosität beim Vibrationsfügen. Bewertet werden diese über die erreichbare

Scherfestigkeit zwischen DP und TP. Beim Vibrationsfügen wirkt jedoch eine starke Scherbelastung in der Thermoplastschmelze, welche zu einer Scherverdünnung führt. Dies kann eine bessere Benetzung der Substratoberflächen bewirken und dadurch zu höheren ertragbaren Scherspannungen führen. Um dies abzuschätzen, werden zusätzliche Spritzversuche durchgeführt. Für diese Versuche werden die DP-Einleger mittels Abreißfolie ($R_z = 42 \mu\text{m}$) und Sandstrahlen ($R_z = 25 \mu\text{m}$) aufgeraut [48]. Weiterhin hat BEIß herausgefunden, dass beim Spritzguss eine Infiltration des Substrates wie beim Vibrationsfügen nicht möglich ist. Dies zeigt sich auch bei den erreichten Scherfestigkeiten. Beim Spritzguss lagen die maximalen Scherfestigkeiten sowohl bei Abreißfolie als auch beim Sandstrahlen bei ca. 6 MPa. Mit Vibrationsfügen hingegen wird eine Scherfestigkeit von ca. 30 MPa bei zuvor aufgerauter Substratoberfläche erreicht [48].

AMEND et al. [12] haben das Verbinden von duroplastischen Verbundwerkstoffen mit TP durch laserbasiertes Schmelzkleben untersucht. Der Hybridverbund besteht aus CF-verstärktem Epoxy und PC/ABS. Als TP wird einerseits PA6.6 und andererseits PA6.6 GF30 verwendet. Vor dem Fügeprozess wird der DP-Einleger mit Lasern behandelt. Dafür werden ein Nd:YAG-Laser mit 10 W und ein Nd:YVO4-Laser mit 4 W verwendet. Die besten Ergebnisse werden mit dem Nd:YAG-Laser beim EP-CF PA6.6 GF30 Verbund mit 12,5 MPa erreicht. Die Festigkeit bei PC/ABS liegt mit 5,8 MPa deutlich darunter [12].

RAWA & KUTTNER [49] haben stoffschlüssige Verbindungen zwischen faserverstärktem DP und TP durch eine chemische Koppelschicht untersucht. Hinsichtlich TP wird der Fokus auf Polyurethan (PU), Polyamid 12 (PA12) und Polypropylen (PP) gelegt. Als DP wird ein schnellhärtendes Harzsystem auf Epoxidbasis mit CF-Verstärkung eingesetzt. Zur Verbindung werden primäre und sekundäre Bindungen in Form kovalenter Bindungen, Van-der-Waals-Wechselwirkungen und Wasserstoffbrücken angestrebt. Weiterhin soll eine Verschlaufung der Makromoleküle auf molekularer Ebene erreicht werden (Diffusionstheorie). Erste Untersuchungen zeigen jedoch, dass die TP hinsichtlich ihrer Löslichkeit mit dem verwendeten Epoxidharzsystem nicht kompatibel sind. Dementsprechend wird eine Koppelschicht entwickelt, welche mit beiden Fügepartnern die Ausbildung sowohl primärer als auch sekundärer Bindungen ermöglicht. Die Kopplungsschicht kann sowohl beim Spritzguss, Heißpressen als auch Ultraschallschweißen eingesetzt werden. Werte hinsichtlich der erreichbaren Festigkeiten des Hybridverbunds werden nicht veröffentlicht [49].

Die Firma *Epsilon Composite* hat einen Ansatz zur Verbindung von DP-Hohlprofilen mit TP patentiert. Hierbei wird ein Formschluss zwischen den Materialien durch mechanische oder Laser-Bearbeitung erzeugt. Weder die Materialien noch die mechanischen Kennwerte des Hybridverbunds werden in dem Patent weiter aufgezeigt [50, 51].

KAZAN et al. [52] haben die Möglichkeit untersucht, ein unvernetztes carbonfaserverstärktes Epoxy-Prepreg mittels Spritzguss zu formen und anschließend im Werkzeug auszuhärten. Ein

Prepreg ist ein faserverstärkter Verbundhalbzeugwerkstoff, bei dem Fasern mit einer vorimprägnierten, aber noch nicht ausgehärteten Matrix umgeben sind. Hauptfokus ist jedoch der Herstellprozess und nicht die Haftung zwischen den Materialien [52].

KARAKAYA et. al. [29] haben einen DP-TP-Hybrid im 3-Punkt-Biege Versuch untersucht. Dazu haben sie duroplastisches CF-EP und GF-EP mit thermoplastischem PA6 umspritzt. Sie sind auf die folgenden drei Parameter eingegangen, um die Auswirkung auf die Adhäsion zu überprüfen: Kohlenstofffasern und Glasfasern für den Verbundwerkstoff, der Einfluss der Parameter des Überspritzungsprozesses, insbesondere der Werkzeugtemperatur und die Auswirkung der Oberflächenrauheit des Verbundwerkstoffs. Die Ergebnisse zeigen, dass eine mit Abreißgewebe behandelte Oberfläche die Scherfestigkeit deutlich verbessert. Eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur von 30 °C auf 80 °C verbessert zusätzlich die Haftung. Die Kohlefaserseite weist bei Verbundwerkstoffen mit Abreißgewebe eine höhere Rauheit auf als die Glasfaserseite und zeigt aufgrund ihrer Oberflächenchemie eine bessere Adhäsion [29].

In der zweiten Studie konzentrieren sich KARAKAYA et al. [53] auf die Verwendung von Schmelzklebstoffen als Zwischenschicht zwischen dem DP und dem TP. Schmelzklebstoffe haben den Vorteil, dass sie keinen Aushärtungsschritt brauchen und sich für eine schnellere Montage eignen. Der Fokus der Studie liegt auf den Auswirkungen des Schmelzklebstofftyps und der Klebstoffschichtdicke. Das Ziel ist Verbesserung der Grenzflächenhaftung zwischen dem kohlenstofffaserverstärkten Epoxidmatrix-Verbundwerkstoff und PA durch den Einsatz von Schmelzklebstoffen. Im Gegensatz zur ersten Studie werden Scherversuche durchgeführt. Es kann eine erhebliche Beeinflussung der Hafteigenschaften festgestellt werden. Die Schichtdicke stellt einen entscheidenden Aspekt der Haftung dar: eine dünnere Schichtdicke ist günstig für eine bessere Haftung. Die optimale Kombination ist ein thermoplastischer Polyurethan (TPU)-basierter Schmelzklebstoff mit niedriger Schichtdicke. Schmelzklebstoffe auf Copolyesterbasis hingegen weisen in den mechanischen Tests eine geringere oder gleichwertige Festigkeit im Vergleich zur Referenzprobe (kein Schmelzklebstoff) auf. Schmelzklebstoffe auf Polyolefinbasis (PO) eignen sich aufgrund ihrer spröden Struktur und ihrer Tendenz zum Verschmieren während des Überspritzens nicht [53].

BAUER et al. [8] haben DP-TP-Hybride aus endlosfaserverstärkten CF-EP-Einsatz aus TowPreg und PA6 GF30 untersucht. Fokus sind das Aufrauen der Oberfläche mit Sandpapier, eine Vorwärmung bis 100 °C und die Behandlung der DP mit Plasma. Das beste Ergebnis liefert die Vorbehandlung des DP-Verbundwerkstoffs mit Niederdruckplasma mit 14 MPa Scherfestigkeit. Jedoch liefert auch das Vorwärmen vielversprechende Ergebnisse [8]. Aus der Literatur für MTV ist bekannt, dass eine weitere Temperaturerhöhung des Substrats die Adhäsion deutlich verbessern kann. ZHAO [30] hat gezeigt, dass diese Erwärmung über die Kristallisationstemperatur T_K des verwendeten TP eine erhebliche Verbesserung bringt. Dies wurde bisher für DP-TP-Hybride nicht untersucht.

Basierend auf den Ergebnissen der ersten Studie, haben BAUER et al. [10] weitere Untersuchungen in dem Bereich Plasmabehandlung durchgeführt. Es wird das gleiche Material wie in

der ersten Studie verwendet (EP + CF und PA6 GF30). Als Plasmagase kommen Sauerstoff 2,8 (99,8 % O₂), Stickstoff 4,0 (99,99 % N₂), Argon 4,6 (99,996 % Ar) und Umgebungsluft (78,08 % N₂ + 20,95 % O₂) zum Einsatz. Alle Vorbehandlungen erreichen Werte zwischen 12,5 – 15,1 MPa. Es sind keine signifikanten Unterschiede zu erkennen [10].

DING et al. [19] haben die Auswirkungen von Oberflächen-Silanisierung, Plasma-Vorbehandlung und Laser-Ablation auf einen Hybridverbund aus PA6.6 GF15 und Epoxy CF mit UD-Faserausrichtung analysiert. Die Oberflächen-Silanisierung wird mit Hilfe eines Haftvermittlers durchgeführt, als Plasmagas kommt Umgebungsluft zum Einsatz mit einer Behandlungsdauer von 5 min. Für die Laser-Ablation wird ein CO₂-Laser mit einer Leistung von 2 Watt verwendet. Anschließend werden die Proben mittels Spritzguss hergestellt. Scherversuche zeigen die beste Festigkeit bei der Laser-Ablation mit $6,1 \pm 0,8$ MPa, Oberflächen-Silanisierung erreicht 1,2 MPa und die Plasma-Vorbehandlung 1,4 MPa [19]. In der Übersichtstabelle (vgl. Tabelle 2.1) werden Oberflächen-Silanisierung Si, Plasma-Vorbehandlung PI und Laser-Ablation La abgekürzt.

SCHMITT [13] hat in seiner Arbeit die Ergebnisse des Forschungsprojekts OPTO-Light zusammengefasst. Ziel ist die Umsetzung einer klebstofffreien Verbindung zwischen DP und TP für eine Großserienanwendung. Hinsichtlich Haftmechanismen werden Laser-Behandlungen und das Ausnutzen von Restreaktivitäten untersucht. Der Hybridverbund wird aus einem CF-verstärktem Epoxy-Prepreg und PA6 GF30 im Spritzgussprozess aufgebaut. Die Laser-Behandlungen werden an Scherproben und das Ausnutzen von Restreaktivitäten am Couponprüfkörper zur Kopfzugprüfung untersucht. Zur Vergleichbarkeit werden zu Beginn die Scherfestigkeiten weiterer Vorbehandlungsmethoden untersucht: Reinigen mit Isopropanol, Plasma-Behandlung, Schleifen und Korundstrahlen. Auffällig ist, dass bereits durch Reinigen mit Isopropanol eine Scherfestigkeit von 5,9 MPa erreicht wird. Die maximal erreichte Scherfestigkeit der Laser-Behandlung liegt bei 15,1 MPa und bei Ausnutzung von Restreaktivitäten bei 9,4 MPa [54–56, 13].

GÜNTHER [34] verfolgt das Ziel der Entwicklung einer hochfesten Verbindung zwischen CFK- und Metallbauteilen im Automotive-Bereich, unter der Prämisse einer großserientauglichen Fertigung. Hierbei wird eine thermoplastische Zwischenschicht verwendet. Entsprechend soll die Grenzfläche in einem CFK-TP-Hybrid mechanisch gestaltet werden. Fokus der Arbeit liegt auf der mechanischen Adhäsion durch mesoskalige Formschlussverbindungen (vgl. Kapitel 2.2). Für die Untersuchungen wird ein Epoxy-CF-Gewebe in Kombination mit PPA und PPA GF30 genutzt. Die Scherprüfkörper werden hergestellt, indem der TP mit entsprechender Mesostruktur gespritzt wird. Dieser wird anschließend in das CFK eingelegt, welches im Resin-Transfer-Molding-Verfahren (RTM) ausgehärtet wird. Die maximal erreichbare Scherfestigkeit liegt bei 7,9 MPa [34].

In einer weiteren Studie wird ein Ansatz mittels Co-Härtungstechnik in Verbindung mit Spritzguss untersucht. Dafür wird ein CF-EP Prepreg mit einer thermoplastischen Folie co-ausge-

härtet und anschließend mit PA6 überspritzt. Gegenstand der Untersuchung sind unterschiedliche TP-Folien und die Auswirkung einer Niederdruckplasmabehandlung der Folien auf die Adhäsion zwischen dem DP und dem angespritzten TP. Die besten Werte im Scherversuch werden mit einer PA6 Folie erreicht und betragen $14,9 \text{ MPa}$ [57].

Weiterhin wird der Einfluss der Einspritztemperatur, der Vorwärmtemperatur sowie der Einspritzgeschwindigkeit auf die Grenzflächenadhäsion untersucht. Die Ergebnisse zeigen, dass eine Erhöhung sowohl der Einspritz- als auch der Vorwärmtemperatur die Grenzflächenadhäsion positiv beeinflusst [58]. Eine weiterführende Studie befasst sich mit dem Potenzial maschineller Lernverfahren zur Unterstützung der Analyse der Grenzflächenadhäsion dieser Hybridverbunde [59].

Tabelle 2.1 gibt einen zusammenfassenden Überblick der Arbeiten hinsichtlich Untersuchungen der Adhäsionsverbesserung zwischen DP und TP. Auffällig ist, dass durch eine 3-Punkt-Biege-Prüfung deutlich höhere Festigkeiten gemessen werden.

	Quelle	Materialien	Mechanismus	Herstellung	Festigkeit	Prüfung
A	[47]	DP: EP Bisphenol A TP: (dPS-COOH)	Modifizierung des TP	Heißpressen	-	Asymmetrischer Doppelausleger-Bruchtest
B	[48]	DP: EP + GF GF-Gewebe TP: PA6GF30	Parameter Vibrationsfügen. Sandstrahlen, Abreißgewebe	Vibrationsfügen Spritzguss	30 MPa 6 MPa	Scherversuch
C	[12]	DP: EP + CF TP: PC/ABS; PA6.6; PA6.6 GF30	Laser-Behandlung	Laserbasiertes Heißpressen	6 MPa (PC/ABS) 12 MPa (PA6.6GF30)	Scherversuch
D	[49]	DP: EP + CF TP: PU, PA12, PP	Haftvermittler	Spritzguss, Heißpressen	16MPa	Scherversuch
E	[50]	DP: ND TP: ND	Formschluss	Spritzguss	k.A.	k.A.
F	[52]	DP: EP + CF TP: PP	Formschluss	Umformspritzen	k.A.	k.A.
G	[29]	DP: EP + CF / GF TP: PA6	Parameter Spritzguss, Abreißgewebe	Spritzguss	364 MPa (CF) 342 MPa (GF)	3-Punkt-Biege-Prüfung
H	[53]	DP: EP + CF TP: PA6	Schmelzklebstoff	Spritzguss	2 MPa	Scherversuch
I	[8]	DP: EP + CF TP: PA6 GF30	Sandpapier, Vorwärmen, Plasma-Behandlung	Spritzguss	14 MPa	Scherversuch
J	[19]	DP: EP + CF (UD) TP:PA6.6 GF15	Silanisierung, Plasma- & Laser-Behandlung	Spritzguss	1,2 MPa Si 1,4 MPa PI 6,1 MPa La	Scherversuch
K	[10]	DP: EP + CF TP: PA6 GF30	Plasma-Behandlung	Spritzguss	15,1 MPa	Scherversuch
L	[13, 54, 56, 55]	DP: EP + CF Gewebe TP: PA6 GF30	Laser-Behandlung Restreaktivitäten	Spritzguss	15,1 MPa (La) 9,4 MPa (Rr)	Scherversuch Kopfzugversuch Torsionsprüfung
M	[34]	DP: EP + CF Gewebe TP: PPA, PPA GF30	Mesostrukturen	Heißpressen	7,9 MPa	Scherversuch Schwingprüfung
N	[51]	DP: EP + CF TP: PEEK	Formschluss	Spritzguss	k.A.	k.A.
O	[57]	DP: EP + CF TP: PA6	Co-Härtung	Spritzguss	14,9 MPa	Scherversuch

Tabelle 2.1: Stand der Technik zu Festigkeiten in DP-TP-Hybriden

Zusammenfassend zeigt sich, dass sowohl die Laser- als auch die Plasmabehandlung sowie die Vorwärmung des DP-Einlegers vorm Spritzgießprozess in den Bereich der Schmelztemperatur des TP vielversprechende Ergebnisse zur Adhäsionsverbesserung eines im Spritzguss hergestellten DP-TP-Hybrid liefern. Die Vorbehandlungen wurden jedoch nicht vor dem Hintergrund einer Großserientauglichkeit angewendet.

2.3 Eigenspannungen in Hybridverbunden

Werden artverschiedene Werkstoffe in einem thermischen Herstellprozess zu einem Hybridverbund kombiniert kann es zu Eigenspannungen kommen, wenn ein Unterschied zwischen der Aushärtungs- bzw. Haftungstemperatur T_H und der Einsatztemperatur T_E vorliegt [1]. Dabei handelt es sich um mechanische Spannungen in einem abgeschlossenen System, auf welches keine äußeren Kräfte und Momente einwirken [60]. Diese können zu einem Bauteilverzug führen und reduzieren die Belastbarkeit des Hybridverbunds. Insbesondere die Grenzfläche wird hier durch die Eigenspannungen beansprucht [15].

2.3.1 Materialmodell für Kunststoffhybride

Für die Berechnungen und Simulationen wird ein linear-elastisches Materialmodell verwendet. Plastizität, Kriechen und Schädigung werden nicht berücksichtigt. Der TP wird als isotrop modelliert. Das Materialverhalten wird vollständig durch das Elastizitätsmodul E , das Schubmodul G , die Poissonzahl ν und die Wärmeausdehnung α beschrieben. Zusätzlich werden die Glasübergangstemperatur T_G , die Kristallisationstemperatur T_K und die Schmelztemperatur T_S definiert.

Der DP wird als transversal isotropes Material mit richtungsabhängigen Steifigkeiten beschrieben. Es wird unterschieden zwischen werkstoffspezifischen Eigenschaften in Faserrichtung, gekennzeichnet mit dem Index $\parallel$ und quer zur Faserrichtung $\perp$. Entsprechend wird das Materialverhalten durch die Elastizitätsmodule $E_{\parallel}$ und $E_{\perp}$, die Schubmodule $G_{\parallel}$ und $G_{\perp}$, die Poissonzahlen $\nu_{\parallel\perp}$, $\nu_{\perp\parallel}$ und $\nu_{\perp\perp}$, und die Wärmeausdehnungen $\alpha_{\parallel}$ und $\alpha_{\perp}$ beschrieben. In die Gesamtsimulation gehen die einzelnen Schichtsteifigkeiten über Transformationen in Faserorientierung und eine schichtweise Überlagerung nach der klassischen Laminattheorie (CLT) ein.

2.3.2 Definition von Eigenspannungen und deren Wirkung

Eigenspannungen werden bei kristallinen Werkstoffen in drei Arten unterteilt (vgl. Abbildung 2.9) [61, 60]:

- Eigenspannungen 1. Art (σ^I) sind über mehrere Körner nahezu homogen. Die inneren Kräfte sind bezüglich jedes Schnittes durch den Körper im Gleichgewicht und die mit ihnen verbundenen inneren Momente heben sich auf. Bei Eingriffen in das Kräfte- und Momentengleichgewicht treten immer makroskopische Änderungen auf.
- Eigenspannungen 2. Art (σ^{II}) repräsentieren die homogenen Anteile über einen kleineren Bereich, also über ein Korn oder Kornbereiche. Die inneren Kräfte und Momente sind um diesen lokalisierten Bereich im Gleichgewicht, aber nicht über den Gesamtkörper. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht können makroskopische Maßänderungen in dem Bereich auftreten.

- Eigenspannungen 3. Art (σ^{III}) sind über mehrere Atomabstände inhomogen. Die inneren Kräfte und Momente sind in kleinen Bereichen (Teile eines Kornes) im Gleichgewicht. Bei Eingriffen in dieses Gleichgewicht treten keine makroskopischen Maßänderungen auf.

SCHÜRMANN [62] definiert thermische Eigenspannungen in FKV ähnlich. Dabei bezieht sich der Begriff der mikromechanischen thermischen Eigenspannungen auf Spannungen, die in Faser und Matrix auftreten. In Laminaten mit Schichten unterschiedlicher Orientierung entstehen aufgrund der variierenden thermischen Ausdehnungskoeffizienten in und quer zur Faserrichtung jeweils unterschiedliche thermische Eigenspannungen in den einzelnen Schichten. Diese werden als makromechanische thermische Eigenspannungen bezeichnet. Dies lässt sich analog auch auf Hybridverbunde übertragen. Unterschiedliche Kunststoffschichten weisen andere thermische Ausdehnungskoeffizienten auf. Dadurch liegen auch hier unterschiedliche Eigenspannungen in den Einzelschichten vor. In dieser Arbeit liegt der Fokus jedoch ausschließlich auf makromechanischen thermischen Eigenspannungen, da die thermisch bedingten Spannungen nicht lokal, sondern über die gesamte Probengeometrie verteilt sind. Mikromechanische thermische Eigenspannungen werden nicht weiter betrachtet.

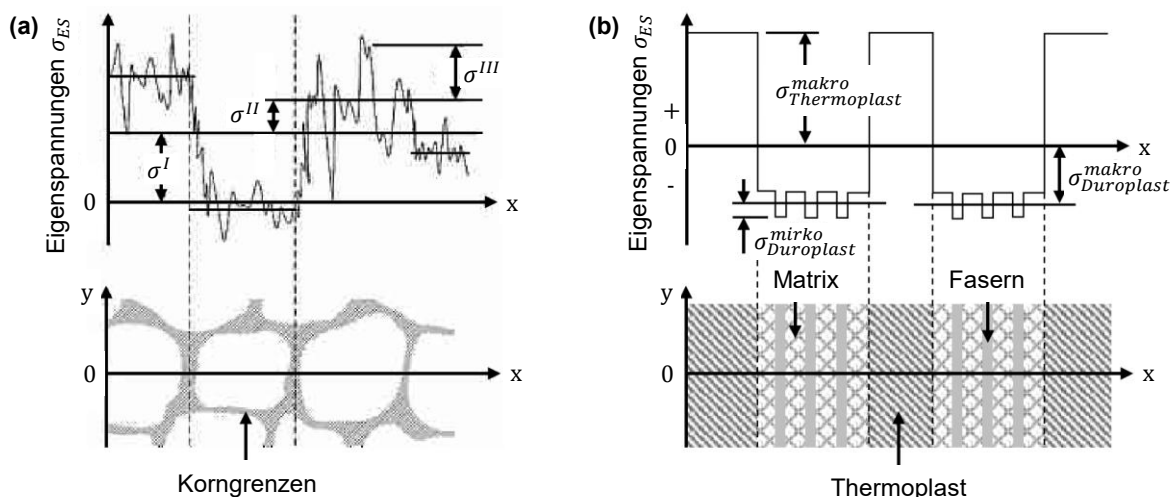


Abbildung 2.9: Eigenspannungen in (a) kristallinen Werkstoffen [60] und (b) Hybridverbunden [62] nach [4]

In ganzheitlichen Festigkeitsanalysen von Hybridverbunden finden Eigenspannungen bislang nur geringe Beachtung oder werden vollständig vernachlässigt, obwohl sie das mechanische Verhalten maßgeblich beeinträchtigen können. Insbesondere Schubeigenspannungen konzentrieren sich an freien Enden des Laminats und schwächen dort die Grenzschichtfestigkeit, was die Initiierung von Delaminationen begünstigt.

Nach VOLKERSEN findet eine Schubverformung τ ausschließlich im Übergangsbereich statt (vgl. Abbildung 2.11, a). Die Schubmodule der einzelnen Lagen werden als unendlich angenommen. Außerdem wird τ durch die Kraft F hervorgerufen. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten α_i der einzelnen Lagen sind für die Theorie nicht relevant. Im Gegensatz hierzu berücksichtigen TSAI et al. eine Schubverformung der einzelnen Lagen, gehen ansonsten jedoch analog vor [66].



Abbildung 2.11: Gegenüberstellung der Schubverformung zwischen (a) Volkersen mit Schubverformung ausschließlich in der Grenzschicht und (b) TSAI et al. mit Schubverformung im gesamten Verbund [66]

Da im vorliegenden Hybridverbund die prozessbedingt thermisch induzierten Eigenspannungen untersucht werden, wird die Annahme getroffen, dass sich Schubeigenspannungen $\tau_{ES,AVG}$ durch die Normaleigenspannungen bilden. Es gilt:

$$\tau_{ES,AVG} = \frac{\sigma_{ES}^{TP} \cdot t_2}{2 \cdot l} \quad (2.7)$$

mit

σ_{ES}^{TP} Normalspannungen im TP aus (2.18)

$t_2 = t_3$ Schichtdicke des TP

τ_{ES} im Übergangsbereich errechnet sich durch:

$$\tau_{ES}(l) = A \cdot \sinh(\beta \cdot x) + B \cdot \cosh(\beta \cdot x) \quad (2.8)$$

mit

$$A = \frac{\beta \cdot l \cdot \tau_{AVG}}{\cosh(\beta \cdot l)} \left(\frac{1 - \frac{E_1 t_1}{2 E_2 t_2}}{1 + \frac{E_1 t_1}{2 E_2 t_2}} \right) \quad (2.9)$$

$$B = \frac{\beta \cdot l \cdot \tau_{AVG}}{\sinh(\beta \cdot l)} \quad (2.10)$$

$$\beta^2 = \frac{\frac{G_{gr}}{\eta} \left(\frac{2}{E_1 t_1} + \frac{1}{E_2 t_2} \right)}{1 + \frac{G_{gr}}{\eta} \left(\frac{t_1}{6G_1} + \frac{t_2}{3G_2} \right)} \quad \text{Für VOLKERSEN: } G_1 = G_2 = \infty \quad (2.11)$$

$$x^2 = \left(1 + \frac{G_{gr}}{\eta} \left(\frac{t_1}{6G_1} + \frac{t_2}{3G_2} \right) \right)^{-1} \quad \text{Für VOLKERSEN: } G_1 = G_2 = \infty \quad (2.12)$$

Nach CHEN & NELSON [65] findet eine Schubverformung τ ebenfalls ausschließlich im Übergangsbereich statt. Hier werden jedoch die thermischen Eigenschaften der Fügeteile in Betracht gezogen, sodass die jeweiligen Wärmeausdehnungskoeffizienten α benötigt werden. Damit entfällt eine parallele Betrachtung der Normalspannungen.

Die Verläufe der Normalspannungen σ_{ES} in den Einzelschichten und der Schubspannungen τ_{ES} in der Grenzschicht unterscheiden sich stark (vgl. Abbildung 2.12).

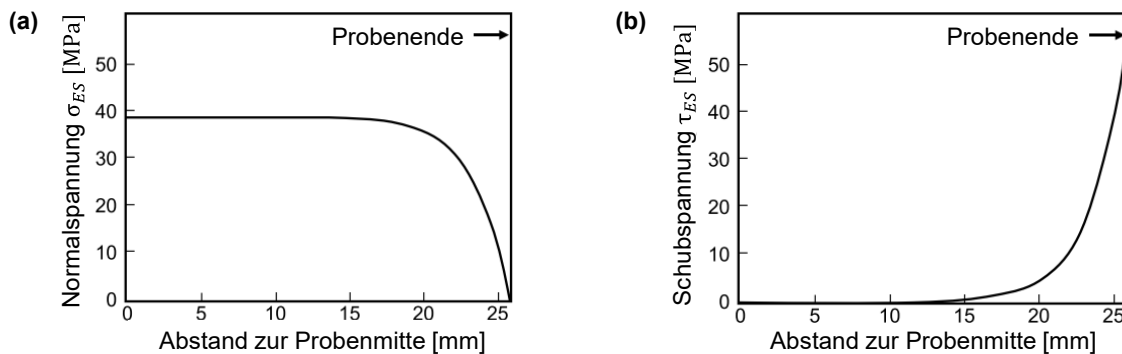


Abbildung 2.12: Verläufe von (a) Normalspannung σ_{ES} in Einzelschicht und (b) Schubspannung τ_{ES} in der Grenzschicht eines Hybridverbunds nach [65]

Während die Normalspannungen σ_{ES} über die Probendicke konstant sind und zum Probenende hin gegen Null streben, ist die Schubspannung τ_{ES} in der Probenmitte Null und erreicht ihren Maximalwert am Rand. In der Literatur werden die Schubspannungen τ_{ES} daher als Edge-Stresses bzw. Edge-Effekt beschrieben [65, 67, 68].

Mit Hilfe der analytischen Modelle können die aus dem thermisch aktivierten Herstellungsprozess resultierenden Eigenspannungen in einem symmetrischen Hybridverbund rechnerisch abgeschätzt werden. Für **Normalspannungen** werden dafür die Dehnungen in den Einzelschichten berechnet (vgl. Abbildung 2.13) und mit Hilfe des Volumenverhältnisses in ein Kräftegleichgewicht gesetzt. Dafür wird eine spannungsfreie Temperatur T_0 , sowie eine spannungsfreie Länge l_0 definiert. Ausgehend von diesem Punkt lässt sich die Endlänge des Verbundes nach Abkühlung auf eine Temperatur T berechnen.

Nach ZHAO bilden sich Eigenspannungen in Hybridverbunden mit teilkristallinen TP ab dem Punkt der Haftung zwischen den Materialien. Er definiert diesen Punkt bei der Kristallisations-

temperatur T_K des TP [30]. Für das verwendete PA6.6 GF30 wird die entsprechende Kristallisationstemperatur von 170°C zur Ermittlung der thermischen Eigenspannungen angenommen.

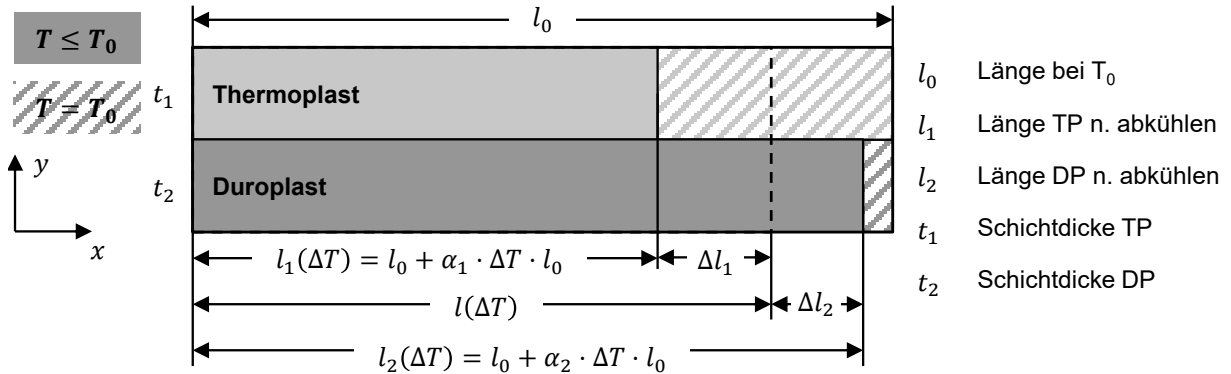


Abbildung 2.13: Entstehen von Eigenspannungen in einem symmetrischen Hybridverbund [4]

Für den eindimensionalen Fall ergeben sich die Dehnungen in den Einzelschichten nach (2.13) zu:

$$\varepsilon_i(\Delta T) = \frac{l(\Delta T) - l_i(\Delta T)}{l_i(\Delta T)} = \frac{\varepsilon_0(\Delta T)}{(1 + \alpha_i \cdot \Delta T)} - \frac{l_0 \cdot \alpha_i \cdot \Delta T}{l_0(1 + \alpha_i \cdot \Delta T)} \quad (2.13)$$

mit

$$\varepsilon_0(\Delta T) = \frac{l(\Delta T) - l_0}{l_0} \quad \text{Gesamtdehnung des Hybridverbunds} \quad (2.14)$$

Mit der Annahme, dass die Einzelschichten des Verbunds miteinander festverbunden sind und kein Gleiten erlaubt ist, kann ein inneres Kräftegleichgewicht (2.15) aufgestellt und mit dem Hook'schen Gesetz kombiniert werden. Durch Einsetzen können die Gesamtdehnung und anschließend die Dehnungen in den Einzelschichten berechnet werden:

$$\sum_i F_i = F_{DP} + F_{TP} = \sum_i \varepsilon_i(\Delta T) \cdot E_i \cdot \varphi_i = 0 \quad (2.15)$$

$$\sigma_i(\Delta T) = E_i \cdot \varepsilon_i(\Delta T) \quad (2.16)$$

$$\varepsilon_{DP}(\Delta T) \cdot E_{DP} \cdot \varphi_{DP} + \varepsilon_{TP}(\Delta T) \cdot E_{TP} \cdot \varphi_{TP} = 0$$

mit

$$\varphi_i = t_i \cdot b \quad \text{Flächenanteil} \quad (2.17)$$

Basierend auf dem Hook'sche Gesetz ergeben sich die Normalspannungen nach (2.19) zu:

$$\sigma_i(\Delta T) = E_i \left[\frac{\varepsilon_0}{1 + \alpha_i \cdot \Delta T} - \frac{\alpha_i \cdot \Delta T}{1 + \alpha_i \cdot \Delta T} \right] \quad (2.18)$$

mit

$$\varepsilon_0 = \Delta T \cdot \frac{\frac{\alpha_1 \cdot E_1 \cdot \varphi_1}{1 + \alpha_1 \cdot \Delta T} + \frac{\alpha_2 \cdot E_2 \cdot (1 - \varphi_1)}{1 + \alpha_2 \cdot \Delta T}}{\frac{E_1 \cdot \varphi_1}{1 + \alpha_1 \cdot \Delta T} + \frac{E_2 \cdot (1 - \varphi_1)}{1 + \alpha_2 \cdot \Delta T}} \quad (2.19)$$

Werden Bauteile mit größerem Volumen betrachtet oder sollen die Normalspannungen in zwei Richtungen betrachtet werden, können die Gesetzmäßigkeiten für den ebenen Spannungszustand verwendet werden. Für das räumliche Elastizitätsgesetz im ebenen Spannungszustand eines transversal isotropen Materialmodells gilt:

$$\begin{bmatrix} \sigma_{\parallel} \\ \sigma_{\perp} \\ \sigma_{\parallel\perp} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{E_{\parallel}}{1 - \nu_{\parallel\perp} \cdot \nu_{\perp\parallel}} & \frac{\nu_{\perp\parallel} \cdot E_{\parallel}}{1 - \nu_{\parallel\perp} \nu_{\perp\parallel}} & 0 \\ \frac{\nu_{\parallel\perp} \cdot E_{\perp}}{1 - \nu_{\parallel\perp} \cdot \nu_{\perp\parallel}} & \frac{E_{\perp}}{1 - \nu_{\parallel\perp} \cdot \nu_{\perp\parallel}} & 0 \\ 0 & 0 & G_{\parallel\perp} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_{\parallel} \\ \varepsilon_{\perp} \\ 2\varepsilon_{\parallel\perp} \end{bmatrix} \quad (2.20)$$

mit

$\nu_{\parallel\perp}, \nu_{\perp\parallel}$

Querkontraktionszahl

Die Herleitung zur Berechnung der Normalspannungen für den ebenen Spannungszustand sind dem Anhang zu entnehmen. Nach Vereinfachung ergeben sich die Normalspannungen zu:

$$\sigma_{i,\parallel} = \frac{E_{i,\parallel}}{1 - \nu_{i,\parallel\perp} \cdot \nu_{i,\perp\parallel}} \left(\frac{\varepsilon_{ges,\parallel} - \alpha_{i,\parallel} \cdot \Delta T}{1 + \alpha_{i,\parallel} \cdot \Delta T} + \nu_{i,\perp\parallel} \cdot \frac{\varepsilon_{ges,\perp} - \alpha_{i,\perp} \cdot \Delta T}{1 + \alpha_{i,\perp} \cdot \Delta T} \right) \quad (2.21)$$

$$\sigma_{i,\perp} = \frac{E_{i,\perp}}{1 - \nu_{i,\parallel\perp} \cdot \nu_{i,\perp\parallel}} \left(\nu_{i,\parallel\perp} \cdot \frac{\varepsilon_{ges,\parallel} - \alpha_{i,\parallel} \cdot \Delta T}{1 + \alpha_{i,\parallel} \cdot \Delta T} + \frac{\varepsilon_{ges,\perp} - \alpha_{i,\perp} \cdot \Delta T}{1 + \alpha_{i,\perp} \cdot \Delta T} \right)$$

Neben den Normalspannungen kommt es in Hybridverbunden zu **Schubspannungen** im Grenzschichtbereich zwischen den Materialien. Zu analytischen Berechnung bei einer Klebeverbindung kann das Modell nach CHEN & NELSON verwendet werden [65]. Hierbei werden ausgehend von den Normalspannungen die Schubspannungen durch unterschiedliche Ausdehnungen oder Kontraktionen der Schichten berechnet. Zur Anwendung des Modells muss jedoch eine Grenzschichtdicke mit entsprechenden Eigenschaften definiert werden, welche direkten Einfluss auf die Höhe der Schubspannungen hat: Je dünner, desto höher werden die Schubspannungen. Da diese für den vorliegenden Hybridverbund nicht physisch vorliegt, stellt sie einen freien Parameter dar, welcher nicht verallgemeinert werden kann. Daher werden die Schubspannungen nicht analytisch berechnet.

2.3.4 Methoden zur Messung von Eigenspannungen

Die Messmethoden von Eigenspannungen werden in drei Kategorien eingeteilt – zerstörende, teilweise zerstörende und zerstörungsfreie Verfahren (vgl. Abbildung 2.14). Die zerstörenden und teilweise zerstörenden Verfahren werden auch als mechanische Verfahren bezeichnet. Ihr Grundsatz ist die Ableitung der ursprünglichen Spannung aus der Verschiebung bzw. Verformung, die durch vollständige oder teilweise Entlastung der Spannung mit Hilfe von Materialabtrag entsteht [69]. Dementsprechend werden mit Methoden Makroeigenspannungen erfasst, da Störungen der Eigenspannungsverteilung II. (σ^{II}) und III. Art (σ^{III}) zu keinen Maßänderungen führen [60]. Mit den zerstörungsfreien Verfahren wird hingegen ein Parameter gemessen, der mit der Spannung zusammenhängt [69].

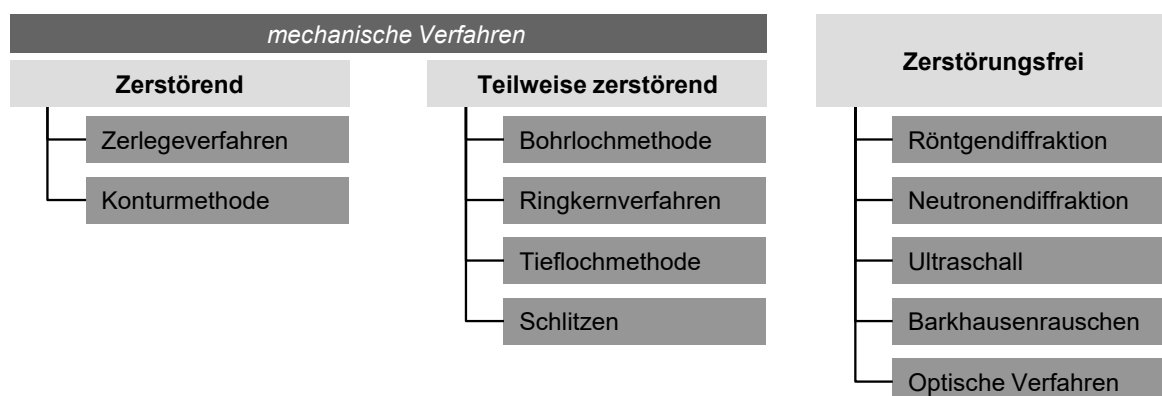


Abbildung 2.14: Methoden zur Messung von Eigenspannungen [69]

Mit Hilfe der mechanischen Verfahren wird die Spannungsrelaxation analysiert, welche durch einen gezielten Materialabtrag entsteht. Vorteil dieser Verfahren ist, dass sie unabhängig von den Materialien sind. Vom Prinzip her funktionieren alle gleich. Durch eine mechanische Bearbeitung des Prüflings kommt es zu Relaxationseffekten. Diese können wiederum gemessen werden und geben Rückschlüsse auf die vorliegenden Eigenspannungen [69].

Röntgen- und Neutronendiffraktion basieren auf der Bestimmung der elastischen Verformung kristalliner Materialien, welche zu einer Änderung des Interplanarabstandes d_I führt, ausgehend vom spannungsfreien Wert $d_{I,0}$. Unter der Voraussetzung, dass der spannungsfreie Interplanarabstandes $d_{I,0}$ bekannt ist, kann mit Hilfe des Bragg'schen Gesetzes die Dehnung berechnet werden [69]. Bei beiden Methoden muss die Probe jedoch metallisch oder keramisch sein [69]. Daher sind die Messverfahren für den Anwendungsfall nicht geeignet.

Ultraschall-Spannungsmessverfahren basieren auf dem akustisch-elastischen Effekt, wonach die Geschwindigkeit der Ausbreitung elastischer Wellen in Festkörpern von der mechanischen Spannung abhängt. Die Wellen werden von einem Sendewandler ausgesandt, breiten sich durch einen Bereich des Materials aus und werden von einem Empfangswandler detektiert. Die Ultraschallmethode ist nicht durch die Art der zu untersuchenden Materialien begrenzt

[69]. Vor dem Hintergrund von GFRP-Bauteilen eignen sich solche Verfahren insbesondere, um Defekte im Material zu identifizieren.

Die Barkhausenrauschen-Methode ist auf ferromagnetische Materialien anwendbar, die aus magnetischen Regionen kleiner Ordnung, den so genannten magnetischen Domänen, bestehen. Wird an eine ferromagnetische Substanz ein äußeres Gleichmagnetfeld angelegt, ändert sich die Magnetisierung der Probe in Folge der Bewegungen der Domänenwände. Bei Anwendung höherer Magnetisierungskraftwerte übersteigt die Kraft auf die Domänenwand die Rückhalterkraft aufgrund von Pinning-Stellen, so dass es zu einem Anstieg der Magnetisierung in kleinen Sprüngen kommt, die auch zu einer Hysterese führen. Diese kann bestimmt werden, indem eine Induktionsspule in der Nähe der zu magnetisierenden Probe platziert wird. Durch diese Magnetisierungsänderung wird ein elektrischer Impuls an der Spule induziert. Wenn alle elektrischen Impulse addiert werden, entsteht ein rauschähnliches Signal, das als Barkhausen-Rauschen bezeichnet wird [69]. Aufgrund der Restriktion hinzu ferromagnetische Materialien, ist die Methode für den Anwendungsfall nicht geeignet.

Weiterhin besteht die Möglichkeit, Dehnungen mittels faseroptischer Sensoren zu messen und über das Hook'sche Gesetz die Eigenspannungen zu berechnen. Hierfür können faseroptische Verfahren verwendet werden. Diese Sensoren können neben einer Applikation auf der Oberfläche auch in tiefere Bereiche des Bauteils eingebracht werden und so eine Analyse fertigungsbedingter Eigenspannungen ermöglichen [70].

2.3.5 Vorangegangene Studien zu Eigenspannungen in Hybridverbunden

Einige Arbeiten untersuchen Eigenspannungen in Hybridverbunden oder Verbundmaterialien. PARLEVLIT et al. analysieren beispielsweise die Eigenspannungen, welche aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten von Faser und Matrix entstehen [71]. Des Weiteren beschreiben sie Messmethoden [72] und mögliche Auswirkungen [73] der Eigenspannungen. Weiterführende Arbeiten in diesem Bereich konzentrieren sich auf Möglichkeiten die Spannungen in den Werkstoffen abzubauen. GREISEL et al. haben gezeigt, dass durch eine Verringerung der thermischen Eigenspannungen die Grenzflächen-Bruchzähigkeit um Faktor > 2 erhöht werden kann [74]. Im Weiteren wird auf Eigenspannungen in Hybridverbunden eingegangen.

PRUSSAK et al. untersuchen prozessbedingte thermische Eigenspannungen in Faser-Metall-Laminaten (FML). Als Messmethode werden FBG-Sensoren verwendet, welche in dem FRP-Teil des Hybridverbunds eingebracht werden. Anschließend werden zwei Methoden zur Bestimmung der Eigenspannungen vorgestellt. Zum einen wird die Dehnung mittels FBG-Sensor im FRP in definierten Zuständen gemessen, zum anderen wird ein Abtragprozess am FRP durchgeführt, durch welchen sich die Probe krümmt. Damit kann, basierend auf dem Ansatz von TIMOSCHENKO, die spannungsfreie Temperatur berechnet werden. Mit dieser kann wiederum mit Hilfe der klassischen Laminattheorie (vgl. Kapitel 2.3.3), die thermische Eigenspan-

nung der Metallschichten in Faserrichtung bestimmt werden. Weiterhin wird durch die Verformung eine Dehnungsänderung erzeugt, welche mit dem FBG-Sensor messbar ist. Diese gemessenen Dehnungen entsprechen den freigesetzten Eigendehnungen durch die Abtragung. Über das Hook'sche Gesetz können damit die Eigenspannungen in der FRP-Schicht bestimmt werden. PRUSSAK et al. haben gezeigt, dass beide Messmethoden eine gute Übereinstimmung der Eigenspannungsergebnisse liefern [75].

WERNER et al. analysieren in ihrer Arbeit die spannungsfreie Temperatur in einem Hybridverbund aus kohlenstofffaserverstärktem Polymer (CFK) oder glasfaserverstärktem Polymer (GFK) mit Aluminium. Hierfür werden zwei Methoden verwendet: Zum einen wird eine Platte aufgebaut, welche sich aufgrund der Eigenspannungen bei Raumtemperatur verformt. Diese Platte wird konstant mit $1\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$ auf $180\text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmt und dabei mit einem Bilderfassungsprogramm aufgenommen. Die Temperatur, bei welcher die Platte unverformt und flach ist, wird als spannungsfreie Temperatur angesehen. Zum anderen wird ein Hybridzylinder hergestellt, aus welchem ein definiert breiter Spalt entnommen wird. Durch die Eigenspannungen federt der Zylinder ein und der Spalt wird schmaler. Anschließend wird der Ring erwärmt bis der Spalt die gleiche Größe wie das entnommene Stück erreicht. Diese Temperatur wird als spannungsfrei angesehen. Für den Hybridverbund liegt die spannungsfreie Temperatur bei $152\text{ }^{\circ}\text{C}$ [76].

BUSCH hat in seiner Arbeit den Einfluss thermischer Eigenspannungen auf die statische und zyklische Festigkeit eines Hybridverbunds aus GFK und Stahl untersucht. Dafür werden die Eigenspannungen analytisch und numerisch berechnet und anschließend experimentell verifiziert. Die Messung der Eigenspannungen wird mittels Röntgendiffraktometrie und energie-dispersive Diffraktometrie durch Synchrotronstrahlung ermittelt. Es kann gezeigt werden, dass insbesondere Schubbeanspruchungen nahe der Grenzschicht einen signifikanten Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften haben. Darüber hinaus empfiehlt BUSCH, Eigenspannungen bei der Auslegung eines Hybridverbunds zu berücksichtigen [4].

GHIASVAND et al. analysiert den Aufbau von Eigenspannungen und die Ausbreitung von Grenzflächenschäden in CF-EP Titan Hybridstrukturen. Analog zu BUSCH werden die Eigenspannungen analytisch und numerisch berechnet, sowie anschließend experimentell verifiziert. Hier werden die Eigenspannungen jedoch mittels faseroptischen Sensors mit eingebrachtem Bragg Gitter gemessen. Es kann gezeigt werden, dass die Eigenspannungen eine Schwächung des FRP hervorrufen [7].

2.4 Abbau von Eigenspannungen in Hybriden

Mehrere Studien beschäftigen sich mit der Möglichkeit des Abbaus prozessbedingter Eigenspannungen. PRUSSAK et al. [77] betrachten die Möglichkeit der Reduzierung prozessbedingter Eigenspannungen in FML und deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Hierfür wurden bei der Herstellung Temperatur und Druck variiert, sowie eine Wärmeausdehnungsklemme (Stahl) verwendet. Diese ermöglicht durch die Einspannung des CFKs und der damit verbundenen mechanischen Dehnung, die Differenz der thermischen Dehnungen von Stahl

und CFK zu kompensieren. Die Ergebnisse zeigen, dass die Eigenspannungen mit Hilfe der Wärmeausdehnungsklemme um 65 %, durch eine Erhöhung des Drucks um 33 % und durch die Modifizierung der Temperaturkurve um 21 % reduziert werden können. Die Scherfestigkeit steigt mit der Verringerung der Eigenspannungen, bei der Wärmeausdehnungsklemme um maximal 3,3 % [77].

LI et al. [78] untersuchten den Einfluss des Temperns auf die Kristallinität und die Scherfestigkeit von spritzgegossenen Verbundstrukturen aus Polyphenylensulfid (PPS) und einer Aluminiumlegierung (Al). Dafür wurden die Proben nach dem Spritzgussprozess zeitlich unterschiedlich lang bei 150 °C getempert. Der Kristallisationsgrad des PPS konnte nach 2 h auf ein Maximum von 51,9 % gesteigert werden, im Vergleich zu 29,8 % bei ungetemperten Proben. Der Anstieg des Kristallisationsgrades führt zu einer Erhöhung der Scherfestigkeit um 10,2 % [78].

Auch XIE et al. [79] haben einen positiven Effekt des Temperns auf die Scherfestigkeit eines Polymer-Metall-Hybrids nachgewiesen. Dafür wurden Aluminiumbleche mit glasfaserverstärktem Polybutylenterephthalat (PBT) umspritzt und anschließend für 2 h bei 150 °C in einem Vakuumofen getempert. Durch das Tempern konnte die Kristallisationsenthalpie gesteigert und die Scherfestigkeit um 8 % erhöht werden [79].

KIM et al. [80] analysieren den Einfluss von Füge­temperatur und Abkühlgeschwindigkeit auf das mechanische Verhalten der Grenzfläche eines Hybridverbunds aus PA6 und einer Aluminiumlegierung, welcher im Heißpressverfahren hergestellt wird. Wie bereits von FORNES & PAUL [81] und PESETESKII et al. [82] gezeigt, führt langsames Abkühlen zu einer höheren Kristallinität des TP. Außerdem wurde die Scherfestigkeit erhöht. Explizite Werte werden jedoch nicht angegeben [80].

TSUKADA et al. untersuchen in ihrer Arbeit das Spannungsverteilungsverhalten von dicken thermoplastischen Verbundwerkstofflaminaten durch Glühprozesse. Die Spannungen werden mittels mehrerer FBG-Sensoren in unterschiedlichen Lagen des Laminats aufgenommen. Zunächst wird der Einfluss verschiedener Kühlraten betrachtet. Hierbei wird ersichtlich, dass der thermische Skin-Core-Effekt stark von der Abkühlrate abhängig ist. Bei einer langsamen Abkühlrate treten keine unterschiedlichen Dehnungen zwischen Probenrand und -mitte auf. Werden die Proben hingegen schnell abgekühlt, ist ein deutlicher Dehnungsunterschied messbar. Anschließend wurde die interne Dehnungsänderung während des Glühens gemessen. Hierfür wurde die Probe mit 2 °C/min auf 200 °C erwärmt und mit –10 °C/min auf 30 °C abgekühlt. Die Dehnungen wurden während des gesamten Vorgangs aufgezeichnet. Eine Veränderung der Eigenspannungen konnte nur bei Proben festgestellt werden, welche zuvor einer hohen Abkühlrate unterlagen. Biegeversuche mit dem geglühten und ungeglühten Material zeigen jedoch keine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Es wurde auch bestätigt, dass die durch den thermischen Skin-Core-Effekt verursachte Eigenspannung durch Glühen nicht abgebaut werden [83].

GREISEL et al. haben gezeigt, dass durch eine Verringerung der thermischen Eigenspannungen bei einem UD-CFK-Hybriden mit thermoplastischer Polyphenylensulfid (PPS) Matrix die Grenzflächen-Bruchzähigkeit um Faktor > 2 erhöht werden kann [74].

Speziell für Polymerhybride werden die Optimierung von Konstruktionsparametern, wie beispielsweise der Oberflächenrauheit und der Schichtabfolge, vorgeschlagen [84]. Weiterhin kann die Einführung von Grenzschichten, wie CNT-(Mg-6Zn), thermische Eigenspannungen durch Reduktion des Unterschieds der Wärmeausdehnungskoeffizienten verringern [85]. Die Einbringung von Nanoadditiven in Polymere kann dazu beitragen, die thermischen Eigenschaften der Komponenten anzugleichen und die Eigenspannungen signifikant zu vermindern [86–88]. Für thermoplastische Matrices hat sich das Tempern als effektive Methode zur Reduktion von thermischen Eigenspannungen erwiesen. Bei Temperaturen über $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ können Eigenspannungen deutlich verringert und die interlaminare Scherfestigkeit verbessert werden [89].

Die vorgestellten Methoden zur Beeinflussung von Eigenspannungen können in verschiedenen Phasen des Fertigungsprozesses angewendet werden. Für die spezifische Anwendung im vorliegenden Hybridverbund ist es entscheidend, dass die gewählte Methode mit dem Spritzgussverfahren kompatibel ist. Zudem liegt der Fokus auf nachgelagerten Prozessen, wodurch das Tempern als besonders vielversprechende Methode zur Reduktion von Eigenspannungen hervorsticht.

2.5 Zusammenfassende Bewertung des Forschungsstandes

Besondere Herausforderungen von DP-TP-Hybriden sind zum einen die Adhäsion zwischen den Werkstoffen [8, 12, 13] und zum anderen die Vorhersage und Bewertung des Eigenspannungsniveaus [7]. Hier ist der Kenntnisstand nicht ausreichend.

In der Literatur werden bereits einige Möglichkeiten der Oberflächenbehandlung vorgestellt (vgl. Tabelle 2.1). Auffällig ist hierbei, dass die Forschung sich hauptsächlich auf EP+CF im Bereich des DP konzentriert. Mit dem Herstellungsverfahren Spritzguss werden Scherfestigkeiten im Bereich von 15 MPa erreicht. Diese Ergebnisse berücksichtigen jedoch keine lokalen Spannungsüberhöhungen aufgrund von Konstruktions- und Fertigungsprozessen. Sie eignen sich daher nur für qualitative Vergleiche von Materialkombinationen oder Technologien. Für die Konstruktion von Leichtbaukomponenten sind sie jedoch nicht ausreichend. Auswirkungen unterschiedlicher Umwelteinflüsse, wie sie im Fahrwerksbereich vorliegen, wurden bisher wenig erforscht. AMEND et al. zeigen in ihren Versuchen jedoch, dass die mechanische Festigkeit der gefügten Hybride stark von den Eigenschaften des TP und seinem Alterungsverhalten abhängt [18]. Weiterhin ist aus der Literatur für MTV bekannt, dass eine Temperaturerhöhung des Substrats über die Kristallisationstemperatur T_K des verwendeten TP die Adhäsion deutlich verbessern kann [30]. Dies wurde bisher für DP-TP-Hybride nicht untersucht.

Grundsätzlich gilt für Oberflächenbehandlungen, dass keine pauschale Empfehlung für unterschiedliche Materialkombinationen und Anforderungen getroffen werden kann. Dies ist abhängig von spezifischen Kriterien hinsichtlich Materialien und ihrer Herstellverfahren, Einsatzbereich des Verbunds, Prozessdauer, Kostenziel und Reproduzierbarkeit (vgl. Kapitel 2.2.1). Vielmehr muss vom Anwender eine möglichst passende Option ausgewählt werden. Dafür muss jedoch eine entsprechende und eindeutige Handlungsempfehlung vorliegen, was aktuell nicht gegeben ist. Für den vorliegenden Anwendungsfall werden daher die bestehenden Ansätze übertragen und ihre Wirksamkeit untersucht. Zusätzlich sollen Erkenntnisse aus dem Bereich der MTV übertragen werden.

Bezüglich der zweiten Herausforderung, die Vorhersage und Bewertung des Eigenspannungsniveaus, ist der Kenntnisstand gegenüber der MTV deutlich geringer. Aus der Literatur wird deutlich, dass es mit großer Sicherheit zu Eigenspannungen kommt. Jedoch werden diese bisher weder abgeschätzt noch in irgendeiner Weise berücksichtigt. Auch eine Empfehlung zum Abbau von vorliegenden Eigenspannungen wird nicht gegeben. Für MTV wurde bereits gezeigt, dass eine schnelle Abkühlung beim Spritzguss zur Entwicklung höherer Eigenspannungen führt [43]. Unter wirtschaftlichen Gesichtspunkt wird jedoch die Verkürzung der Zykluszeit bevorzugt, sodass diese Möglichkeit nicht weiter betrachtet wird. Als Alternative zeigen sich Tempervorgänge, wobei hier gegenläufige Erkenntnisse vorliegen. ZHAO hat einen negativen Einfluss durch Tempern auf den Verbund identifizieren können [30], wohingegen andere Arbeiten Tempern als Möglichkeit zur Eigenspannungsreduzierung zeigen [77].

3 Hypothesenbildung und Vorgehensweise

In diesem Kapitel werden zunächst die Forschungshypothesen der Arbeit aufgestellt, anschließend werden die Vorgehensweise und die Versuchsplanung erläutert.

3.1 Hypothesen zur Dimensionierung hochbeanspruchter Grenzflächen

Motiviert durch die technische Problemstellung, dass aufgrund unzureichender Adhäsion zwischen polymeren Werkstoffen, welche intrinsisch zu einem Hybridverbund gefügt werden, hochbeanspruchte Bauteile verfrüht ausfallen, wird das Ziel einer anforderungsgerechten Auslegung der Grenzfläche eines intrinsischen hergestellten DP-TP-Hybriden unter Berücksichtigung herstellungsbedingt implizierter Eigenspannungen verfolgt. Basierend auf dem Stand der Technik zur Adhäsionsverbesserung intrinsischer DP-TP-Hybride wird die erste Forschungshypothese formuliert. Aus den gewonnenen Erkenntnissen zu Eigenspannungen in Hybridverbunden wird die zweite Forschungshypothese aufgestellt. Die dritte Forschungshypothese bezieht sich auf den Abbau möglicher Eigenspannungen und den Auswirkungen auf den Verbund.

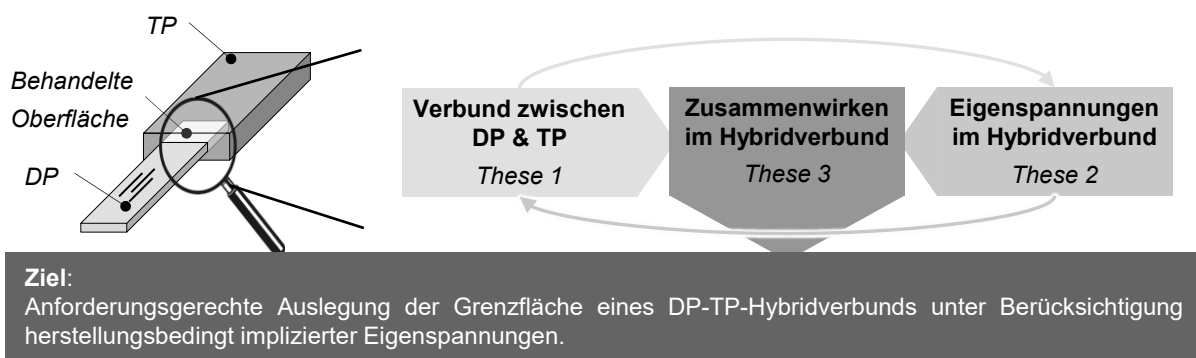


Abbildung 3.1: Einordnung der Thesen

Erste Forschungshypothese – Verbund zwischen DP & TP

Die Erkenntnisse aus dem Stand der Technik hinsichtlich Vorwärmung, Laser- und Plasma-vorbehandlung zur Adhäsionsverbesserung eines DP-TP-Hybrids führen zu guten Ergebnissen. Werden die Vorbehandlungen vor dem Hintergrund der Wirtschaft- und Großserientauglichkeit angepasst, wird ebenfalls eine signifikante, stoffschlussbasierende Festigkeitssteigerung erreicht.

Zweite Forschungshypothese – Eigenspannungen im Hybridverbund

Sobald es in intrinsischen DP-TP-Hybriden zu Adhäsion kommt, treten aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten Eigenspannungen im Bauteil auf, welche jedoch von der Verbundfestigkeit σ_V (vgl. Formel 2.2) unabhängig sind. Es besteht die Möglichkeit diese mit Hilfe rechnerischer, simulativer und experimenteller Methoden zu bestimmen.

Dritte Forschungshypothese – Zusammenwirken im Hybridverbund

Die Eigenspannungen im Hybridverbund können nachträglich beeinflusst werden. Eine Reduzierung dieser wirkt sich positiv auf die Verbundfestigkeit aus. Dennoch müssen die Eigenspannungen für eine der anforderungsgerechten Auslegung hochbeanspruchter Bauteile berücksichtigt werden.

3.2 Vorgehensweise und Versuchsplanung

Im Verlauf der Arbeit wird zunächst die Adhäsion zwischen DP und TP untersucht. Zu Beginn wird ein Simulationsmodell zur Analyse des Scherverhaltens der Probe aufgebaut. Anschließend werden zur weiteren Klassifizierung der Adhäsionsmechanismen die Proben in drei Phasen geprüft: Phase 1 – statische Prüfungen bei Raumtemperatur und Phase 2 – statische Prüfungen, konditioniert und bei 80°C. Der Prüfaufbau ist an BAUER et al. angelehnt [8]. Zunächst werden die erfolgversprechendsten Mechanismen aus dem Stand der Technik angewendet. Diese werden entsprechend einer Großserienanwendung – Taktzeiten und Handling – angepasst. Anschließend werden die geeignetsten Mechanismen tiefergehend betrachtet. Abschließend werden mit den besten Mechanismen zur Adhäsionsverbesserung Kurzbiegeversuche durchgeführt, um Randeffekte zu eliminieren und die Nennscherfestigkeit zu ermitteln.

Nachdem die Adhäsion analysiert wurde, werden herstellungsbedingt haftungsabhängige Eigenspannungszustände in dem faserverstärkten DP-TP-Hybrid untersucht und charakterisiert (zweite Forschungshypothese). In einem ersten Schritt erfolgt eine modellbasierte Betrachtung der Proben der Adhäsionsanalyse mittels analytischer Berechnungen. Diese Berechnungen sollen anschließend durch numerische Methoden verifiziert werden. Im nächsten Schritt werden Messversuche zur Validierung der Ergebnisse und Bestimmung der tatsächlich vorherrschenden Eigenspannungen durchgeführt. Fokus hierbei liegt zum einen auf der Bohrlochmethode zur Analyse der TP, zum anderen auf der Messung mittels Fiber Bragg Gitter (FBG). Abschließend wird die Möglichkeit zur Reduzierung von Eigenspannungen und deren Auswirkungen auf die Verbundfestigkeit untersucht. Dafür werden zunächst verschiedene Temperaturversuche an der Probengeometrie durchgeführt. Weiterhin werden die Eigenspannungen und die Adhäsion analysiert.

Aus den gewonnenen Erkenntnissen werden Dimensionierungsempfehlungen abgeleitet, auf ein Demonstratorbauteil übertragen und validiert.

4 Materialien, Prozesse und Methoden

Zur Charakterisierung des Hybridverbunds werden in diesem Kapitel zunächst die Materialien und Prozesse zur Herstellung definiert. Anschließend wird auf die verwendeten Analyse- und Prüfmethoden eingegangen. Abschließend werden analytische und numerische Berechnungsmethoden der Eigenspannungen vorgestellt.

Die verwendeten Indizes sind folgendermaßen zu verstehen: $\parallel$ beschreibt die Eigenschaften parallel zur Faserausrichtung, $\perp$ die Eigenschaften orthogonal zu dieser.

4.1 Materialien des Hybridverbunds

4.1.1 Duroplast

Bei dem duroplastischen FKV handelt es sich um UD-faserverstärkte Strukturen, die mit einem duromeren Matrixsystem im Pultrusionsprozess hergestellt werden. Aufgrund ihrer guten mechanischen Eigenschaften, einem vergleichsweise niedrigen Rohstoffpreis und der hohen Verfügbarkeit [90, 91] wird eine Glasfaserverstärkung vorgesehen. Dafür werden E-Glasfaser der Firma Johns Manville mit einer Tex von 2.400 verwendet. Als Matrixmaterial kommt ein Vinylesterharz (VE) zum Einsatz. VE stellen einen Kompromiss zwischen ungesättigten Polyesterharzen (UP) und Epoxidharzen (EP) dar. Sie weisen eine höhere Schubfestigkeit auf und besitzen bei ähnlichem E-Modul eine höhere Bruchdehnung. Weiterhin besitzen sie eine hohe Beständigkeit gegenüber Chemikalien und Wasser [92]. Vorgesehen wird ein VE der Firma Allnex. Das Matrixmaterial verbindet die Fasern und gewährleistet die Kraftübertragung zwischen den Fasern [93]. Zusätzlich muss ein Härter zugemischt werden, um die chemische Vernetzungsreaktion (Härtung) in Gang zu setzen, wodurch sich Harz und Härter räumlich engmaschig vernetzen [94]. Im vorliegenden Anwendungsfall wird die Vernetzungsreaktion durch elektromagnetische Strahlung gestartet. Der verwendete Härter ist TPOL, ebenfalls von der Firma Allnex.

Es liegt eine ausschließlich unidirektionale Faserausrichtung vor. Für den ausgehärteten FKV wird ein Faservolumenanteil von $\varphi_{FV} = 66\%$ angestrebt. Die Elastizitätsmodule $E_{\parallel}$ und $E_{\perp}$, Poissonzahl $\nu_{\parallel\perp}$, Schubmodul $G_{\parallel\perp}$ und Wärmeausdehnungskoeffizienten $\alpha_{\parallel}$ und $\alpha_{\perp}$ werden experimentell bestimmt. Da UD-FKV zu den transversal isotropen Werkstoffen gehören, kann das räumliche Elastizitätsgesetz entsprechend vereinfacht werden, sodass die restlichen Materialkennwerte im Folgenden berechnet werden können [95]:

$$\frac{E_{\parallel}}{\nu_{\perp\parallel}} = \frac{E_{\perp}}{\nu_{\parallel\perp}} \quad (4.1)$$

$$\nu_{\perp\perp} = \nu_{\parallel\perp} \frac{1 - \nu_{\perp\parallel}}{1 - \nu_{\parallel\perp}} \quad (4.2)$$

$$G_{\perp\perp} = \frac{E_{\perp}}{2(1 + \nu_{\perp\perp})} \quad (4.3)$$

Die Wärmeleitfähigkeit wird mit Hilfe des Modells nach HALPIN-TSAI abgeschätzt [96]. Dafür wird eine Wärmeleitfähigkeit der Glasfaser von $k_f = 1,2 \frac{W}{mK}$ und der Matrix von $k_m = 0,66 \frac{W}{mK}$ angenommen.

Hinsichtlich der doppelten Indizierung ist die Reihenfolge Wirkung-Ursache zu beachten. Der erste Index beschreibt die Wirkung und der Zweite die Ursache. Ein Überblick der Materialkennwerte wird in Tabelle 4.1 gegeben.

Kennwert	Symbol	Einheit	UD FKV
Faservolumengehalt	$\varphi_{FV,DP}$	Vol-%	66
E-Modul	$E_{\parallel}$	GPa	33,8
	$E_{\perp}$	GPa	13,1
G-Modul	$G_{\parallel\perp,\perp\parallel}$	GPa	3,3
	$G_{\perp\perp}$	GPa	4,9
Poissonzahl	$\nu_{\parallel\perp}$	-	0,106
	$\nu_{\perp\parallel}$	-	0,275
	$\nu_{\perp\perp}$	-	0,339
Wärmeausdehnung	$\alpha_{\parallel}$	$10^{-6}1/K$	8
	$\alpha_{\perp}$	$10^{-6}1/K$	101
Wärmeleitfähigkeit	$k_{\parallel}$	W/(mK)	0,86
	$k_{\perp}$	W/(mK)	0,62

Tabelle 4.1: Materialeigenschaften des UD-GF verstärktem VE (DP)

4.1.2 Thermoplast

Das zweite Material des Hybridverbunds bildet ein Thermoplast (TP). Der Fokus wird hier auf ein PA6.6 mit Glasfaserverstärkung gelegt. PA6.6 ist der am weitesten verbreitete technische TP und daher in vielen Bereichen bereits im Einsatz. Grundsätzlich weisen die Eigenschaften von Kunststoffen, insbesondere thermoplastische, eine starke Temperaturabhängigkeit auf. Entsprechend werden sie anhand von Steifigkeit-, Elastizitäts- oder Schubmodulkurven über die Temperatur bewertet. Charakteristische Temperaturen bei TP sind die Glasübergangstemperatur T_G , bei teilkristallinen die Kristallisationstemperatur T_K und die Schmelztemperatur T_S . Da PA6.6 ein teilkristalliner TP ist, werden alle Temperaturen in Tabelle 4.2 aufgezeigt [95].

In Abbildung 4.1 werden die entsprechenden Temperaturen durch unterschiedliche Phänomene verdeutlicht. Die Kristallisationstemperatur T_K kann mit Hilfe einer DSC-Analyse ermittelt

werden. Durch die Kristallisation im Werkstoff kommt es kurzzeitig zu einem erhöhten exothermen Wärmefluss. In den Temperaturbereichen um T_G und T_S verändern sich die Materialeigenschaften deutlich. Dies kann am dynamischen Schubmodul beobachtet werden. Die entsprechenden Temperaturen und restlichen Materialeigenschaften können Tabelle 4.2 entnommen werden.

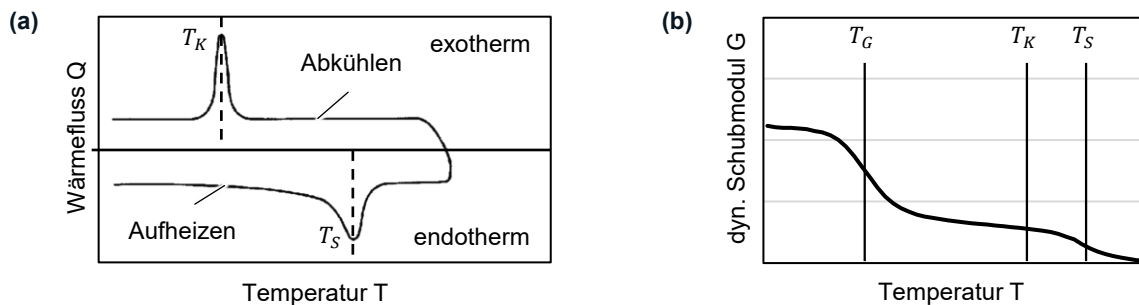


Abbildung 4.1: (a) Qualitative Hysteresekurve einer DSC-Analyse nach [32] und (b) dynamisches Schubmodul von PA6.6 mit charakteristischen Temperaturen

Im Gegensatz zu amorphen TP, welche einen Einsatzbereich unterhalb von T_G haben, können teilkristalline TP bis zum Schmelzbereich eingesetzt werden [95]. Auffällig ist, dass der TP hinsichtlich der Wärmeausdehnung anisotrope Eigenschaften aufweist.

Kennwert	Symbol	Einheit	PA6.6 GF30
Fasergehalt	ω_{TP}	Gew.-%	30
E-Modul	$E_{tr.}$	GPa	10,0
	$E_{kond.}$	GPa	7,2
G-Modul	$G_{<T_G}$	GPa	2,0
	$G_{>T_G}$	GPa	0,8
Poissonzahl	ν	-	0,39
Wärmeausdehnung	$\alpha_{ }$	$10^{-6}1/K$	27
	$\alpha_{\perp}$	$10^{-6}1/K$	86
Wärmeleitfähigkeit	k	W/(mK)	0,35
Temperaturen	T_G	°C	50-60
	T_K	°C	170
	T_S	°C	260

Tabelle 4.2: Materialeigenschaften des PA6.6 GF30 (TP)

4.2 Prozesse zur Herstellung des Hybridverbunds

In diesem Kapitel werden die Prozessschritte zur Herstellung des Hybridverbunds erläutert. Um die Adhäsion zwischen den Werkstoffen zu analysieren und anschließend zu verbessern, werden zunächst Proben aufgebaut. Die Prozesskette ist in Abbildung 4.2 dargestellt. Der Zugschnitt der Proben wird nicht weiter erläutert. Hierbei werden die Proben mechanisch bearbeitet und in die geforderte Länge gebracht. In den folgenden Kapiteln wird auf die Schritte Pultrusion, Vorbehandlung und Spritzguss eingegangen.



Abbildung 4.2: Prozesskette zur Herstellung des Hybridverbunds

4.2.1 Probengeometrie

Die spezifische Probengeometrie (vgl. Abbildung 4.3) ist an den Anwendungsfall, einem Kugelgelenk, angelehnt. Der DP-Einleger wird mittels Outsert-Technik am Ende vollständig umspritzt. Entsprechend des späteren Anwendungsfalls, simuliert die Halbkugel im TP den Kugelzapfen des Kugelgelenks und sorgt so für eine entsprechende Ausrichtung der Kurzglasfasern im Spritzgussprozess. Weiterhin ist bekannt, dass Kugelgelenke die besten tribologischen Eigenschaften aufweisen, wenn der Einspritzpunkt an der Kugel liegt [97]. Dementsprechend ist der Einspritzpunkt der Probengeometrie gewählt. Des Weiteren ist eine Wandstärke von 4 mm über und unter dem DP-Einleger an den Anwendungsfall angelehnt. Die Gesamtdicke des TP beträgt 11 mm.

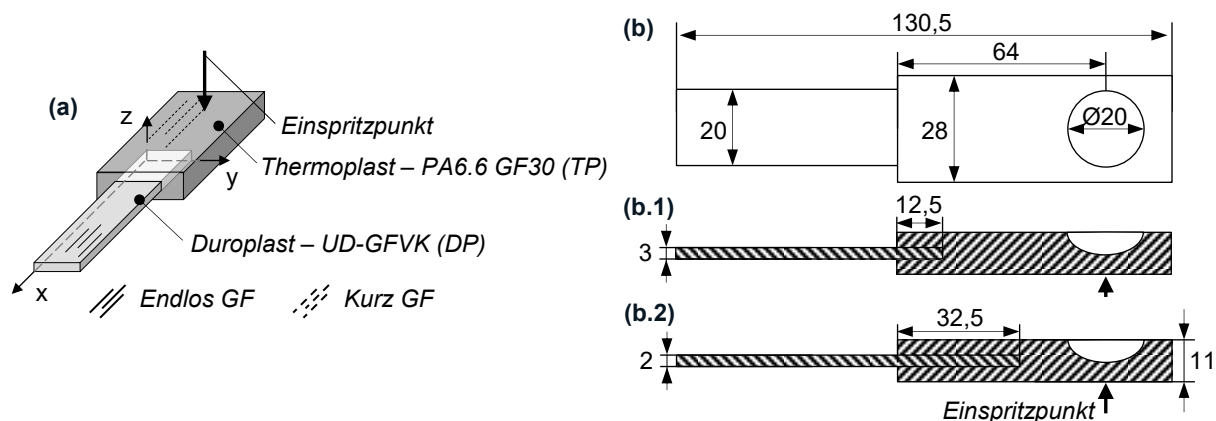


Abbildung 4.3: Probengeometrie in (a) schematischer Darstellung mit Koordinatensystem und (b) mit Maßangaben für (b.1) die Analyse der Festigkeit im Grenzbereich und (b.2) die Analyse der Eigenspannungen im Hybridverbund

Für die Analyse der Festigkeit im Grenzbereich wird die Überlapplänge entsprechend der DIN 1465 (Norm für Scherversuche) auf 12,5 mm festgelegt (vgl. Abbildung 4.3 (b.1)). Für die Berechnung der Scherfestigkeiten wird der umlaufende Rand vernachlässigt. Folglich ergibt sich die Grenzfläche A_G nach Formel (4.4):

$$A_G = 2 \cdot l \cdot b = 2 \cdot 12,5 \text{ mm} \cdot 20 \text{ mm} = 500 \text{ mm}^2 \quad (4.4)$$

Für die Analyse der Proben mittels Kurzbiegeversuch und der Ermittlung der Eigenspannungen im Hybridverbund wird die Überspritzlänge auf 32,5 mm erhöht. Zum einen, um sich an

die Geometriebedingung zu halten und zum anderen, um die Messtechnik prozesssicher in den DP einbringen zu können (vgl. Abbildung 4.3, b.2).

4.2.2 Pultrusionsprozess

Die DP-Einleger werden im Pultrusionsverfahren hergestellt. Das Pultrusionsverfahren ist ein kontinuierlicher Prozess zur Herstellung von faserverstärkten Kunststoffprofilen mit konstantem Querschnitt, u. a. für die Bauindustrie, die Luft- und Raumfahrt und den Transportsektor [91]. Eine klassische Pultrusionslinie besteht aus einem Faserlager, Gestellen zum Positionieren und Abwickeln von Endlosfasern, -filamentmatten oder anderen flächigen Textilbändern, einem Harzbad, einer Vorformungsbaugruppe aus Lochblechen und anderen Führungsteilen, einem Werkzeug, einer Ziehvorrichtung und einer fliegenden Trennsäge (vgl. Abbildung 4.4).

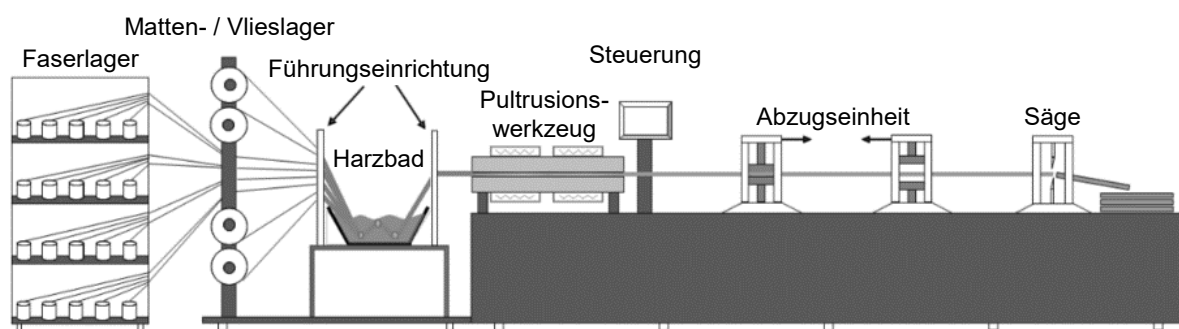


Abbildung 4.4: Schematische Darstellung des Pultrusionsverfahrens [90]

Pultrusionsverfahren weisen einen hohen Automatisierungsgrad auf. Nach Anlaufen des Prozesses wird ein endkonturnahes Ausgangsprodukt oder Halbzeug kontinuierlich hergestellt. Unter den Verfahren zur Verarbeitung von Verbundwerkstoffen gilt die Pultrusion daher als eines der kostengünstigsten [90].

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Pultrudat nicht klassisch mit Wärme, sondern mit elektromagnetischer Strahlung ausgehärtet. Daher kann zwischen zwei alternativen Prozessführungen unterschieden werden. Zum einen wird der DP im, zum anderen nach dem Werkzeug ausgehärtet (Abbildung 4.5).

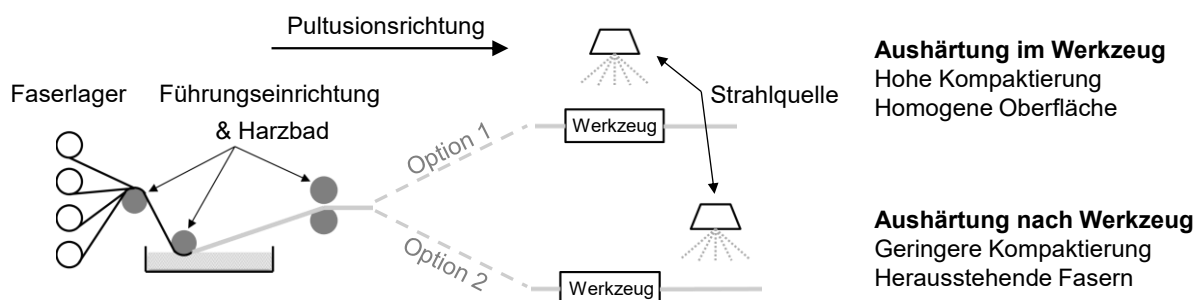


Abbildung 4.5: Gegenüberstellung der Prozessführung von Aushärtung im und nach dem Werkzeug

Die Aushärtung nach dem Werkzeug wird als offene Pultrusion (OP) bezeichnet. Hierbei werden die Fasern weniger kompaktiert und können an der Oberfläche austreten.

4.2.3 Oberflächenbehandlungen des Einlegers

Zur Verbesserung der Adhäsion werden die Einleger unterschiedlich vorbehandelt. Entsprechend der Einteilung nach HABENICHT werden zunächst chemische, elektrische, energiereiche, mechanische und thermische Verfahren bewertet [17]. Anschließend werden die vielversprechendsten Verfahren detailliert betrachtet. Da nicht alle Behandlungen für jeden Anwendungsfall möglich oder sinnvoll sind, werden basierend auf den verwendeten Materialien und ihren Herstellverfahren, Einsatzbereich des Verbunds, Prozessdauer, Kostenziel und Reproduzierbarkeit Anforderungen definiert. Basierend auf diesen Anforderungen werden mögliche Vorbehandlungsmethoden aus dem Stand der Technik (vgl. Kapitel 2.2) ausgewählt.

Für den vorliegenden Anwendungsfall in hochbeanspruchten Fahrwerksbauteilen ergeben sich die Anforderungen folgendermaßen: Die jährliche Stückzahl ist mit $> 0,5 \text{ Mio.}$ Bauteilen sehr hoch. Die Vorbehandlungsdauer sollte demnach eine möglichst kurze Zykluszeit besitzen. Die hohen Qualitätsstandards der Automobilindustrie fordern außerdem eine hohe Reproduzierbarkeit. Um gegenüber anderen Konzepten wettbewerbsfähig zu sein und dem hohen Kostendruck der automobilen Zulieferindustrie gerecht zu werden, müssen die Kosten möglichst geringgehalten werden. Die Behandlung muss eine gewisse Flexibilität aufweisen, da die im Demonstrator behandelte Geometrie variieren kann. Außerdem muss berücksichtigt werden, dass der DP im Pultrusionsverfahren mit elektromagnetischer Strahlungsaushärtung hergestellt wird und vor der Umspritzung vollständig vernetzt ist. In Abbildung 4.6 werden mögliche Vorbehandlungen mit den vorliegenden Anforderungen gegenübergestellt.

Anforderungen:							Bewertung
1: Verwendetes Material und Anwendbarkeit im Herstellverfahren; 2: Prozessdauer; 3: Wirtschaftlichkeit; 4: Reproduzierbarkeit							
		1	2	3	4		
Vorbehandlung							
Chemisch	Haftvermittler					8	
	Schmelzklebstoff					5	
	Co-Härtung					5	
	Restreaktivitäten					10	
	Modifizierung des TP					12	
Elektrisch	Plasma					9	
Energiereich	Laser-Behandlung					13	
Mechanisch	Strahlen					10	
	Sandpapier					4	
	Abreißgewebe					7	
	Formschluss					14	
Thermisch	Vorwärmen					13	
Legende: Vollständig = 4 Gut = 3 Teilweise = 2 Gering = 1 Keine = 0							

Abbildung 4.6: Gegenüberstellung möglicher Vorbehandlungen mit den vorliegenden Anforderungen

Derzeit stehen für den spezifischen Anwendungsfall von DP-TP-Verbindungen keine geeigneten Haftvermittler zur Verfügung. Alternative Systeme können die Anforderungen lediglich teilweise erfüllen. Insbesondere die Prozessdauer und die Wirtschaftlichkeit werden negativ beeinflusst, sodass eine vollständige Erfüllung der Anforderungen nicht gegeben ist. Ein automatisierter Auftragsprozess gewährleistet dagegen eine hohe Reproduzierbarkeit. Ansätze wie der Einsatz von Schmelzklebstoffen, Co-Härtung oder Restreaktivitäten sind aufgrund der Rahmenbedingungen des vorliegenden Herstellverfahrens nicht anwendbar und werden daher nicht weiter betrachtet. Die Modifizierung des TP erfüllt alle Anforderungen vollständig, bis auf die der Wirtschaftlichkeit. Die Kosten hierfür sind zu hoch, sodass diese Vorbehandlung ebenfalls nicht weiter betrachtet wird.

Eine Plasma-Vorbehandlung zeigt hinsichtlich Anwendbarkeit und Prozessdauer nur eingeschränkte Eignung, da die durch die Aktivierung der Oberfläche induzierte Haftungssteigerung einer Halbwertszeit unterliegt. Dies verhindert eine Lagerfähigkeit der Bauteile und erfordert eine unmittelbare Weiterverarbeitung. Dadurch wird auch die Reproduzierbarkeit nur teilweise erfüllt. Prozessverzögerungen können sich negativ auf die resultierende Verbundfestigkeit auswirken. Die Wirtschaftlichkeit wird mit gut bewertet, da es sich um eine einmalige Investition handelt.

Die Laserbehandlung weist in der Literatur sehr gute Ergebnisse auf. Die Prozessdauer wird dabei nur geringfügig erhöht. Trotz höherer Investitionskosten im Vergleich zur Plasma-Behandlung überzeugt diese Methode durch vollständige Reproduzierbarkeit, da keine zeitabhängige Degradation der Oberflächenaktivierung auftritt.

Strahlen eignet sich grundsätzlich für die vorliegenden Materialien, erfüllt jedoch die Kriterien Prozessdauer, Wirtschaftlichkeit und Reproduzierbarkeit lediglich teilweise. Das Aufrauen des DP mit Sandpapier eignet sich aufgrund der fehlenden Reproduzierbarkeit nicht für einen Serienprozess und wird nicht weiter betrachtet. Die Applikation eines Abreißgewebes ist im vorliegenden Pultrusionsprozess nicht möglich. Daher wird dies ebenfalls nicht weiter untersucht.

Vorwärmen eignet sich gut für die vorliegenden Materialien, ist jedoch durch die Zersetzungstemperatur des DP begrenzt. Da die Vorwärmung in den Herstellprozess integriert werden kann, zeigt sich kein Einfluss auf die Prozessdauer. Die einmalige Investition liegt im Bereich der Plasmabehandlung. Die Reproduzierbarkeit ist ebenfalls gut.

Im Folgenden werden die verwendeten Vorbehandlungsmethoden vorgestellt, unterteilt in chemische, elektrische, energiereiche, mechanische sowie thermische. Teilweise werden die Verfahren auch kombiniert.

Chemische Verfahren wirken gezielt auf die Oberflächen der Verbundpartner ein. Als gängiges Verfahren hierzu zeigen sich Primer / Haftvermittler, mit deren Hilfe eine chemische Brücke gebildet wird [17]. Dieses Verfahren wird allen aufgezeigten Anforderungen gerecht. Untersuchungen hierzu wurden von RAWA & KUTTNER erfolgreich durchgeführt (vgl. Kapitel 2.2.3). Aktuell befinden sich jedoch keine frei verfügbaren Systeme auf dem Markt, welche Explizit für die Kombination von einem elektromagnetisch ausgehärtetem VE mit PA6.6 geeignet sind. Anhand einer Benchmark zu Haftvermittlern wird das vielversprechendste System ausgewählt. Zum Einsatz kommen Chemosil360 der Firma Lord (flüssig) und Vestamelt der Firma Evonik (pulverförmig). Für Chemosil werden Versuche mit unterschiedlichen Schichtdicken ($20\ \mu\text{m}$ und $40\ \mu\text{m}$) und verschiedenen Behandlungen vor der Beschichtung durchgeführt, um die Haftung des Haftvermittlers auf dem DP zu verbessern. Die Oberflächen des Einlegers werden mit 2-Propanol gereinigt, mittels Atmosphärenplasma aktiviert oder durch eine Strahlbehandlung aufgeraut. Zum verbesserten Auftragen des Chemosils im Sprühprozess wird eine Verdünnung mit Methylethylketon (MEK) vorgesehen, welche auf die Adhäsion keinen Einfluss hat. Die beschichteten Proben werden im Ofen für 30 min bei $80 - 90\ ^\circ\text{C}$ getrocknet und sind anschließend lagerbar. Unmittelbar vor der Umspritzung werden die beschichteten Einleger auf $80\ ^\circ\text{C}$ erwärmt. Damit der pulverförmige Haftvermittler Vestamelt an dem DP-Einleger haftet, werden die Einleger für 10 min bei $150\ ^\circ\text{C}$ erwärmt und anschließend mit Hilfe eines Pinsels mit dem Haftvermittler bestrichen. Das Pulver schmilzt leicht auf und haftet an der Oberfläche. Abschließend wird der Haftvermittler für 10 min bei $200\ ^\circ\text{C}$ eingebrannt. Unmittelbar vor der Umspritzung werden die beschichteten Einleger auf $80\ ^\circ\text{C}$ erwärmt.

Des Weiteren werden im Rahmen der chemischen Verfahren Ätzversuche an dem DP-Einleger durchgeführt, mit dem Ziel, dass die Säure/Base die Matrix auflöst, die Fasern jedoch vollständig intakt bleiben. Die Proben werden ebenfalls vor der Umspritzung auf 80 °C erwärmt.

Bezeichnung	HA_1	HA_2	HA_3	HA_4	HA_5
Haftvermittler	Chemosil 360	Chemosil 360	Chemosil 360	Chemosil 360	Vestamelt
Vorbehandlung des DP-Einlegers zur Verbesserung der Adhäsion des Haftvermittlers	Reinigen	Plasma	Plasma	Strahlen	Reinigen + Erwärmen
Auftragsmechanismus	Sprühen	Sprühen	Sprühen	Sprühen	Pinself
Schichtdicke [μm]	20	20	40	20	-

Tabelle 4.3: Eigenschaften und Bezeichnung der verwendeten chemischen Verfahren

Elektrische Verfahren beeinflussen die Polarität des DP-Einlegers und erzeugen reaktive Gruppen an der Oberfläche. Das am weitesten verbreitete Verfahren hierzu ist die Plasmabehandlung, welche an der Atmosphäre (AD) oder unter Niederdruck in einer Kammer (ND) stattfinden kann. BAUER et al. haben bereits erfolgreiche Versuche mit ND-Plasma zur Adhäsionsverbesserung zwischen EP-CF und PA6.6 durchgeführt [10]. Die Behandlungsdauer lag hier jedoch zwischen 15 und 70 min. Dies wird der Anforderung nicht gerecht und die Dauer wird daher deutlich auf 90 sek reduziert. Die Plasmabehandlung erfolgt mittels Sauerstoff-Plasma bei einem Druck von 1,50 mbar. Nachteil von Plasmabehandlungen ist, dass die Aktivierung der Oberfläche mit der Zeit abnimmt. In der Versuchsreihe werden die Einleger 24 h nach der Behandlung umspritzt. Eine Vorwärmung erfolgt nicht.

Energierreiche Verfahren basieren auf physikalischen Verfahrensgrundlagen, wobei sie neben rein physikalischen Änderungen auch zu chemischen Reaktionen an einer Oberfläche führen können [17]. Mittels Laser-Strahlen soll zum einen die Oberfläche gereinigt werden, zum anderen kann auch die oberste Matrixschicht abgetragen und somit die obersten Faserlage freigelegt werden. SCHMITT konnte in seinen Untersuchungen mit einer ns-gepulsten Laserquelle gute Ergebnisse erzielen. Durch eine speziell entwickelte Prozessführung lagen die Prozesszeiten bei > 60 sec [13]. Dies kann für den vorliegenden Anwendungsfall nicht übernommen werden, sodass die Behandlungsdauer deutlich reduziert wird. Für die Laser-Behandlung werden vier unterschiedliche Laserquellen untersucht (vgl. Tabelle 4.4). Laser 1, 2 und 3 sind Femto- bzw. Nanosekundenlaser mit jeweils unterschiedlichen Wellenlängen und Prozessparametern. Laser 4 ist ein CO₂-Laser mit deutlich größerer Wellenlänge. Die Behandlungsparameter sind Tabelle 4.4 zu entnehmen. Um den Einfluss der Einlegertemperatur zu identifizieren, werden die Proben zum einen ohne und zum anderen nach einer Vorwärmung auf 80 °C umspritzt.

Bezeichnung	LA_1	LA_2	LA_3	LA_4
Laserart	fs-Laser	fs-Laser	ns-Laser	CO2-Laser
Leistung [W]	45,83	75,00	87,73	50,00
Strahlvorschub [m/s]	8	5	8	k.A.
Strahldurchmesser [μm]	26	37,5	19	212
Wellenlänge [nm]	1.030	515	1.064	10.600
Wiederholungsrate [kHz]	900	600	200	k.A.
Pulsdauer	800 fs	900 fs	150 ns	90 ms

Tabelle 4.4: Eigenschaften und Bezeichnung der Versuchslaser

Mechanische Verfahren nehmen Einfluss auf die Oberflächentopographie des DP-Einlegers und vergrößern die wirksame Oberfläche [17]. Hierbei wird auf das Strahlen des Einlegers fokussiert. Durch beschleunigte Strahlmittel kommt es zu einem partiellen Materialabtrag und somit zu einer Strukturierung der Oberfläche. Die Behandlung findet manuell in einer Strahlkammer statt. Nach RUDAWSKA hat vor allem das Strahlmittel einen Einfluss auf die Rauheit der Oberfläche [98]. Zusätzlich haben AMADA et al. nachgewiesen, dass der Strahlwinkel die Adhäsion beeinflusst [99]. Um den Einfluss von Strahlmittel und -winkel zu identifizieren, werden unterschiedliche Strahlgüter und verschiedene Winkel getestet (vgl. Abbildung 4.7).

(a)					(b)
Bezeichnung	GH25	GH40	Ko	GP	
Strahlmittel	Hartgusschrot	Hartgusschrot	Korund	Glas	
Korngröße [mm]	0,6-1,4	0,5-1,18	0,05-0,15	0,1-0,2	
Arbeitsdruck [bar]	3	3	3	3	
Abstand [cm]	15-20	15-20	15-20	15-20	
Vorschub [m/min]	2	2	2	2	
Überfahren	4	4	4	4	

Abbildung 4.7: Eigenschaften und Bezeichnung (a) der verwendeten Strahlmittel und (b) schematische Darstellung der Strahlwinkel

Zusätzlich zum Strahlen wird ein Formschluss auf Makroebene eingebracht (Einfassung). Dabei wird ein Halbkreis mit $\varnothing 5 \text{ mm}$ an beiden Außenseiten der umspritzten Fläche eingefräst. Die Tiefe der Einfassung entspricht dem Radius des Fräasers ($2,5 \text{ mm}$).

Mit **thermischen Verfahren** wird die Kontakttemperatur zwischen DP und TP beeinflusst. Hierfür wird der DP vor der Umspritzung auf unterschiedliche Temperaturen vorgewärmt. Für Blecheinleger wurde dadurch in der Literatur eine deutlich verbesserte Adhäsion erreicht [30]. Für FRP-Bauteile wurde dies noch nicht untersucht. Diese Oberflächenbehandlung wird an zwei Arten von DP-Einlegern untersucht: Zum einen wird der DP-Einleger im Werkzeug und zum anderen nach dem Werkzeug ausgehärtet (vgl. Abbildung 4.5).

Bezeichnung	VW_80	VW_120	VW_160	VW_200	VW_240	OP_80	OP_160	OP_240
Aushärtung	Im Werkzeug					Nach Werkzeug		
Vorwärmtemp. [°C]	80	120	160	200	240	80	160	240

Tabelle 4.5: Eigenschaften und Bezeichnung der thermischen Verfahren

Alle DP-Einleger – mit Ausnahme der Plasma- und Haftvermittler-Vorbehandelten – werden vor dem Spritzgussprozess mit Isopropanol gereinigt. Bei den Plasma- und Haftvermittler-Einlegern erfolgt die Isopropanol-Reinigung vor der Auftragung der Vorbehandlungsmethode. Für die Vorwärmung wird ein separater Ofen verwendet, der auf die erforderliche Temperatur vorgeheizt wird. Die Proben verbleiben mindestens 20 Minuten im Ofen, um eine vollständige Durchwärmung sicherzustellen und werden erst unmittelbar vor dem Umspritzprozess entnommen.

4.2.4 Spritzgussprozess

Spritzgießen ist ein wesentliches Herstellungsverfahren von Kunststoffformteilen, besonders für Bauteile in großen Stückzahlen. Nach dem Spritzprozess ist keine Nachbearbeitung des Formteils notwendig. Das Formteil kann in kurzen Zykluszeiten durch ein vollautomatisiertes Verfahren hergestellt werden [32]. Dabei werden die TP auf 180 – 380 °C erhitzt und unter hohem Druck in das Spritzgusswerkzeug eingespritzt [100].

PA6.6 – GF30	
Werkzeugtemperatur	85-90°C
Düsentemperatur	295°C
Einspritzgeschwindigkeit	70 mm/s
Einspritzzeit	0,69 s
Nachdruckzeit	20 s
Kühlzeit	60 s
Einspritzdruck	453 bar
Nachdruck	380 bar

Tabelle 4.6: Spritzgussparameter Probenherstellung

Die Herstellung der Scherproben erfolgt in einer Spritzgussmaschine des Typs Arburg Allrounder 370 C 1000-250.

Nach Entnahme der Bauteile aus der Spritzgussmaschine, kühlen diese an Raumluft weiter ab.

4.3 Analyse- und Prüfmethoden

In der vorliegenden Arbeit werden verschiedene Analyse- und Prüfmethoden zur Charakterisierung des Hybridverbunds verwendet. Einerseits wird die Adhäsion mittels Scherversuch, Kurzbiegeversuch und mikroskopischen Untersuchungen charakterisiert. Andererseits werden die Eigenspannungen mittels Bohrlochmethode und FBG-Messung ermittelt.

4.3.1 Scherversuch

Eine Prüfung zur Charakterisierung der Scherfestigkeit ist der Scherversuch, genormt nach DIN EN 1465 [101]. Diese Prüfung ist für Klebeverbindungen etabliert. Eine Überlappungslänge zwischen den Werkstoffen von $12,5\text{ mm}$ wird vorausgesetzt. BAUER et al. haben die Prüfung angepasst, um einen vollständig umspritzten Probenkörper nur an der Grenzfläche zu prüfen. Dafür wird ein Abziehwerkzeug vorgesehen, welches um den TP greift (vgl. Abbildung 4.8). Dieser Ansatz wird in der vorliegenden Arbeit übernommen.

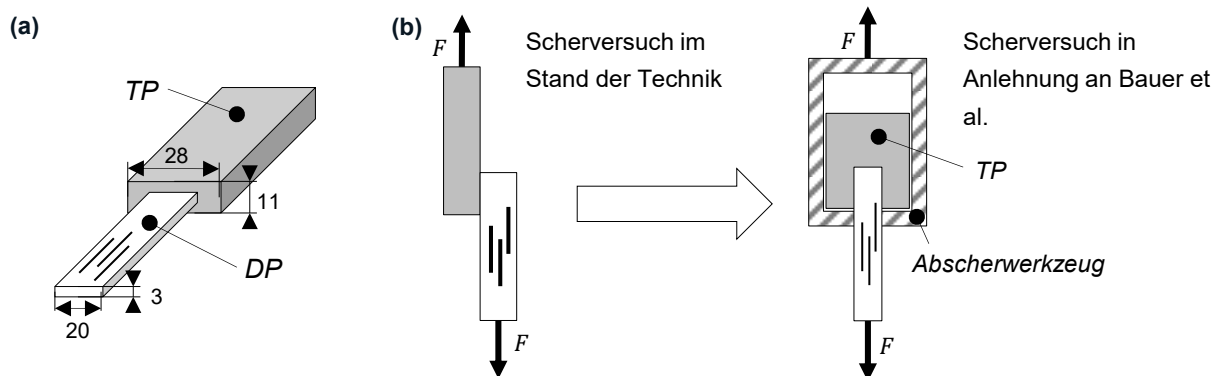


Abbildung 4.8: (a) Probengeometrie und (b) angepasstes Scherwerkzeug

Die Prüfungen werden an einem Hydropulser der Firma Schenk durchgeführt. Dieser ist mit einer Klimakammer ausgestattet, sodass auch Prüfungen bei erhöhter Umgebungstemperatur durchgeführt werden können. Der Versuchsaufbau ist in Abbildung 4.9 dargestellt. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 2 mm/min .

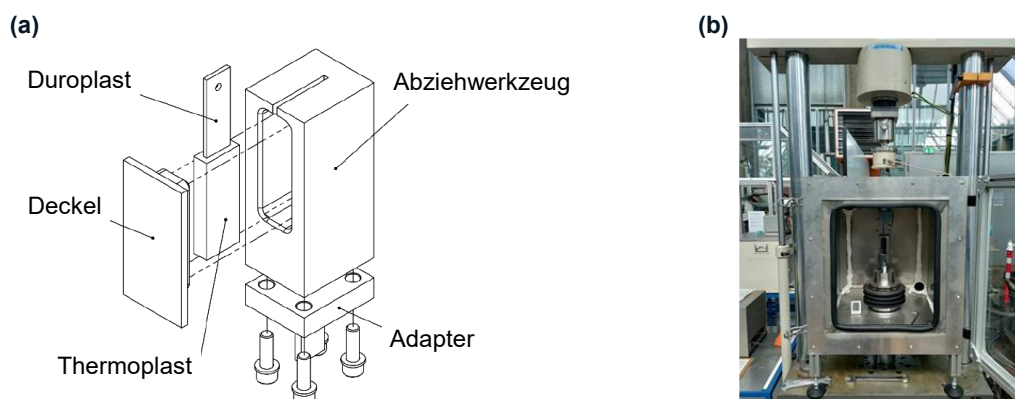


Abbildung 4.9: Darstellung (a) des Abziehwerkzeugs und (b) des Prüfaufbaus beim Scherversuch

Die Schubspannung τ_s durch eine äußere Kraft ergibt sich aus der in der Prüfung gemessenen Maximalkraft F_{max} bezogen auf die Grenzfläche A_G des Hybridverbunds. Für die Grenzfläche A_G werden die Stirn- und Seitenflächen vernachlässigt, da nicht alle Vorbehandlungsmethoden auf diese Flächen wirken.

$$\tau_S = \frac{F_{max}}{A_G} \quad (4.5)$$

mit

F_{max} Gemessene Maximalkraft im Scherversuch

$A_G = 2 \cdot l \cdot b = 500 \text{ mm}^2$ Grenzfläche des Hybridverbunds

4.3.2 Scherversuch unter Umweltbedingungen

Zur Analyse des Einflusses von Umweltbedingungen werden zwei Prüfmethoden definiert, die typischerweise bei Strukturbauteilen aus Kunststoffen Anwendung finden, welche Umwelteinflüssen und weiteren Belastungen ausgesetzt sind. Zum einen werden die Probenkörper bei einer erhöhten Temperatur von 80 °C geprüft. Um eine homogene Temperaturverteilung sicherzustellen, werden die Proben vorab 30 min bei dieser Temperatur gelagert. Zum anderen werden die Proben mit Salzwasser konditioniert, indem sie für 48 h in einer Salzwasser-Lösung bei 80 °C eingelegt werden. Der Salzgehalt von 50 g/L orientiert sich an der DIN 9227. Die anschließende Prüfung wird bei Raumtemperatur durchgeführt.

4.3.3 REM- und XRM-Untersuchungen

Zur Charakterisierung der Proben werden zusätzlich ein Rasterelektronenmikroskop (REM) und ein Röntgenmikroskop (XRM) eingesetzt.

Die REM-Analysen dienen insbesondere der Untersuchung von Oberflächenstrukturen, Bruchflächen und Grenzschichtbereichen im Hybridverbund, um Rückschlüsse auf Adhäsionsmechanismen und Schadensverläufe ziehen zu können. Die REM-Methode basiert auf der Wechselwirkung eines fokussierten Elektronenstrahls mit der Probenoberfläche. Durch die Detektion von Sekundär- und Rückstreuielektronen lassen sich hochaufgelöste Abbildungen der Topografie und der Materialkontraste erzeugen. Ein Sputtern der Oberflächen war nicht notwendig.

Die XRM-Analysen dienen insbesondere der Erfassung von Defekten, Porositäten und Faser-Verteilungen innerhalb der Hybridverbunde. Damit können innere Strukturen, die mit konventionellen Oberflächenverfahren wie REM nicht zugänglich sind, zerstörungsfrei dargestellt und quantifiziert werden. Zur zerstörungsfreien 3D-Analyse der Proben mittels Röntgenmikroskop ermöglichen voxelbasierte Aufnahmen im Submikrometerbereich die Untersuchung innerer Strukturen, ohne dass eine mechanische Präparation erforderlich ist. Dafür wird ein Röntgenmikroskop des Typs Xradia 610 Versa (Fa. Carl Zeiss AG) eingesetzt. Die Probe wird mit Röntgenstrahlung durchstrahlt und die Transmission unter verschiedenen Winkeln erfasst. Durch eine rekonstruktive Bildgebung entsteht ein hochaufgelöstes dreidimensionales Volumenmodell der Probe.

4.3.4 Kurzbiegeversuch

Zur Bestimmung der Nennscherfestigkeit von Hybridverbunden liegt aktuell kein genormtes Verfahren vor [4]. Ein Verfahren, welches zur Charakterisierung der Grenzschicht zwischen Metall und FKV verwendet wird, ist der Kurzbiegeversuch nach DIN EN 2377 [102]. Mittels Kurzbiegeversuch wird die statisch interlaminare Nennscherfestigkeit (engl. Interlaminare Shear Strength, kurz: ILSS) in FVK bestimmt. Die ermittelte Scherfestigkeit dieser Prüfung wird als Nennscherfestigkeit bezeichnet, da die tatsächliche Scherfestigkeit durch Randeffekte beeinflusst werden kann [103]. Grundsätzlich sind Probengeometrie und Prüfaufbau variabel. Der Prüfaufbau muss jedoch entsprechend gewählt werden, dass ein Versagen auf Schub durch Querkraft und nicht ein Versagen durch Biegung eintritt. Die Geometriebedingung für GFK lautet $l_{s,ILSS} < 5 \cdot t_{ILSS}$, wobei $l_{s,ILSS}$ die Stützweite der Auflager und t_{ILSS} die Probendicke des Laminats beschreibt.

Der schematische Prüfaufbau für diese Arbeit mit Probengeometrie und die Schubspannungsverteilung über die Probendicke ist in Abbildung 4.10 dargestellt.

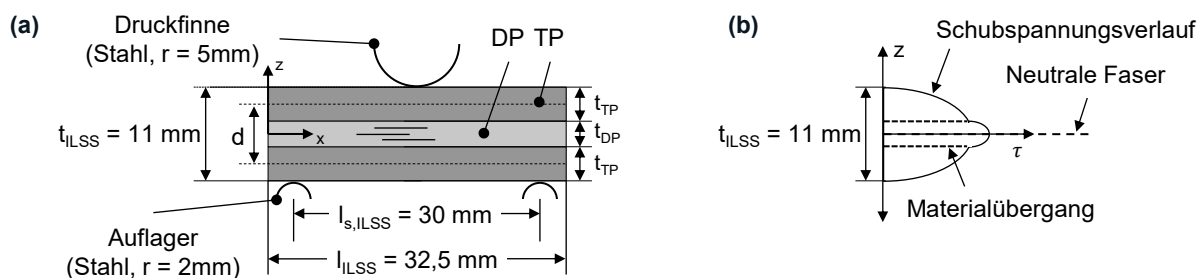


Abbildung 4.10: Darstellung des Kurzbiegeversuchs mit (a) Probe und Versuchsaufbau und (b) schematischer Schubspannungsverteilung über die Probendicke

Generell ist der Schubspannungsverlauf parabolförmig, mit Maximum in der Probenmitte (neutrale Faser) und Null an den Probenrändern [104]. Zur Charakterisierung der Grenzschicht zwischen Metall und FKV wird daher in die neutrale Faser der Probe eine dünne Metallfolie eingebracht [105]. Es wird angenommen, dass die höchste Schubbelastung in der Grenzschicht auftritt, da der Abstand zur neutralen Faser vernachlässigt werden kann. Da die Probe für den vorliegenden Anwendungsfall mittels Spritzgussverfahren hergestellt wird, kann sie nicht entsprechend der Norm ausgelegt werden. Ein zu dünner DP-Einleger wird vom Einspritzdruck verformt. Weiterhin kann aufgrund der Werkzeuggeometrie der Überlappbereich nur begrenzt verlängert werden. Die Probendicke von 11 mm (vgl. Abbildung 4.3) kann nicht verringert werden. Trotz Erfüllung der Geometriebedingung ist unklar, ob die Probe in der Grenzschicht versagt. Für die Kurzbiegeversuche wird die gleiche Probengeometrie wie zur Analyse der Eigenspannungen verwendet (vgl. Abbildung 4.3, b.2).

Für die Bestimmung der quasistatischen, interlaminaren Schubfestigkeit muss zunächst die Querkraft Q ermittelt werden. Da erstes Schubversagen vor Erreichen der Maximalkraft eintritt,

wird die Kraft $F_{u,10\%}$ verwendet. Diese wird ermittelt, indem eine Gerade parallel zur elastischen Geraden in den Punkt F_{max} verschoben wird. Anschließend wird eine weitere Gerade um 10 % des Durchbiegungsbereichs Δu parallel zur elastischen Gerade verschoben. Der Schnittpunkt mit der Kraft-Weg-Kurve stellt die Kraft $F_{u,10\%}$ dar. Es gilt Querkraft $Q = F_{u,10\%}/2$. Zur Berechnung der quasistatischen, interlaminaren Schubfestigkeit kann nicht die Formel aus DIN EN 2377 verwendet werden, da diese nur für FKV mit homogenem Laminataufbau gilt [102]. Der Abstand zwischen neutraler Faser und Grenzschicht kann nicht vernachlässigt werden. Daher werden die Formeln zur Schubspannung für Sandwichstrukturen nach ZENKERT verwendet [104].

Für die Gesamtbiegesteifigkeit der Sandwichprobe gilt:

$$E_{Ges} \cdot I_{Ges} = \frac{E_{TP} t_{TP}^3}{6} + \frac{E_{TP} t_{TP} d^2}{2} + \frac{E_{DP} t_{DP}^3}{12} \quad (4.6)$$

mit

$E_{Ges} \cdot I_{Ges}$	Gesamtbiegesteifigkeit
E_{TP}	E-Modul TP [MPa]
t_{TP}	Dicke TP [mm]
d	Abstand der Mitten beider Deckschichten [mm]
E_{DP}	E-Modul DP
t_{DP}	Dicke DP

Die Schubspannung im TP (Deckschicht) für $\frac{t_{DP}}{2} \leq z \leq \frac{t_{DP}}{2} + t_{TP}$ und $-\frac{t_{DP}}{2} - t_{TP} \leq z \leq -\frac{t_{DP}}{2}$ ergeben sich nach:

$$\tau_{ILSS,TP}(z) = \frac{Q}{E_{Ges} \cdot I_{Ges}} \frac{E_{TP}}{2} \left(\frac{t_{DP}^2}{4} + t_{DP} t_{TP} + t_{TP}^2 - z^2 \right) \quad (4.7)$$

mit

$\tau_{ILSS,TP}(z)$	Schubspannung im TP in Abhängigkeit von z
Q	Querkraft = $F_{u,10\%}/2$

Die Schubspannung im DP (Kern) für $-\frac{t_{DP}}{2} \leq z \leq \frac{t_{DP}}{2}$ ergeben sich nach:

$$\tau_{ILSS,DP}(z) = \frac{Q}{E_{Ges} \cdot I_{Ges}} \frac{E_{TP}}{2} \left[\frac{E_{TP} t_{TP} d}{2} + \frac{E_{DP}}{2} \cdot \left(\frac{t_{DP}^2}{4} - z^2 \right) \right] \quad (4.8)$$

mit

$\tau_{ILSS,DP}(z)$ Schubspannung im DP in Abhängigkeit von z

Die maximalen Schubspannungen treten im DP bei $z = 0$ auf. Für die Schubspannungen in der Grenzschicht ($\pm \frac{t_{DP}}{2} = z$) gilt:

$$\tau_{ILSS} = \frac{Q}{E_{Ges} \cdot I_{Ges}} \cdot \frac{E_{TP} t_{TP} d}{2} \quad (4.9)$$

Die Kurzbiegeversuche werden auf einer Prüfmaschine der Firma Hegewald & Peschke durchgeführt. Die Prüfgeschwindigkeit beträgt 2 mm/min .

4.3.5 Bohrlochmethode

Die Bohrlochmethode ist ein teilweise zerstörendes mechanisches Prüfverfahren zur Messung von Eigenspannungen, genormt nach ASTM E837 [106]. Zur Messung werden mit Dehnungsmessstreifen (DMS) ausgestattete Messrosetten an der Probenoberfläche angebracht. Die DMS sind in drei Richtungen platziert: 0° , 45° und 90° (vgl. Abbildung 4.11) [70]. Anschließend wird auf dem Schnittpunkt der DMS-Mittellinien eine Sackloch-Bohrung eingebracht. Dadurch wird das Gleichgewicht im Bauteilinneren beeinflusst und es treten messbare Maßänderungen auf [107].

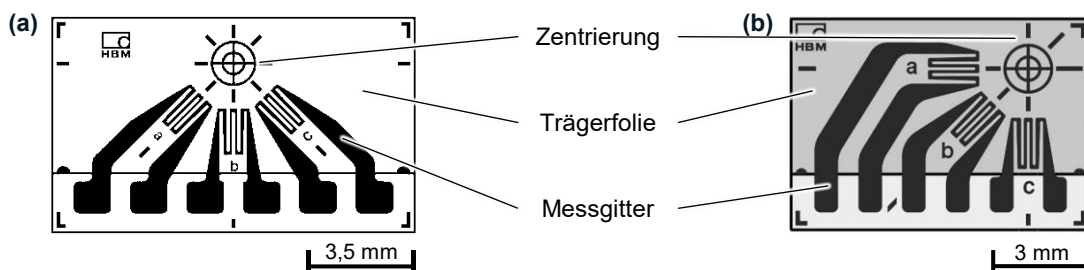
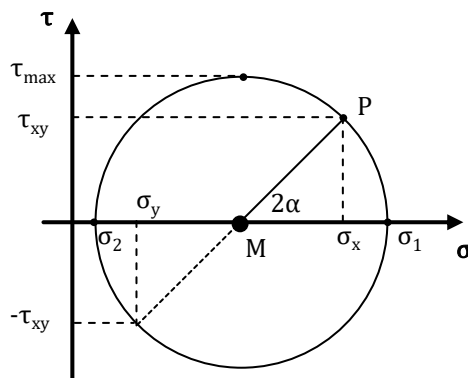


Abbildung 4.11: Messrosetten für Bohrlochmethode [108], (a) zentrale und (b) seitliche Zentrierung

Die Bohrlochmethode wird inkrementell durchgeführt, die Dehnungen werden diskret nach kleinen Schritten aufgenommen. Dadurch können Nichtuniformitäten des Spannungsfeldes entlang der Tiefenachse erkannt werden [106, 109]. Basierend auf den drei aufgenommenen Dehnungskomponenten ergeben sich die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 [109–111].

Zur Bestimmung der Geometriefaktoren müssen die Proben kalibriert werden. Dafür wird eine Last mittels Zugprüfung auf die Probe aufgebracht und die dadurch resultierenden Dehnungen aufgenommen.



Hauptnormalspannungen

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \sqrt{\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}^2 + \tau_{xy}^2} \quad (x,x) \quad (4.10)$$

Hauptschubspannungen

$$\tau_{1,2} = \pm \sqrt{\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}^2 + \tau_{xy}^2} \quad (x,x) \quad (4.11)$$

Richtung der Hauptnormalspannungen

$$\tan(2\alpha) = \frac{2\tau_{xy}}{\sigma_x - \sigma_y} \quad (x,x) \quad (4.12)$$

Abbildung 4.12: Mohr'scher Spannungskreis [112]

Unter Berücksichtigung der errechneten Werte lässt sich für das betrachtete System der Mohr'sche Spannungskreis konstruieren (vgl. Abbildung 4.12), der Normal- und Schubspannungen für jede beliebige Betrachtungsrichtung in der Ebene liefert [109–111]. Hiermit kann der vorliegende Spannungszustand bewertet werden.

In dieser Arbeit werden Messrosetten vom Typ RY61-1.5/120K3 (Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Deutschland) mit seitlicher Zentrierung verwendet. Die Messgitter haben einen Nennwiderstand von 120 Ω.

In Anlehnung an die entsprechende Norm ASTM E837 wird ein 2,4 mm-Frässtift für GFK verwendet [106]. Die Untersuchung findet in sechs Durchläufen statt – Kalibrierung vor der Untersuchung, Messung bei jeweils 0,5 mm, 1 mm, 1,5 mm und 2 mm Bohrtiefe und Kalibrierung nach der Untersuchung. Die Kalibrierung erfolgt auf einer Zugprüfmaschine mit 400 N Zugbelastung. Die maximale Bohrtiefe definiert sich aus der Literatur. Ab einer Tiefe von 80 % des Lochdurchmessers sind keine signifikanten Dehnungsänderungen mehr messbar [109]. Nach Erreichen der Solltiefe der jeweiligen Durchläufe wird der Fräser zurückgefahren und die Messung durchgeführt. Die Bohrparameter sind 0,2 mm/min Vorschub und 200 min⁻¹ Spindeldrehgeschwindigkeit. Die Versuche werden an einer Probe VW_240 durchgeführt. Die Daten werden mit einem Universalmessverstärker NI-9219 und einem Aufnehmer cDAQ-9174 (Fa. National Instruments, USA) erfasst.

4.3.6 Spannungsanalyse mittels Faser-Bragg-Gitter Sensor

Faser-Bragg-Gitter-Sensoren (FBG) sind faseroptische Dehnungssensoren, die nach dem Prinzip der Bragg'schen Reflexionsbedingung arbeiten. Dafür wird in eine Monomode-Glasfaser ein periodisch brechzahlmodulierter Bereich mit mehreren Modulationsstellen eingebracht

[113]. Wird breitbandiges Licht in solch eine Faser eingekoppelt, findet an jeder Modulationsstelle eine Teilreflektion des Spektrums statt (vgl. Abbildung 4.13, b). Durch die Bragg'schen Reflexionsbedingungen bildet sich ein konstruktives Interferenzmuster. An den Faserenden kann entweder der reflektierte oder der transmittierte Anteil gemessen werden [114].

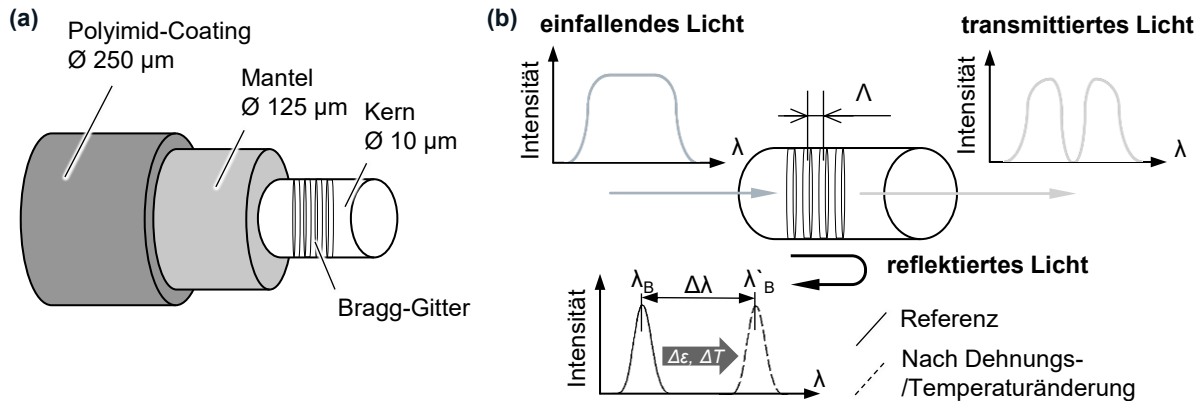


Abbildung 4.13: Aufbau eines Faser-Bragg-Gitter Sensors, (a) schematische Darstellung und (b) Funktionsweise [83]

Dehnungs- oder Temperaturänderungen beeinflussen sowohl den Gitterabstand Λ als auch den effektiven Brechungsindex und verursachen eine Verschiebung des Ausgangs-Reflexionspeaks entlang des Spektrums [113, 115]. Durch Messung der Verschiebung der Peakwellenlänge λ_B können die Änderungen durch folgende Formel berechnet werden [83, 116]:

$$\Delta\lambda_B = \lambda_{B,0} \cdot [(1 - p_e) \cdot \varepsilon_x + (\alpha + \gamma) \cdot \Delta T] \quad (4.13)$$

mit

$$p_e = 0,2125$$

Photoelastische Konstante

$$\alpha = 0,55 \cdot 10^{-6} K^{-1}$$

Thermischer Ausdehnungskoeffizient der Glasfaser

$$\gamma = 8,45 \cdot 10^{-6} K^{-1}$$

Thermooptische Konstante

$$\lambda_B$$

Peakwellenlänge

Da die Wellenlängenverschiebung von der Temperatur abhängt, ist es entscheidend die Temperaturen während der Messung zu kennen, um lediglich die Dehnungseinflüsse zu identifizieren.

In Abhängigkeit von Ausgangsfaser und Herstellungsprozess können zwischen verschiedenen Arten von FBG unterschieden werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird ein Typ-II Gitter verwendet. Dies ist ein Gitter mit mikroskopischen Defekten, welche durch einen Femtosekunden-

Infrarotlasers eingebracht werden [70]. Zur experimentellen Validierung der Ergebnisse werden FBG-Sensoren des Typs SMF28e (AOS-Fiber, Deutschland) genutzt mit Reflexionspeaks zwischen 1542 nm und 1549 nm [117]. Der FBG wird während des Pultrusionsprozesses in das DP-Profil eingebracht (vgl. Abbildung 4.14, a). Vor der Implementierung wird das Coating entfernt, um eine bessere Matrixhaftung zu erreichen. Zur Führung und Positionierung des FBG wird eine Kanüle verwendet.

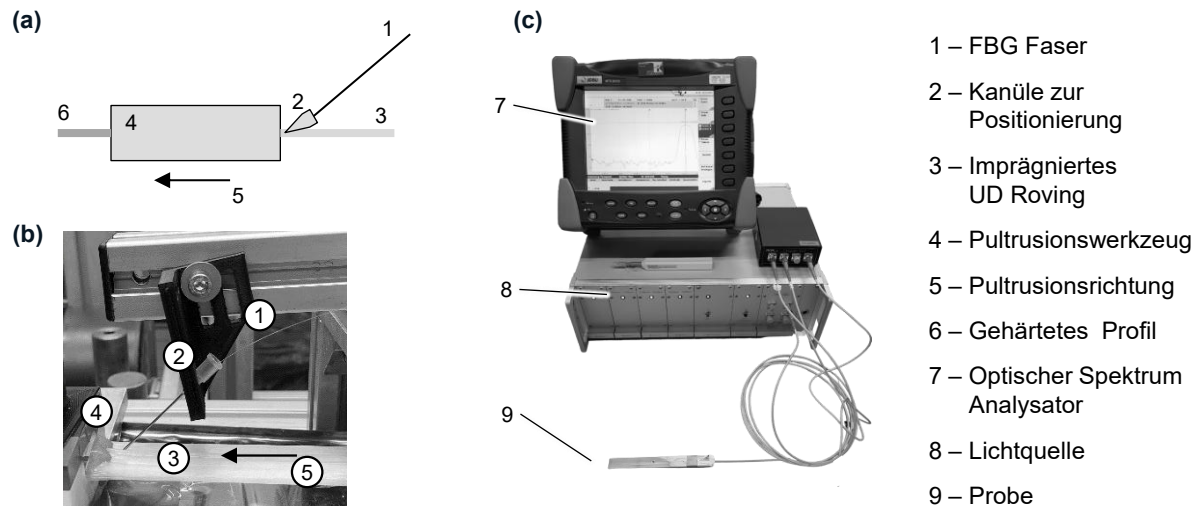


Abbildung 4.14: Einbringen des FBG in den DP, (a) schematisch, (b) Fotoaufnahme und (c) Mess-technik zur Auswertung

Zur Auswertung wird die Probe über einen Koppler mit der Lichtquelle und dem optischen Spektrumanalysator (kurz OSA) verbunden (vgl. Abbildung 4.14, b). Nach der Messung wird der Leistungspegel über die Wellenlänge auf dem OSA angezeigt. Diese Kurve wird mit Hilfe von MATLAB ausgewertet, um den Schwerpunkt zu bestimmen.

4.4 Modellierung der Normal- und Schubspannungen

Zur numerischen Bestimmung der thermisch induzierten Eigenspannungen in dem DP-TP-Hybridverbund wird die Simulationssoftware ANSYS Workbench mit dem integrierten Modul ANSYS Mechanical 2023 R1 genutzt. Der Probekörper wird angelehnt an Abbildung 4.3 (b.2) aufgebaut. Der DP ist entsprechend der Probengeometrie auf einer Seite verlängert.

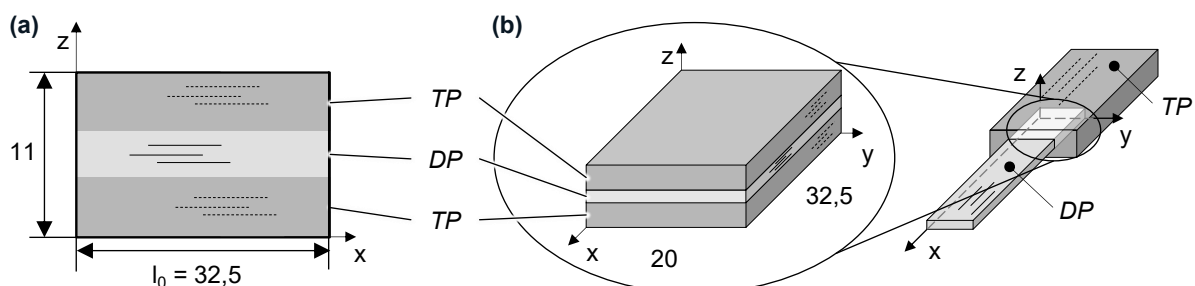


Abbildung 4.15: Definition der Sandwich-Geometrie und des Koordinatensystems (b) in isometrischer Ansicht und (a) im Schnitt in der x-z-Ebene

Sowohl DP als auch TP werden als Volumenelemente mit anisotropen Materialparametern angenommen (vgl. Tabelle 4.1 und Tabelle 4.2). Der Verbund zwischen den einzelnen Schichten wird mit einem Space Claim modelliert, der eine gemeinsame Topologie der sich berührenden Flächen ermöglicht und ein einheitliches Netz gewährleistet. Um eine uneingeschränkte Kontraktion zu ermöglichen und Klemmeffekte abzuschwächen, wird die Probe gemäß der in Abbildung 4.16 (a) markierten Position einseitig gelagert. Als thermische Bedingung wird die gesamte Probe um eine Temperaturdifferenz von der Kristallisationstemperatur T_K ($= 170\text{ }^{\circ}\text{C}$) auf RT innerhalb von 2.400 s abgekühlt. Zu Beginn der Abkühlung wird angenommen, dass sich der Probenkörper im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Es liegt eine homogene Temperaturverteilung von $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ vor. Dies wird auch durch Moldflow-Simulationen bestätigt [118].



Abbildung 4.16: (a) Simulierter Probekörper mit Lagerung, (b) simulierte Normal- und (c) Schubspannungen

Weiterhin wird ein quadratisches Netz mit einer Größe von $0,4\text{ mm}$ verwendet, wobei die Berechnungselemente mit zusätzlichen Knoten entlang jeder Kante ergänzt werden, um die Verformungen besser zu erfassen. Das Modell wurde so konstruiert, dass die maximalen Scherspannungen an der Oberfläche auftreten. Durch die Limitierung von ANSYS Workbench werden hierfür falsche Randbedingungen definiert. Um dem entgegenzuwirken, wird die Sandwich-Geometrie künstlich um ca. $0,6\text{ mm}$ in der jeweiligen Richtung erweitert und entsprechend ausgewertet. Zur Auswertung wird das in Abbildung 4.15 dargestellte Koordinatensystem verwendet.

Weder das Berechnungs- noch das Simulationsmodell berücksichtigen den FBG. Da dieser im Vergleich zur Probengeometrie sehr klein ist, wird davon ausgegangen, dass er für das DP nur einen minimalen Verstärkungseffekt in Faserrichtung gibt, welcher vernachlässigt werden kann. Diese Annahme stützt sich auf andere Studien, die diesen Einfluss ebenfalls vernachlässigen [75]. Dies ist jedoch eine Einschränkung der Modelle.

5 Analyse der Festigkeit im Grenzschichtbereich

Für die Analyse der Festigkeit im Grenzschichtbereich werden zunächst Voruntersuchungen zu den Oberflächenbehandlungen Ätzen und Strahlen durchgeführt. Anschließend wird der Einfluss der ausgewählten Oberflächenbehandlungen auf die Adhäsion untersucht. Die Ergebnisse werden einer numerischen Berechnung der Schubspannungen gegenübergestellt. Abschließend wird ein Zwischenfazit zur Festigkeit im Grenzschichtbereich gezogen. Ein Teil der Ergebnisse ist bereits in dem Journal *Composites Part B* veröffentlicht [119].

5.1 Voruntersuchungen zu den Oberflächenbehandlungen

Bezüglich der **chemischen Verfahren** werden an den DP-Einlegern **Ätzungen** durchgeführt. Ziel dieser Ätzungen ist es, dass die Säure/Base die Matrix auflöst, die Fasern jedoch vollständig intakt bleiben. Hierfür werden vorab Versuche durchgeführt, um sowohl die Säure oder Base festzulegen als auch die Behandlungsdauer zu definieren. Wie im Stand der Technik beschrieben, kann der TP an diesen Stellen eine stoffschlüssige Verbindung mit dem DP-Einleger bilden. Hierfür werden die Säuren H_3PO_4 (85 %), HCl (20 %) und H_2SO_4 (60 %) und die Base Kaliwasser verwendet. Die Proben werden der Säure/Base jeweils 5, 10 und $> 60 \text{ min}$ ausgesetzt. Nach der Behandlung ist keine signifikante Veränderung der Oberfläche erkennbar, es liegen keine freien Fasern vor. Lediglich bei H_3PO_4 (85 %) ist die Lichtreflexion der Oberfläche leicht verändert. In Abbildung 5.1 werden die Oberflächen vor und nach der Behandlung mit H_3PO_4 (85 %) gegenübergestellt. Aufgrund der Ergebnisse und dem Aspekt, dass die Verwendung solcher Chemikalien in einer Serienproduktion mit hohen Zusatzkosten durch die Arbeitssicherheit verbunden ist, wird im Weiteren die Möglichkeit des Ätzens nicht weiter betrachtet.

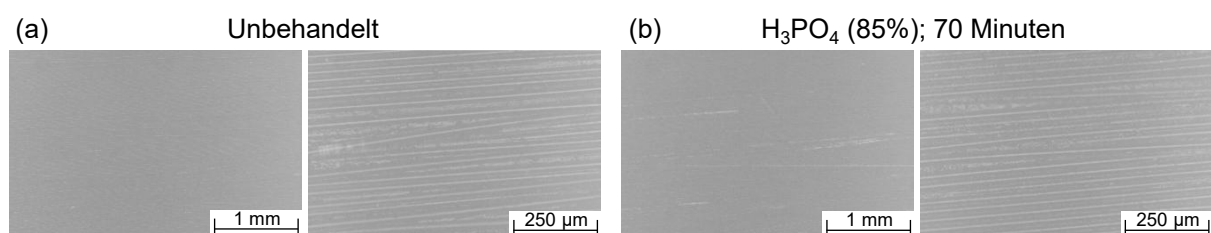


Abbildung 5.1: DP-Oberflächen (a) vor und (b) nach der Behandlung mit H_3PO_4

Hinsichtlich der **mechanischen Verfahren** wird unter anderem das Strahlen der Oberfläche betrachtet. Mit Hilfe der Vorversuche werden die Einflüsse der aufgeführten Strahlmittel (vgl. Abbildung 4.7) unter den Strahlwinkeln 15° , 45° , 75° und 90° auf die Oberflächenrauigkeit untersucht.

Die Rauheit wurde über den arithmetischen Mittenrauwert R_a quantifiziert. Dieser Parameter ist normativ etabliert und bietet eine hohe Vergleichbarkeit. R_a eignet sich als zuverlässiger

Kennwert für die Bewertung der Oberflächenbeschaffenheit, auch wenn die gemittelte Rautiefe R_z ergänzende Informationen bereitstellen könnte.

Die Ermittlung der Rauheitswerte erfolgt durch ein Lasermikroskop VK-8710 (Fa. Keyence). Die Messungen werden im Zentrum des gestrahlten Bereiches jeweils auf Vorder- und Rückseite durchgeführt. Die Rauheitswerte aller Strahlwinkel und -mittel bewegen sich auf einem Niveau zwischen R_a 17,2 – 27,3 μm (vgl. Abbildung 5.2).

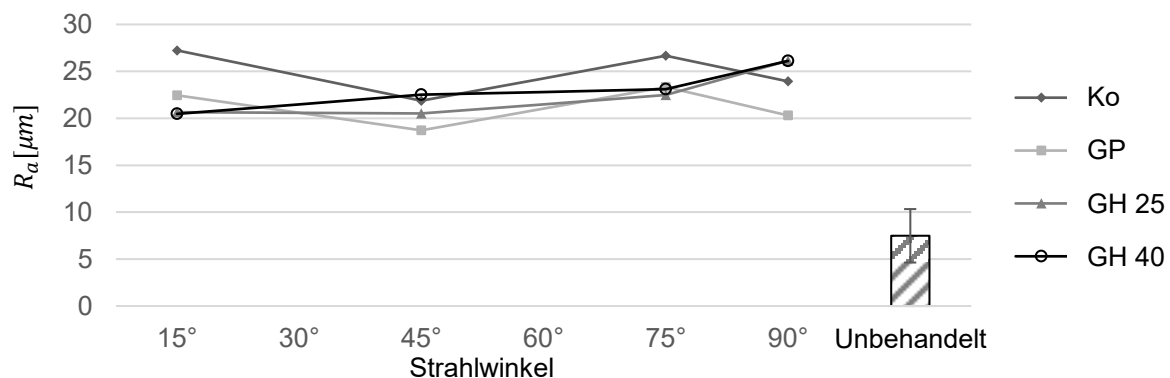


Abbildung 5.2: Einfluss des Strahlwinkels und -mittels auf R_a

Im Vergleich zur unbehandelten geschlossen ausgehärteten Probe werden die Rauheitswerte überall deutlich erhöht. Das Korund-Strahlmittel (Ko) zeigt bei einem Strahlwinkel von 75° besonders hohe Rauheitswerte. Dieser Winkel erweist sich in der Literatur zum Erhöhen der Adhäsionskräfte als besonders wirksam [99]. Für die Hartgusschrote (GH) führt das gröbere Material (GH40) zu höheren Rauheiten. Da Glasperlen (GP) nicht besonders herausstechen, wird dieses Strahlmittel nicht weiter untersucht. Basierend auf diesen Ergebnissen werden im Weiteren GH40 unter 75° und Ko unter 45°, 75° und 90° untersucht.

5.2 Scherfestigkeit in Abhängigkeit der Oberflächenbehandlungen

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse hinsichtlich der Adhäsionsverbesserung durch Oberflächenbehandlung vorgestellt. Es wird zunächst auf quasi-statische Prüfungen im Scherversuch bei Raumtemperatur und anschließend nach Konditionierung und bei 80 °C Prüftemperatur eingegangen. Um Randeffekte durch die Probengeometrie zu eliminieren, werden abschließend die Ergebnisse der Kurzbiegeversuche erläutert.

5.2.1 Scherversuch bei Raumtemperatur

Als Vergleichswert dient die Referenzprobe (Ref). Hierfür wird ein DP-Einleger mit Isopropanol gereinigt und ohne Vorwärmung umspritzt. Es wird eine Scherfestigkeit von 0,39 MPa erreicht.

Für die **chemischen Verfahren** kommen zwei Haftvermittler-Systeme zum Einsatz, ein flüssiges (Chemosil) und ein pulverförmiges (Vestamelt). Die Probenzahl liegt bei $n \geq 4$. Zur verbesserten Haftung der Systeme am DP werden zusätzlich Vorbehandlungen des DP vor der Auftragung des Haftvermittlers durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.3 dargestellt.

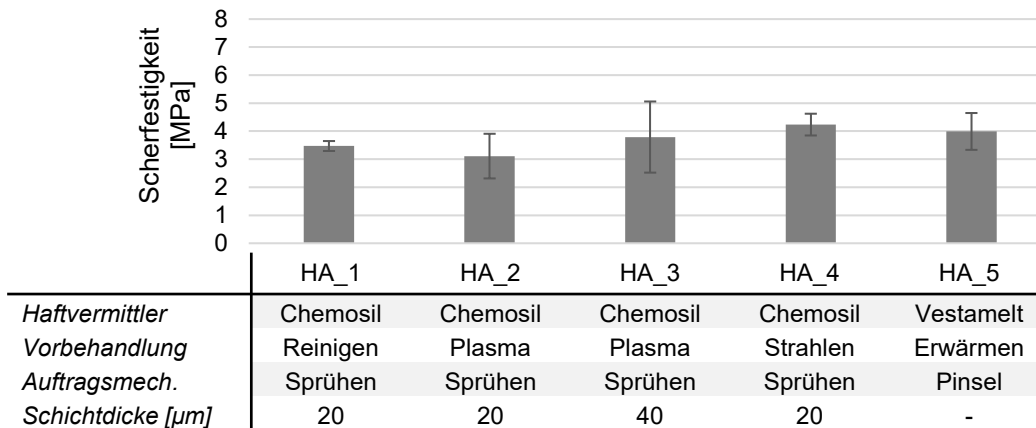


Abbildung 5.3: Erreichbare Scherfestigkeiten durch Auftragen von Haftvermittlersystemen auf den DP-Einleger

Die Scherfestigkeiten sämtlicher Haftvermittlersysteme liegen in einem ähnlichen Bereich zwischen 3,11 MPa und 4,24 MPa. Wird der DP-Einleger lediglich gereinigt und mit 20 μm Chemosil beschichtet, wird eine Scherfestigkeit von 3,47 MPa (HA_1) erreicht. Durch die Plasmabehandlungen nimmt die Streuung deutlich zu (HA_2 und HA_3). Weiterhin scheint die höhere Schichtdicke von 40 μm von Vorteil zu sein. Die höchste Scherfestigkeit wird bei einer Schichtdicke von 20 μm und einem vorgeschalteten Strahlprozess mit Korund erreicht und beträgt 4,24 MPa (HA_4). Die Kombination von Strahlen und Haftvermittler führt jedoch zu höheren Prozesskosten und ist daher für eine Großserienfertigung nur bedingt geeignet. Der pulverförmige Haftvermittler (HA_5) erreicht vergleichsweise hohe Festigkeiten. Jedoch stellt sich der Auftragsprozess als schwer reproduzier- und in Serie nicht umsetzbar dar. Für die weiteren Versuche wird sich auf HA_3 konzentriert.

Bei den **elektrischen Verfahren** kommt die Niederdruck-Plasmabehandlung (ND-PL) zum Einsatz. Es wird eine Probenzahl von $n = 6$ geprüft. Die Einleger werden 24 h nach der Behandlung umspritzt. Eine Vorwärmung erfolgt nicht. Die durchschnittliche Scherfestigkeit liegt bei 2,76 MPa. Die Standardabweichung von $\pm 0,7$ MPa ist begründet durch die Dauer zwischen Behandlung und Umspritzen des Einlegers. Es kann nicht sichergestellt werden, dass die Aktivierung der Oberfläche bei allen Proben gleichmäßig abgenommen hat.

Für **energiereiche Verfahren** kommt die Laserbehandlung zum Einsatz. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.4 dargestellt. Die Probenzahl liegt bei $n \geq 3$, lediglich für LA_4 konnte herstellbedingt nur eine Probe geprüft werden. Alle verwendeten Laser-Typen verbessern die Scherfestigkeit des Verbunds, wobei die Festigkeiten auf einem Niveau zwischen 1 – 2 MPa liegen. Wird der Einleger nicht vor dem Umspritzen vorgewärmt, wird mit LA_2 der höchste Wert mit

1,76 MPa erreicht. Durch eine Vorwärmung auf 80 °C kann die Scherfestigkeit auf 2,05 MPa erhöht werden.

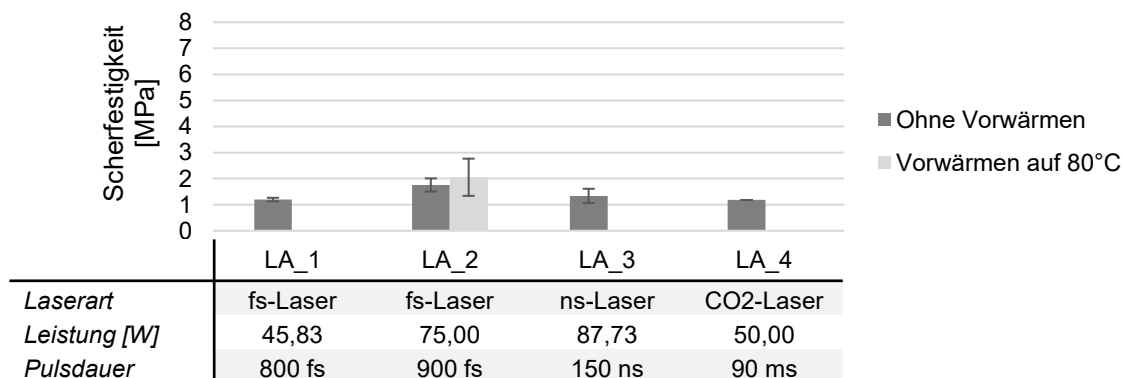


Abbildung 5.4: Erreichbare Scherfestigkeiten nach Laserbehandlung des DP-Einlegers

Für die **mechanischen Verfahren** werden Strahlen und Formschluss durch Einführungen in den Einleger untersucht. Die Probenzahl liegt bei $n \geq 3$. Für die auf 160 °C vorgewärmten gestrahlten Einleger liegt nur eine Probe vor. Die erreichbaren Scherfestigkeiten für Strahlen liegen im Bereich der Laserbehandlungen. Hierfür werden drei verschiedene Vorwärmtemperaturen des Einlegers vor dem Umspritzen untersucht – 80 °C, 160 °C und 200 °C. Die maximal erreichte Scherfestigkeit für 80 °C liegt bei 1,51 MPa. Durch weiteres Vorwärmen können die Werte auf maximal 2,33 MPa für GH40_75 bei 200 °C gesteigert werden (vgl. Abbildung 5.5).

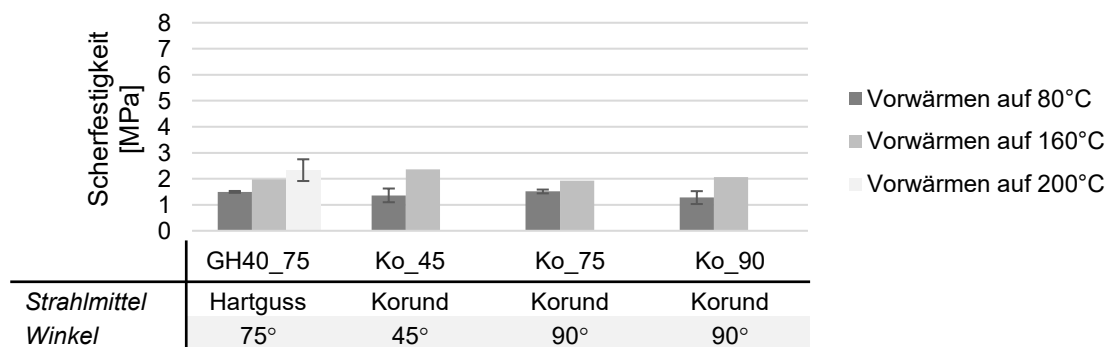


Abbildung 5.5: Erreichbare Scherfestigkeiten nach Strahlen des DP-Einlegers

Um eine Korrelation zwischen der Rauheit und der Scherfestigkeit zu überprüfen, wurden vor dem Umspritzen des DP-Einlegers die mittleren Rauheitswerte R_a gemessen (vgl. Abbildung 5.6, a) und der ermittelten Scherfestigkeit gegenübergestellt (vgl. Abbildung 5.6, b).

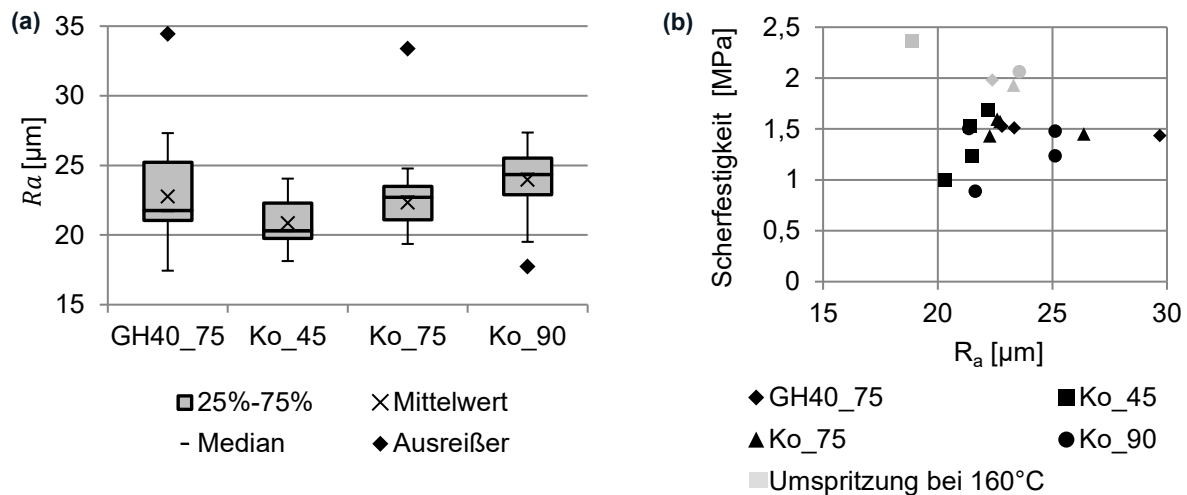


Abbildung 5.6: Einfluss (a) des Strahlwinkels und des -mittels auf die Rauheit und (b) der Strahlbehandlung auf die Scherfestigkeit

Unter gleichem Winkel weist GH40 eine größere Streuung von R_a auf als Ko, was durch die deutlich höhere Korngröße zu begründen ist. Mit steigendem Winkel kann keine lineare Zunahme der mittleren Rauheit für Ko gemessen werden. Die größte Rauheit wird bei einem Winkel von 90° erreicht und beträgt im Durchschnitt 24 µm. Wird die ermittelte Scherfestigkeit den zugehörigen Rauheitswerten gegenübergestellt, ergibt sich ein Korrelationskoeffizient von 0,17. Dieser geringe Wert deutet auf eine nahezu fehlende lineare Beziehung zwischen den beiden Parametern hin. Demnach kann ein linearer Zusammenhang zwischen Rauheit und Scherfestigkeit ausgeschlossen werden.

Weiterhin wurden Einfräsungen in den DP-Einlegern untersucht (vgl. Kapitel 4.2.3). Dabei wird ein Halbkreis mit $\varnothing 5 \text{ mm}$ an beiden Außenseiten der umspritzten Fläche eingefräst. Der Einleger wird einerseits ohne Vorwärmung und andererseits mit Vorwärmung auf 80 °C vor dem Umspritzen untersucht. Die Probenzahl liegt bei $n \geq 3$. Hinsichtlich der Vorwärmung sind keine Unterschiede zu erkennen. Die Scherfestigkeit liegt im Durchschnitt bei 2,36 MPa mit einer Standardabweichung von $\pm 0,2 \text{ MPa}$.

Für die **thermischen Verfahren** werden die DP-Einleger unmittelbar vor der Umspritzung vorgewärmt. Als maximale Temperatur wird die Schmelztemperatur von PA6.6 definiert. Es werden zwei verschiedene Probenarten betrachtet, zum einen im Werkzeug ausgehärtete DP-Einleger und zum anderen nach dem Werkzeug ausgehärtete DP-Einleger (vgl. Abbildung 4.5). Die Probenzahl liegt bei $n \geq 4$.

Für im Werkzeug ausgehärtete DP-Einleger zeigt sich ab einer Vorwärmtemperatur von 120 °C eine starke Zunahme der Scherfestigkeit mit steigender Temperatur. Die höchste Festigkeit von 6,37 MPa wird bei einer Temperatur von 240 °C erreicht. Neben der Festigkeit nimmt auch die Schwankung mit der Temperatur zu. Dies ist auf Schwankungen der Oberflächentemperaturen des Einlegers im Moment des Spritzgießens durch den händischen Einlegeprozess zu-

rückführen. Diese fällt nach der Entnahme des DP-Einlegers aus dem Ofen durch die Abkühlung bei RT exponentiell ab. Ab Temperaturen von 250 °C wird der DP geschädigt, eine weitere Vorwärmung ist daher nicht sinnvoll.

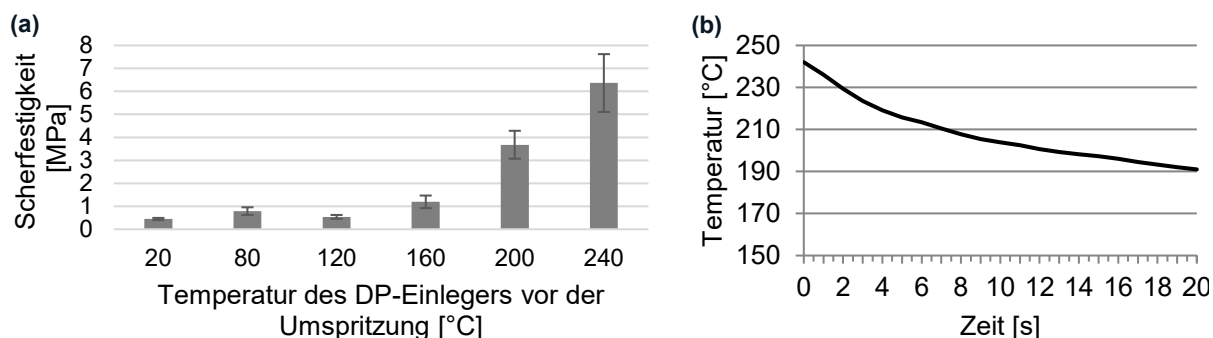


Abbildung 5.7: Erreichbare Scherfestigkeiten durch (a) Vorwärmen des DP-Einlegers vor Umspritzung bei Aushärtung im Werkzeug und (b) Oberflächentemperatur des DP-Einlegers bei Abkühlung an Luft

Wird der DP außerhalb des Werkzeuges ausgehärtet, zeigt sich ein signifikanter Einfluss auf erreichbare Scherfestigkeiten durch Vorwärmen (vgl. Abbildung 5.8). Ähnlich zur Vorwärmung des im Werkzeug ausgehärteten DP-Einlegers steigt die Festigkeit mit zunehmender Temperatur exponentiell an. Für Temperaturen von 240 °C werden im Mittel 20,53 MPa erreicht. Gleichzeitig liegt eine hohe Standardabweichung vor. Dies ist zum einen ebenfalls auf die Schwankung der Oberflächentemperatur durch das händische Einlegen des DP-Einlegers und zum anderen durch eine ungleichmäßigere Oberflächenstruktur im Vergleich zur Aushärtung im Werkzeug zu erklären.

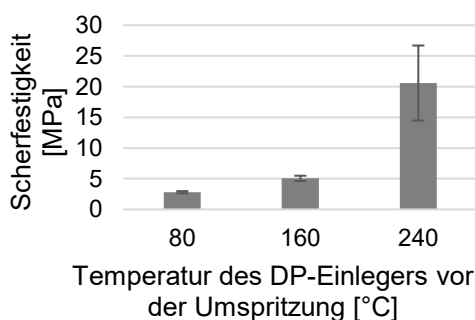


Abbildung 5.8: Erreichbare Scherfestigkeiten durch Vorwärmen des DP-Einlegers vor Umspritzung bei Aushärtung nach dem Werkzeug

In Abbildung 5.9 werden die erreichbaren Scherfestigkeiten bei Raumtemperatur durch verschiedene Oberflächenbehandlungen gegenübergestellt. Dafür wird für jedes Verfahren das jeweils beste Ergebnis gewählt.

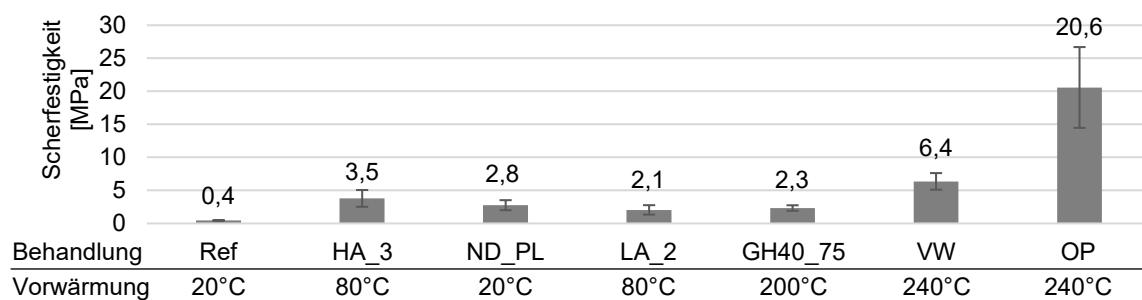


Abbildung 5.9: Gegenüberstellung der erreichbaren Scherfestigkeiten bei RT durch verschiedene Oberflächenbehandlungen

Alle Oberflächenbehandlungen verbessern die erreichbaren Scherfestigkeiten. Es wird deutlich, dass thermische Verfahren die Adhäsion am stärksten verbessern. Insbesondere die Kombination von Vorwärmung und Aushärtung des DP außerhalb des Werkzeuges (OP_240) führt zu hohen Scherfestigkeiten.

5.2.2 Scherversuch bei Umweltbedingungen

Neben Scherversuchen bei Raumtemperatur werden auch Versuche bei 80 °C und nach vorheriger Konditionierung mit Salzwasser durchgeführt (vgl. Kapitel 4.3.1). Dabei werden die folgenden Oberflächenbehandlungen analysiert: HA_3, GH40_75_200, VW_240 und OP_240. Die Ergebnisse der Versuche sind in Abbildung 5.10 dargestellt. Die Probenzahl liegt bei $n \geq 3$.

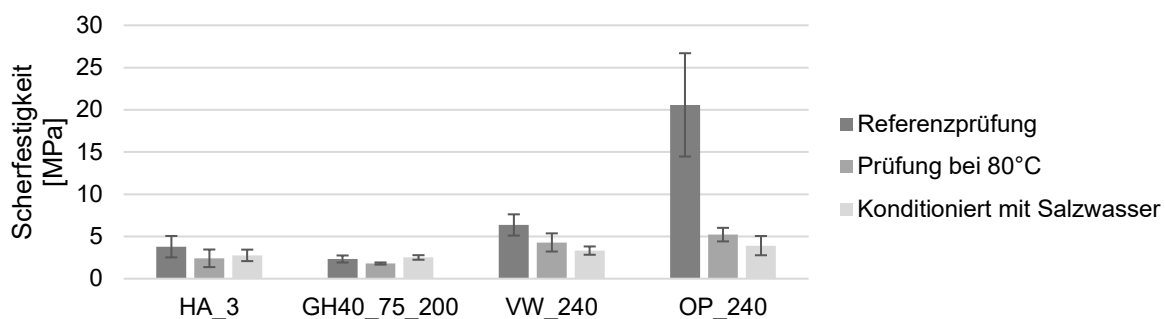


Abbildung 5.10: Einfluss verschiedener Umweltbedingungen auf die Adhäsion

Ein Vergleich zwischen den Prüfungen bei RT und den Prüfungen bei 80 °C zeigt für alle Vorbehandlungsmethoden eine Abnahme der Scherfestigkeit. Dies lässt sich durch das Überschreiten der Glasübergangstemperatur des PA6.6 begründen ($T_{G,PA6.6} \approx 60^\circ\text{C}$). Oberhalb von T_G fallen Elastizitäts- und Schubmodul deutlich ab. Entsprechend wird die Festigkeit des Hybridverbunds geschwächt. Besonders ausgeprägt ist die Verringerung bei VW_240 und OP_240. Das Phänomen wird im Rahmen der folgenden Versagensanalyse weiter untersucht.

Die Untersuchungen der konditionierten Proben ergeben ein differenziertes Bild. Die gestrahlten Proben weisen eine höhere Scherfestigkeit im Vergleich zur Prüfung bei RT auf, grund-

sätzlich liegen die Werte jedoch innerhalb der Standardabweichung. Bei den übrigen Vorbehandlungen fällt die Scherfestigkeit ebenfalls ab. Dies kann auf zwei Ursachen zurückgeführt werden: erstens weist PA6.6 eine erhöhte Wasseraufnahme auf, was zu einer Reduzierung der mechanischen Eigenschaften führt. Zweitens kann sich Salzwasser im Bereich der freien Kante einlagern und so den vorbelasteten Kantenbereich weiter schwächen.

Zur weitergehenden Untersuchung des Versagens der OP-Proben werden zwei zusätzliche Versuche durchgeführt: zum einen wird untersucht, ob Temperatureinflüsse einen sprunghaften Effekt haben oder ob die Scherfestigkeit kontinuierlich abnimmt. Hierzu wird jeweils eine zusätzliche OP-Probe bei 40 °C und 60 °C getestet. Zum anderen soll evaluiert werden, ob die Reduktion der Scherzugfestigkeit infolge der Konditionierung ausschließlich auf die Lagerung über 48 h bei 80 °C zurückzuführen ist oder durch die zusätzliche Einwirkung von Salzwasser verstärkt wird. Dafür werden drei zusätzliche Proben für 48 h lediglich bei 80 °C ohne zusätzliches Salzwasser gelagert und nach Abkühlung auf RT geprüft.

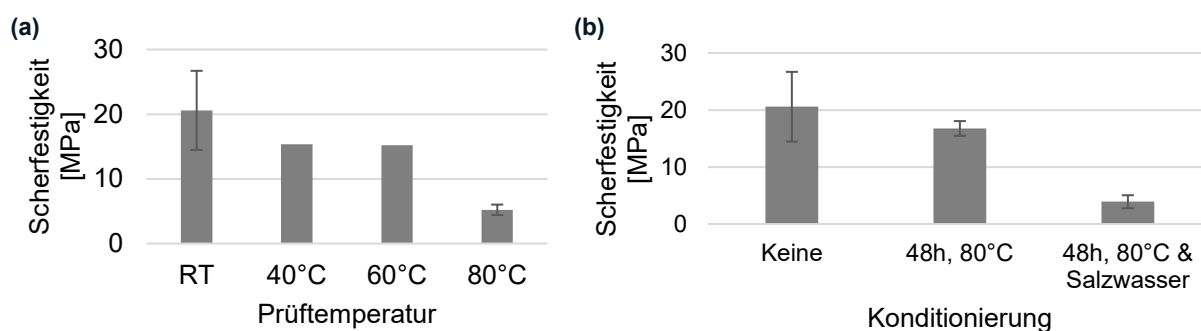


Abbildung 5.11: Scherfestigkeit von OP-Proben (a) bei unterschiedlichen Prüftemperaturen und (b) nach Konditionierung mit und ohne Salzwasser bei 80°C

Sowohl für Prüfungen bei 40 °C als auch bei 60 °C ist die Adhäsion verringert. Die Werte liegen jedoch innerhalb der Standardabweichung der RT-Prüfung. Erst oberhalb der Glasübergangstemperatur T_G fällt die Scherfestigkeit deutlich ab, vgl. Abbildung 5.11 (a).

Ein Tempern der Proben hat keinen signifikanten Einfluss auf die Scherfestigkeit (vgl. Abbildung 5.11, b). Auffällig ist lediglich, die deutlich reduzierte Standardabweichung. Es kann also davon ausgegangen werden, dass die Verringerung der Scherfestigkeit auf das Salzwasser zurückzuführen ist.

5.2.3 Kurzbiegeversuch

Zur Bestimmung der Nennscherfestigkeit von Hybridverbunden werden Kurzbiegeversuche durchgeführt. Ziel ist die interlaminare Scherfestigkeit zu ermitteln und dadurch ein Versagen des Hybridverbunds ohne Randeinflüsse wie dem Edge-Shear-Effekt zu erreichen. Hierfür wird entsprechend Kapitel 4.3.4 die Kraft $F_{u,10\%}$ ermittelt und τ_{ILSS} berechnet. Die Versuche werden an den Vorbehandlungen HA_3, Ko_75_80, VW_240 und OP_240 durchgeführt. Die Ergebnisse der Prüfung sind in Abbildung 5.12 (a) dargestellt.

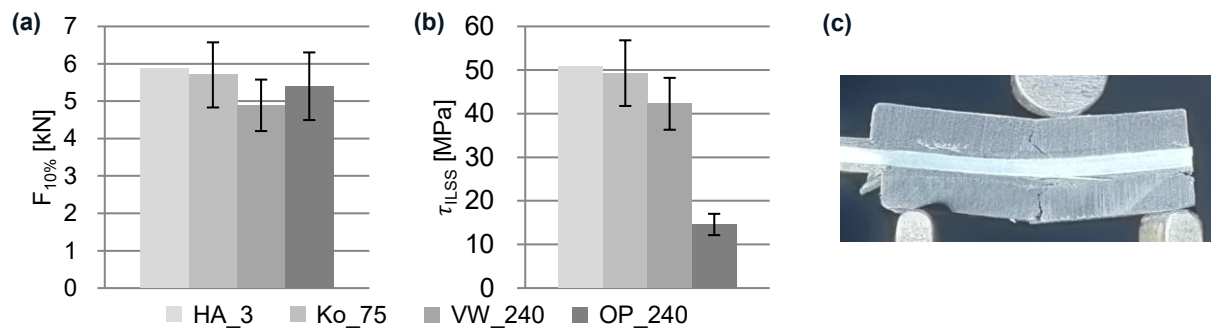


Abbildung 5.12: (a) Ermittelte kritische Kraft $F_{u,10\%}$ und (b) daraus abgeleitete Schubspannung in der Grenzfläche τ_{ILSS} und (c) entlastete Kurzbiegeprobe HA_3 nach Versagen

Für alle Vorbehandlungsmethoden zeigen sich vergleichbare Werte der kritischen Kraft für das Versagen der Probe. Infolgedessen sind die analytisch berechneten Schubspannungen in der Grenzschicht, mit Ausnahme von OP, ebenfalls ähnlich.

Um den Effekt der offenen Pultrusion beizubehalten, konnte die Dicke t_K des Einlegers nicht reduziert werden, weshalb die Werte der Schubspannung $\tau_{ILSS,OP}$ geringer ausfallen (vgl. Abbildung 5.12, b). Die ähnlich großen Schubfestigkeiten der anderen Vorbehandlungsmethoden widersprechen den Ergebnissen der Scherversuche (vgl. Kapitel 5.2.1).

Zur Erläuterung wird zusätzlich der Versagensmechanismus betrachtet: Die optische Analyse der Kurzbiegeproben verdeutlicht, dass diese nach DIN EN 2377 nicht infolge von Schub-, sondern infolge von Druck- und Zugbelastungen versagt haben [102]. Eine mit HA_3 behandelte Probe zeigt Risse sowohl im Druck- (Oberseite) als auch im Zugbereich (Unterseite), vgl. Abbildung 5.12 (c).

Durch die Probengeometrie liegt die neutrale Faser, in welcher die maximale Schubspannung auftritt, zu weit entfernt von der Grenzfläche. Dadurch tritt ein Versagen durch Zug/Druck auf und die Schubfestigkeit der Grenzfläche kann nicht bestimmt werden. Somit kann der explizite Anteil des Edge-Shear-Effekts nicht nachgewiesen werden. Die ertragbaren Schubspannungen in der Grenzfläche sind jedoch um Faktor > 9 höher als im Scherversuch. Somit kann ein Einfluss des Edge-Shear-Effekts auf die Festigkeit des Hybridverbunds nachgewiesen werden. Die gemessene Nennscherfestigkeit liegt dabei deutlich über den nominalen Werten.

5.3 Versagensmechanismen

Zur Untersuchung der Faserorientierung des DP sowie zur Analyse des Probekörpers auf potenzielle Lunker wird eine tomographische Aufnahme der umspritzten Probe durchgeführt (vgl. Abbildung 5.13). Die Scans erfolgen mit einem 3D-Röntgenmikroskop des Typs Xradia 610 Versa (Fa. Carl Zeiss AG).

Bei der Messung wird im Tomographie-Modus gearbeitet, sodass ein dreidimensionaler Volumendatensatz durch Rotationsaufnahmen des Objekts entsteht. Die Röntgenquelle ist mit einer Spannung von 80 kV und einem Strom von 124,9 μA eingestellt. Zusätzlich kam ein LE5-Filter zum Einsatz. Die Probe hat einen Abstand zwischen Quelle und Rotationsachse von 65 mm sowie zwischen Detektor und Rotationsachse von 100 mm. Daraus ergibt sich eine optische Vergrößerung um etwa 0,39-fach. Die effektive Voxelgröße liegt bei 13,6 μm und die Belichtungszeit bei 2 Sekunden.

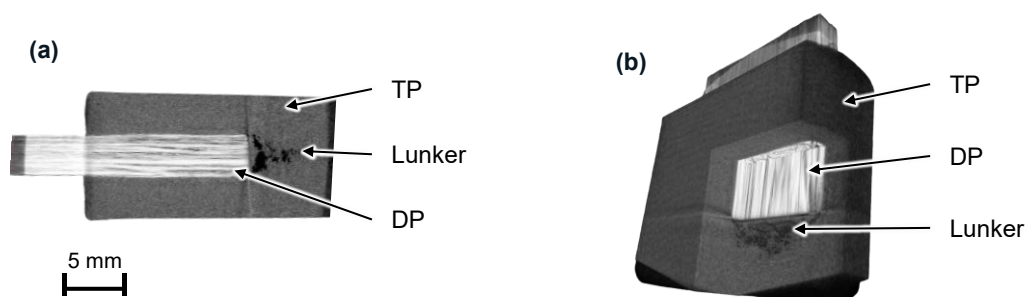


Abbildung 5.13: Tomographische Aufnahmen der Probe OP_240 in (a) Querschnittsansicht in der x-z-Ebene bei $y = 10 \text{ mm}$ sowie in (b) 3D-Darstellung

Obwohl die Werkstoffe des Hybridverbunds eindeutig abgebildet sind, lässt sich die Grenzfläche nicht ausreichend auflösen, um eine detaillierte strukturelle Charakterisierung zu ermöglichen. Die Faserausrichtung innerhalb des DP ist jedoch gut zu erkennen. Sie ist unidirektional und verläuft entlang der x-Achse. Weiterhin sind Lunker vor der Stirnseite des DP sichtbar.

Aufgrund ihrer geringen Größe und ihrer Lage ist jedoch nicht davon auszugehen, dass diese Defekte einen signifikanten Einfluss auf die Verteilung der Spannungen im Bauteil haben.

Mit Hilfe einer Bruchflächenanalyse wird das Versagen der Grenzfläche zwischen DP und TP in Abhängigkeit optisch untersucht. Dabei werden die gleichen Oberflächenbehandlungen der Analyse des Verhaltens bei Umweltbedingungen untersucht: HA_3, GH40_75_200, VW_240 und OP_240. Es werden Detail-Aufnahmen des Grenzflächenbereichs der unterschiedlich vorbehandelten Proben verglichen (vgl. Abbildung 5.14). Dafür werden die Proben nach dem Scherversuch aufgeschnitten. Um Unterschiede zwischen der geschlossenen und offenen Pultrusion zu untersuchen, werden hier zusätzlich REM- Aufnahmen erstellt.

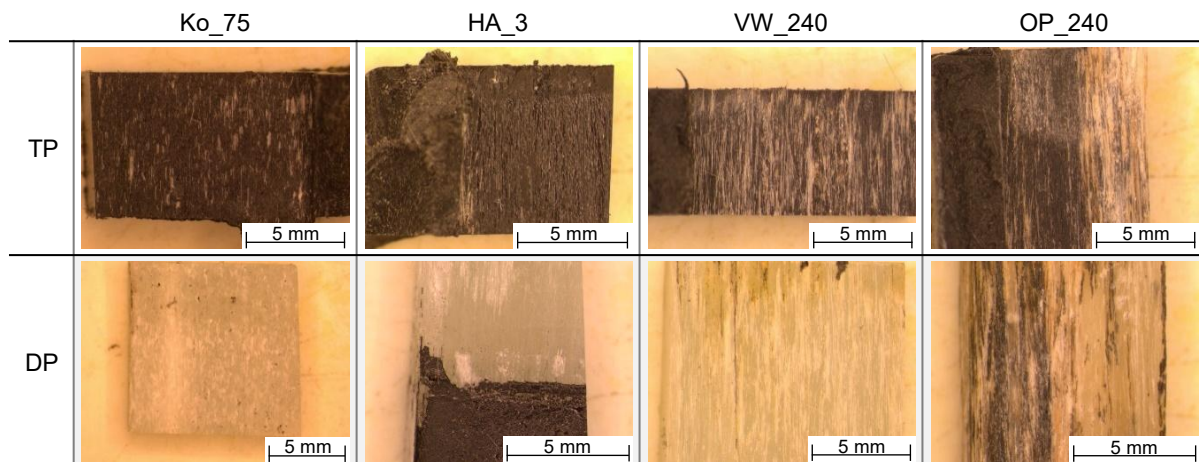


Abbildung 5.14: Mikroskopische Aufnahmen der Oberflächen der vorbehandelten Proben nach Scherversuch bei RT

Bei der optischen Analyse der geprüften Probe lassen sich verschiedene Effekte erkennen. Für GH40_75 sind Reste von kurzen GF auf dem TP zu erkennen. Eine genauere Betrachtung der DP-Oberfläche zeigt, dass durch das Strahlen eine Schädigung der Endlosfasern entsteht (Abbildung 5.15). Es sind Faserbrüche in den Endlosfasern des DP zu erkennen. Dadurch kann begründet werden, dass die Einflüsse von Vorwärmtemperatur, Strahlmittel und -winkel auf die Festigkeit in dieser Versuchsreihe sehr gering waren. Die beschädigten Fasern werden nur durch die Matrix gehalten.

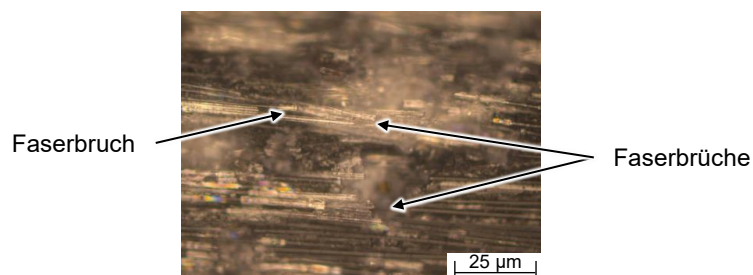


Abbildung 5.15: Mikroskopische Aufnahmen der beschädigten Oberfläche einer GH40_75 Probe

Bei HA_3 kann das Versagen auf die Adhäsion zwischen dem Haftvermittler und dem DP zurückgeführt werden. Auf der Oberfläche des DP lassen sich keine Rückstände des Haftvermittlers erkennen (vgl. Abbildung 5.14).

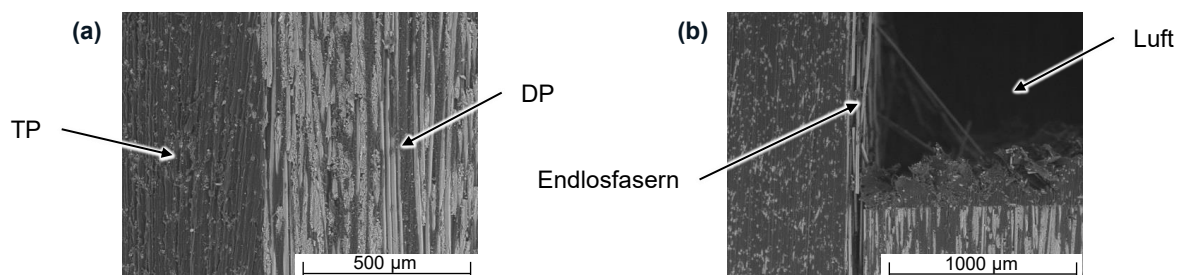


Abbildung 5.16: REM-Aufnahme der Probe VW_240 (a) vor und (b) nach Prüfung

Sowohl bei VW_240 als auch bei OP_240 sind Reste von langen Glasfasern auf dem TP zu erkennen. Dies deutet auf ein Versagen der Glasfaser-Matrix-Haftung hin, was durch REM-Aufnahmen bestätigt werden kann (vgl. Abbildung 5.16). Die Vorwärmung des DP ermöglicht ein tiefes Eindringen des TP in die DP Oberfläche. Die Betrachtung der DP-Seite ergibt, dass lediglich OP_240 Rückstände von TP aufweist.

5.4 Numerische Berechnungen der Schubspannungen

Anders als durch die Scherversuche angenommen, zeigt sich über die Grenzfläche keine konstante Belastung im Hybridverbund. Um die Grenzfläche jedoch anforderungsgerecht auslegen zu können, müssen lokale Spannungsüberhöhungen berücksichtigt werden. Dafür wird im Folgenden der Schubspannungsverlauf, hervorgerufen durch eine äußere Kraft, in der Grenzfläche des Hybridverbunds numerisch simuliert.

Für die **numerische** Berechnung der Schubspannungen τ_{SNUM} durch eine äußere Kraft wird ein Simulationsmodell analog zu Kapitel 4.4 aufgebaut. Der Probekörper wird analog zur Scherprobe aufgebaut, mit einer Überlapplänge von $l_{\ddot{u}} = 12,5 \text{ mm}$. Es werden zwei unterschiedliche Zugkräfte aufgebracht. Zum einen analog der Belastung von VW_240 (3 kN) und zum anderen analog der Belastung von VW_160 ($0,6 \text{ kN}$). Weiterhin wird die Diskretisierung an den Versuchsaufbau für die Scherversuche angepasst (vgl. Abbildung 5.17).

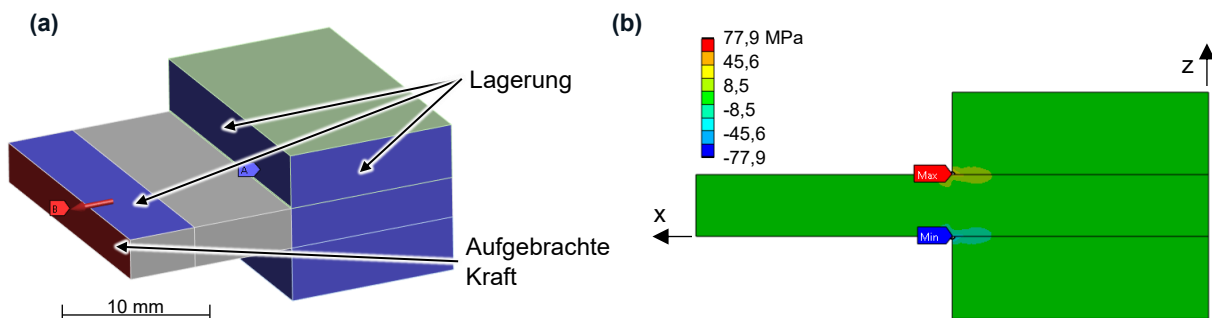


Abbildung 5.17: (a) Simulierter Probekörper mit Lagerung und aufgebrachter Kraft und (b) simulierte Schubspannungen

Im Gegensatz zu der gemittelten Schubspannung zeigt sich durch die Simulation eine deutliche Spannungsüberhöhung im Kantenbereich. Die maximale Schubspannung $\tau_{SNUM,max}$ von VW_240 liegt bei $74,4 \text{ MPa}$ und von VW_160 bei $14,8 \text{ MPa}$. Der Spannungsüberhöhungsfaktor liegt bei $12,4$ ($= \frac{\tau_{SNUM,max}}{\tau_S}$). Die Verläufe der Schubspannungen sind in Abbildung 5.18 dargestellt.

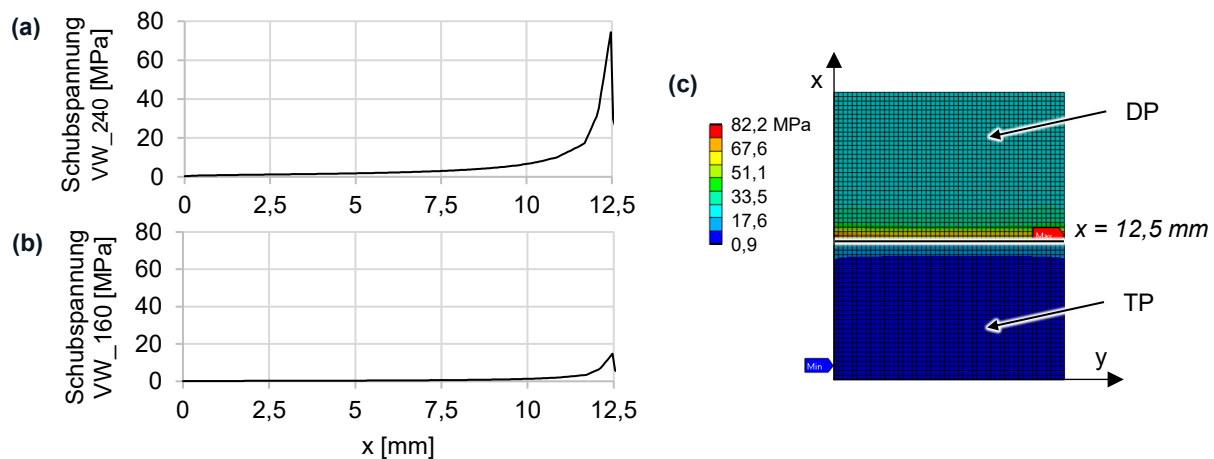


Abbildung 5.18: (a) Simulierter Schubspannungsverlauf bei $y = 10 \text{ mm}$ und $z = 4 \text{ mm}$ über die Grenzfläche bei der Beanspruchung von (a) VW_240 und (b) VW_160 und (c) Schubspannungen auf der Grenzfläche in der x-y-Ebene bei $z = 4 \text{ mm}$ und der Beanspruchung von VW_240

Mit zunehmendem Abstand zur Spannungsüberhöhung fällt die Schubspannung in der Grenzschicht zwischen TP und DP schnell auf ein geringes Spannungsniveau $< 1 \text{ MPa}$. Ein Versagen des Hybridverbunds ist somit vor allem auf die induzierte Spannungsüberhöhung in Folge des Edge-Shear-Effekts an der freien Kante des Einlegers zurückzuführen.

5.5 Zwischenfazit zur Festigkeit im Grenzschichtbereich

Alle Vorbehandlungsmethoden verbessern die Adhäsion zwischen DP und TP. Jedoch werden deutlich unterschiedliche Scherfestigkeiten erreicht. Eine lediglich mit Isopropanol gereinigte Probe hat eine Scherfestigkeit τ_s von $0,39 \text{ MPa}$. Werden die DP-Einleger einer Niederdruck-Plasmabehandlung (ND-PL) unterzogen, wird die Scherfestigkeit τ_s auf $2,76 \text{ MPa}$ gesteigert. Die Kombination einer Laserbehandlung mit einer Vorwärmung des DP-Einlegers auf 80°C führt zu ertragbaren Scherfestigkeiten τ_s von $2,05 \text{ MPa}$ (LA_2). Durch mechanisches Erzeugen von Hinterschnitten in den DP-Einleger wird die Scherfestigkeit τ_s auf $2,36 \text{ MPa}$ erhöht. Hier zeigt eine Vorwärmung des Einlegers auf 80°C keinen Einfluss. Diese Vorbehandlungen wurden nicht weiter untersucht.

Für die mechanischen Verfahren wurde weiterhin Strahlen des DP-Einlegers in Kombination mit drei verschiedenen Vorwärmtemperaturen (80°C , 160°C und 200°C) geprüft. Mit der Kombination von GH40_75 bei 200°C Vorwärmtemperatur wird eine Scherfestigkeit τ_s von $2,33 \text{ MPa}$ erreicht, wobei die Vorwärmung des Einlegers zu keiner signifikanten Adhäsionsverbesserung führt. Die Versagensanalyse zeigt, dass Strahlen die Verstärkungsfasern des DP beschädigt (vgl. Abbildung 5.17). Folglich wird die Scherfestigkeit τ_s durch die Adhäsion zwischen den geschädigten Fasern und der Matrix bestimmt.

Hinsichtlich des Haftvermittlungssystem liegt kein System vor, welches auf die Kombination von Polyurethanacrylat und PA6.6 ausgelegt ist. Stattdessen werden vom Hersteller empfohlene Haftvermittler verwendet. Alle Ergebnisse liegen im Bereich zwischen $3,11 \text{ MPa}$ und

4,24 MPa. Eine wesentliche Verbesserung der Scherfestigkeit τ_S wird beobachtet, wenn der DP-Einleger auf die Schmelztemperatur des TP vorgewärmt wird. Bei diesem Verfahren hat der flüssige TP mehr Zeit, in die Oberfläche einzudringen, wodurch die Kontaktfläche vergrößert wird. Im Gegensatz zum Strahlen bleibt bei diesem Verfahren die Oberfläche intakt, so dass höhere Kräfte übertragen werden können. Die Scherfestigkeit τ_S von VW_240 liegt bei 6,37 MPa. Die effektivste Vorbehandlungstechnologie, mit durchschnittlicher Scherfestigkeit τ_S von 20,53 MPa, ist die Kombination von freien Fasern mit Vorwärmung (OP_240). In diesem Fall verbindet sich das TP direkt mit der Endlosfaserverstärkung des DP. Außerdem gibt die erhöhte Einlegetemperatur dem flüssigen TP genügend Zeit, die Oberfläche zu infiltrieren und die Fasern zu ummanteln.

Um mögliche Umwelteinflüsse zu berücksichtigen, wurden Proben bei erhöhten Temperaturen geprüft, weitere Proben wurden mit Salzwasser konditioniert und ebenfalls auf ihre Adhäsion untersucht. Der Fokus lag auf GH40_75, HA_3, VW_240 und OP_240. Bei Erhöhung der Prüftemperatur auf 80 °C ist bei allen Vorbehandlungsmethoden eine Abnahme der Scherfestigkeit zu beobachten. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass bei höheren Temperaturen die Glasübergangstemperatur T_G von PA 6.6 überschritten wird ($T_{G,PA6.6} \approx 60^\circ\text{C}$), was zu einer deutlichen Abnahme des Elastizitäts- und des Schubmoduls führt. Folglich nimmt die Festigkeit des Hybridverbundes ab. Dies erklärt auch den starken Abfall von VW_240 und OP_240 auf ein ähnliches Niveau wie BA_3 und GH40_75. Die Konditionierung mit Salzwasser und die anschließende Prüfung bei RT führt zu einer erheblichen Abnahme der Scherfestigkeit τ_S . Dies kann auf zwei Hauptfaktoren zurückgeführt werden: Erstens hat PA6.6 eine hohe Neigung zur Wasseraufnahme, was zu einer Reduzierung des Schubmoduls führt. Zweitens kann sich Salzwasser an der freien Kante ansammeln und diesen bereits vorgespannten Bereich weiter schwächen [120].

Die Versagensanalyse der geprüften Scherproben zeigt verschiedene Effekte. Bei GH40_75 sind Reste von kurzen Glasfasern auf dem TP erkennbar, während bei HA_3 das Versagen auf die mangelnde Adhäsion zwischen dem Haftvermittler und dem DP zurückgeführt wird. Es sind keine Rückstände des Haftvermittlers auf dem DP vorhanden. Bei VW_240 und OP_240 sind Reste von langen Glasfasern auf dem TP erkennbar. Auf der DP-Seite sind lediglich bei OP_240 Rückstände von TP nachweisbar.

Wird der Spannungsverlauf in der Grenzfläche durch eine äußere Kraft numerisch simuliert, zeigt sich eine deutliche Spannungsüberhöhung im Kantenbereich. Ein Versagen des Hybridverbunds ist somit vor allem auf die dort induzierte Spannungsüberhöhung in Folge des Edge-Shear-Effekts an der freien Kante des Einlegers zurückzuführen.

Mit Hilfe des ILSS-Versuchs sollen die Proben ohne Einfluss des Edge-Effekts geprüft werden. Bei allen Versuchen versagen die Proben bei einer ähnlichen Querkraft. Das erwünschte Versagen auf Schub tritt jedoch nicht ein. Alle Proben zeigen ein Zug-Druck-Versagen im TP. Somit ist es nicht möglich, den expliziten Anteil des Edge-Effektes zu bestimmen, jedoch ist sein signifikanter Einfluss auf die Festigkeit des Hybridverbunds offensichtlich. Die an der

Grenzfläche auftretenden Scherspannungen sind mehr als neunmal so hoch wie die im Ausziehversuch beobachteten.

Zusammenfassend lassen sich folgende Eigenschaften hervorheben:

- Eine Oberflächenvorbehandlung verbessert die Festigkeit in der Grenzschicht zwischen DP und TP. Ohne eine Vorbehandlung ist der Hybridverbund nicht einsetzbar.
- Strahlen und der Einsatz von Haftvermittlern verbessern die Scherfestigkeit nur bedingt.
- Erreichbare Scherfestigkeit: Die maximal erreichte durchschnittliche Scherfestigkeit beträgt $20,53 \text{ MPa}$, wenn freie Fasern mit Vorwärmung kombiniert werden.
- Die Prüfung bei erhöhten Temperaturen und nach Konditionierung reduziert die Festigkeit der Schnittstelle um bis zu 75%.
- Spannungsüberhöhungen hervorgerufen durch Edge-Effekt müssen bei der Auslegung von Hybridverbunden berücksichtigt werden.

Damit wird die erste Forschungshypothese teilweise widerlegt (vgl. Kapitel 3.1). Die Erkenntnisse aus dem Stand der Technik hinsichtlich der Laser- und Plasmavorbehandlung zur Adhäsionsverbesserung eines DP-TP-Hybrids führen vor dem Hintergrund der Wirtschaft- und Großserientauglichkeit nicht zu einer erhöhten Verbundfestigkeit. Es kann jedoch bestätigt werden, dass durch die Vorwärmung des DP-Einlegers vor dem Spritzgießprozess in den Bereich der Schmelztemperatur des TP eine signifikante, stoffschlussbasierte Festigkeitssteigerung erreicht wird. Hierfür muss jedoch zusätzlich eine Anbindung des TP an die Verstärkungsfasern des DP gewährleistet werden.

Aus industrieller Sicht erscheint die Vorwärmung in Kombination mit freien Fasern als besonders geeignet. Dieser Prozess lässt sich beispielsweise durch den Einsatz von Infrarotstrahlern einfach integrieren. Im vorliegenden Anwendungsfall können die Fasern bereits während des Herstellungsprozesses des DP freigelegt werden. Sollte dies nicht möglich sein, wäre ein zusätzlicher vorgelagerter Prozessschritt, z. B. eine Laserbehandlung, erforderlich.

6 Eigenspannungen im Hybridverbund

Im folgenden Kapitel werden die thermischen Eigenspannungen im vorliegenden Hybridverbund betrachtet. Dafür werden zunächst die analytisch berechneten und die experimentellen Ergebnisse diskutiert. Anschließend werden die numerisch berechneten Ergebnisse vorgestellt und mit den zuvor diskutierten Ergebnissen verglichen. Ein Teil der Ergebnisse ist im Journal *Advanced Composites and Hybrid Materials* veröffentlicht [118].

6.1 Rechnerische Bestimmung der Eigenspannungen

Basierend auf der klassischen Laminattheorie ergibt sich aus der rechnerischen Ermittlung eine nominelle Normalspannung in den jeweiligen Schichten (vgl. Abbildung 6.1). Die Normalspannung $\sigma_{ES\parallel,REC}$ zeigt die Druckspannung im DP, während die TP-Schichten unter Zugspannung stehen. Senkrecht zur Faserrichtung ($\sigma_{ES\perp,REC}$) sind die Spannungen aufgrund des höheren thermischen Ausdehnungskoeffizienten des DP in entsprechender Richtung betragsmäßig umgekehrt. Es kommt zu einer gleichzeitigen Zug-Druckbeanspruchung beider Materialien. Dadurch treten kritische Schälleffekte auf und der Versagensmechanismus ist komplex [4, 121].

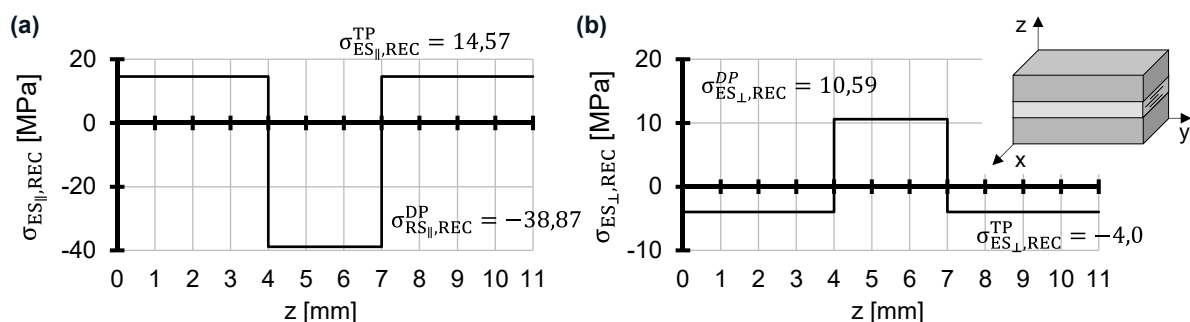


Abbildung 6.1: Rechnerisch ermittelte Normalspannungen des Sandwiches (a) parallel und (b) senkrecht zur Faserrichtung

Die berechneten Normalspannungen des Sandwiches sind zusätzlich in Tabelle 6.1 dargestellt.

	$\sigma_{ES\parallel,REC}^{DP}$	$\sigma_{ES\parallel,REC}^{TP}$	$\sigma_{ES\perp,REC}^{DP}$	$\sigma_{ES\perp,REC}^{TP}$
Eigenspannungen	-38,87	14,57	10,59	-4,0

Tabelle 6.1: Berechnete Normalspannungen des Sandwiches parallel und senkrecht zur Faserrichtung in MPa

Neben den Normalspannungen kommt es in Hybridverbunden zu **Schubspannungen** im Grenzschichtbereich zwischen den Materialien. Zur analytischen Berechnung bei einer Klebeverbindung kann das Modell nach CHEN & NELSON verwendet werden (vgl. Kapitel 2.3.3). Dazu muss das vorliegende Sandwichmodell um zwei fiktive Grenzschichten erweitert werden (vgl. Abbildung 6.2). Die Schubspannungen treten ausschließlich in diesen Grenzschichten auf. Zur Anwendung des Modells müssen sowohl die Materialeigenschaften als auch die Dicke der Grenzschicht t_{GS} definiert werden. Da diese für den vorliegenden Hybridverbund nicht physisch vorliegt, stellen sie freie Parameter dar, welche nicht verallgemeinert werden können.

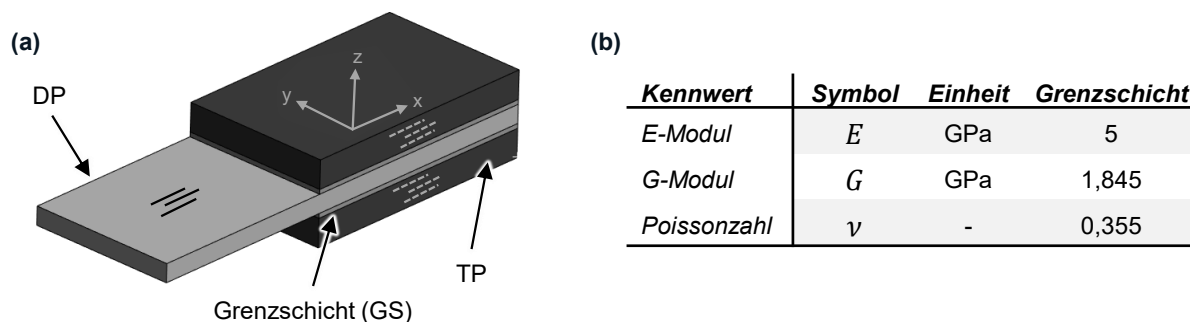


Abbildung 6.2: Sandwichmodell (a) mit Grenzschicht und (b) isotrope Materialeigenschaften der Grenzschicht

Für die Materialeigenschaften wird vereinfacht angenommen, dass diese jeweils zur Hälfte aus der Matrixkomponente des DP und dem TP bestehen und daher als Mittelwerte dieser beiden Komponenten modelliert werden. Sie wird als isotrop angenommen.

Zur Bestimmung der Dicke der Grenzschicht wird ein Simulationsmodell aufgebaut. Um sicherzustellen, dass die festgelegte Grenzschichtdicke für das vorliegende Sandwichmodell geeignet ist, muss gewährleistet werden, dass in der Grenzschicht nur Schubspannungen und keine Normalspannungen auftreten [65]. Entsprechend ist das Ziel der Simulation, die Grenzschichtdicke t_{GS} so zu variieren, dass die Normaleigenspannungen in der Grenzschicht minimal sind. Nach BUSCH [4] wird die Grenzschichtdicke für einen metallbasierten Hybridverbund auf $t_{GS} = 0,6$ mm festgelegt. Davon ausgehend wird die Grenzschichtdicke für den vorliegenden Verbund schrittweise von $t_{GS} = 0,5$ mm auf $t_{GS} = 1,0$ mm erhöht. Um die Gesamtdicke des Sandwichmodells konstant zu halten, werden die Dicken der DP- und TP-Schichten entsprechend angepasst.

Während die Normalspannungen $\sigma_{ES_{\parallel}}^{GS}$ parallel zur Faserausrichtung in der Grenzschicht mit zunehmender Grenzschichtdicke abnehmen, zeigt sich für die Normalspannungen $\sigma_{ES_{\perp}}^{GS}$ senkrecht zur Faserrichtung ein entgegengesetztes Verhalten. Je dünner die Grenzschicht ist, desto geringer sind die Normalspannungen senkrecht zur Probenlängsrichtung. Aufgrund dieser Ergebnisse kann für das vorliegende Sandwichmodell keine Grenzschicht definiert werden. Von einer rechnerischen Bestimmung der Schubeigenspannungen wird Abstand genommen.

6.2 Experimentelle Bestimmung der Eigenspannungen

Sämtliche Messungen zur experimentellen Bestimmung der Eigenspannungen werden an Proben OP_240 durchgeführt.

6.2.1 Bohrlochmethode

Zur Ermittlung der Eigenspannungen im TP werden Bohrlochversuche durchgeführt (vgl. Kapitel 4.3.5). Zur Identifizierung des Einflusses der überlagerten Schubspannungen in Längs- und Querrichtung auf das Spannungsprofil werden Messrosetten auf dem Probekörper appliziert (vgl. Abbildung 6.3). Das DMS-Messgitter ist auf die Probenlängsachse ausgerichtet und wird bei $x = 6,3 \text{ mm}$ und $y = 10 \text{ mm}$ platziert (Abbildung 4.11, b).



Abbildung 6.3: (a) Probengeometrie mit Position der Bohrungen und (b) Aufnahme der Probe mit applizierter Messrosette

Für die Bohrungen liegt die Hauptspannungsrichtung α im Mittel bei $2,5^\circ$. Da das Messgitter auf die Probenlängsachse ausgerichtet ist, treten die Hauptspannungen in den Probenachsen auf. Es liegen keine Schubspannungen vor (vgl. Abbildung 6.4).

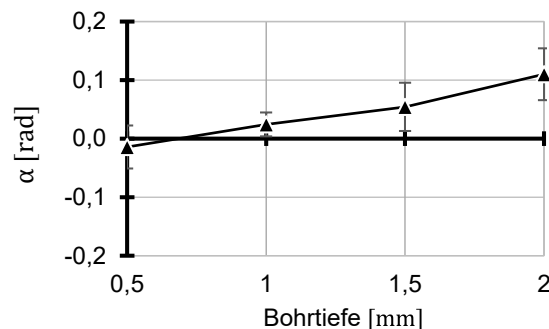


Abbildung 6.4: Hauptspannungsrichtung der Eigenspannung im TP

Dementsprechend können die gemessenen Werte direkt mit den analytisch und numerisch berechneten verglichen werden. Es gilt $\sigma_{ES,\parallel,exp}^{TP} = \sigma_1$ und $\sigma_{ES,\perp,exp}^{TP} = \sigma_2$ (vgl. Gleichungen 4.11 bis 4.13). Die gemittelten Messwerte sind dem Anhang beigelegt (vgl. Anhang A.3).

In Abbildung 6.5 sind die ermittelten Normalspannungen über die Lochtiefe in Längs- ($\sigma_{ES,\parallel,exp}^{TP}$) und Querrichtung ($\sigma_{ES,\perp,exp}^{TP}$) aufgetragen. Die Werte für die Normalspannungen $\sigma_{ES,\parallel,exp}^{TP}$ sind ab einer Bohrtiefe von 1 mm konstant bei ca. $19,3 \text{ MPa}$, was höher als die analytisch berechneten Spannungen ist.

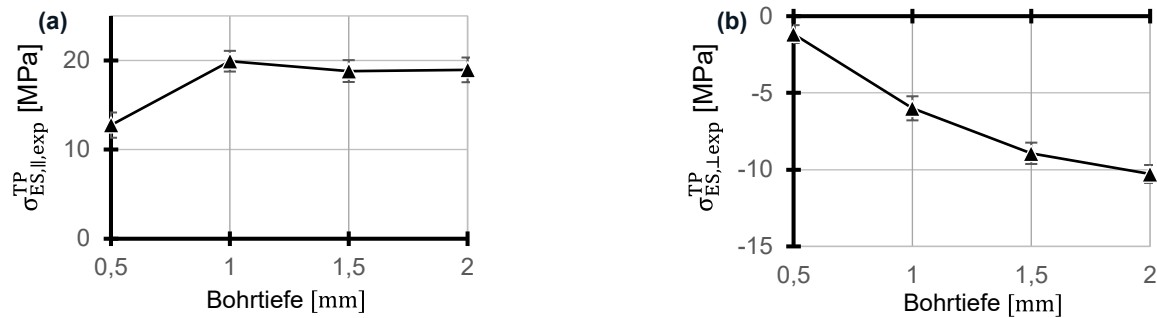


Abbildung 6.5: Auswertung der Bohrlochmethode für Position 1 (a) in und (b) quer zur Faserrichtung

Für die Normalspannungen $\sigma_{ES,\perp,exp}^{TP}$ stellt sich kein konstanter Verlauf ein. Die maximalen Eigenspannungen treten mit $-10,6 \text{ MPa}$ in einer Bohrtiefe von 2 mm auf. $\sigma_{ES,\perp,exp}^{TP}$ ist höher als die analytischen Ergebnisse ($\sigma_{ES,\perp,anl}^{TP} = -4,0 \text{ MPa}$).

6.2.2 Spannungsanalyse mittels Faser-Bragg-Gitter Sensor

Zur Ermittlung der Eigenspannungen im DP werden FBG-Sensoren verwendet, welche im Pultrusionsprozess in den DP eingebracht werden (vgl. Kapitel 4.3.6). In Abbildung 6.6 werden die Messergebnisse dargestellt. Es wurde eine Probenanzahl von $n = 3$ berücksichtigt. Zu Beginn befindet sich der FBG im unbelasteten Ausgangszustand. Anschließend wird der Sensor im Pultrusionsprozess in das Profil eingebracht und dieses ausgehärtet. Dieser Zustand wird als „eingebettet in UD-GFK“ bezeichnet. Durch das Schrumpfen der Matrix entsteht eine leichte Druckspannung im FBG. Vor der Weiterverarbeitung wird das Profil einen Monat bei Raumtemperatur gelagert. Während dieser Zeit steigt die Druckspannung leicht an, was auf die Nachvernetzung des DP zurückgeführt werden kann. Dieser Zustand wird als „Alterung bei Raumtemperatur“ bezeichnet. Der Zustand nach dem Umspritzen und Abkühlen der Probe auf RT ist „Zustand nach Spritzguss“. Zwischen den Zuständen vor und nach dem Spritzgießen bauen sich Eigenspannungen im Hybridverbundwerkstoff auf. Abschließend wird die Probe erneut für einen Monat bei Raumtemperatur gelagert, um mögliche Relaxationseffekte zu untersuchen. Hierbei nehmen die Eigenspannungen leicht ab, was auf die Relaxations- und Wasserabsorptionseigenschaften von PA6.6 zurückgeführt werden kann, da sich hierdurch die Kennwerte des TP reduzieren.

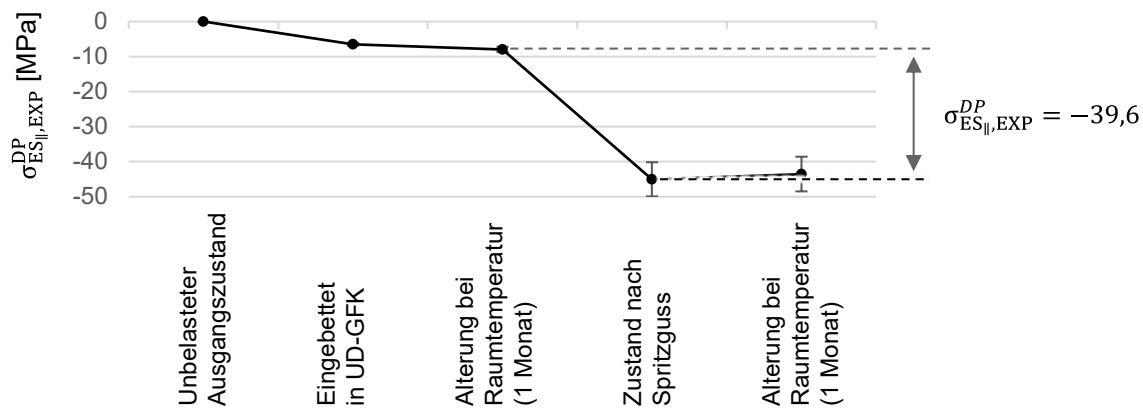


Abbildung 6.6: Messung der Normalspannungen im DP-Einleger

Die Normalspannung in der Probe beträgt $-39,6 \text{ MPa}$. Dieser Wert stimmt gut mit der rechnerischen Bestimmung von $-38,9 \text{ MPa}$ überein.

6.3 Numerische Bestimmung der Eigenspannungen

Abbildung 6.7 veranschaulicht die Normaleigenspannungen $\sigma_{ES||}$ über die z-Achse bei $x = 16,25 \text{ mm}$ und $y = 10 \text{ mm}$. Die Eigenspannungen in der TP-Komponente entlang der UD-Faserrichtung nehmen von der freien Oberfläche bis zur DP-Komponente zu und erreichen einen Maximalwert von $14,7 \text{ MPa}$. Innerhalb der DP-Komponente zeigt sich ein parabolischer Verlauf, mit Maxima von $-37,5 \text{ MPa}$ am Rand der TP-Komponente. Die Mittelung der Werte über die jeweilige Schichtdicke ergibt eine Zugeigenspannung von $13,7 \text{ MPa}$ in der TP-Komponente und eine Druckeigenspannung von $-36,9 \text{ MPa}$ in der DP-Komponente. Damit weisen die simulierten Eigenspannungen in der TP-Komponente einen um $0,8 \text{ MPa}$ und in der DP-Komponente um $2,0 \text{ MPa}$ niedrigeren Wert auf als die berechneten Eigenspannungen auf.

In orthogonaler Richtung (y-Achse) zeigt sich ein ähnliches Verhalten für die rechnerisch simulierten Kurven (vgl. Abbildung 6.7, b). Die Eigenspannungen in der TP-Komponente $\sigma_{ES\perp}^{TP}$ nehmen von der freien Oberfläche bis zur DP-Komponente zu und erreichen einen Maximalwert von $-4,3 \text{ MPa}$. Innerhalb der DP-Komponente treten die Maxima ebenfalls am Rand der TP-Komponente auf, mit einem Wert von $9,7 \text{ MPa}$. Die Mittelung der Werte über die Schichtdicke führt zu einer Druckeigenspannung von $-3,4 \text{ MPa}$ in der TP-Komponente und einer Zugeigenspannung von $9,6 \text{ MPa}$ in der DP-Komponente. Analog zu den Werten in x-Richtung sind auch hier die simulierten Eigenspannungswerte etwas niedriger als die berechneten. In der TP-Komponente ist die Eigenspannung um $0,6 \text{ MPa}$ niedriger, während sie in der DP-Komponente um $1,0 \text{ MPa}$ niedriger ist.

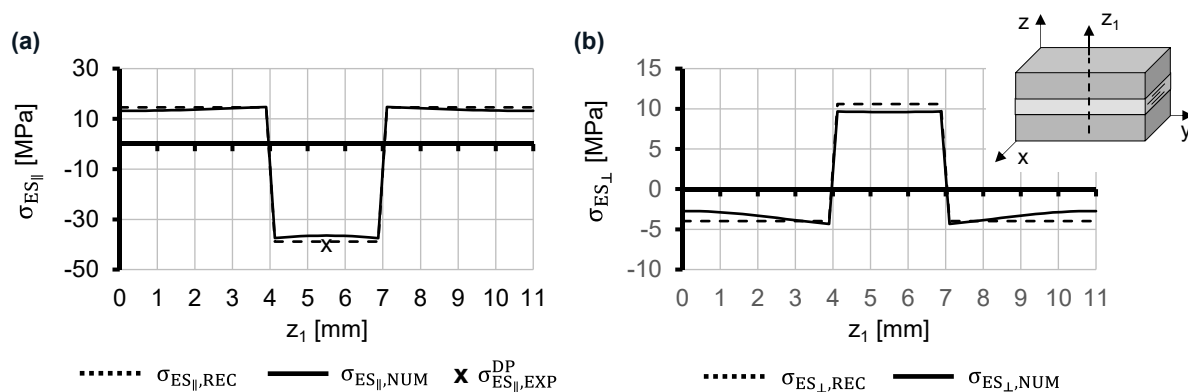


Abbildung 6.7: Vergleich der rechnerisch und numerisch ermittelten Normalspannungen (a) in und (b) senkrecht zur Faserrichtung bei $x = 16,25$ mm und $y = 10$ mm

In Tabelle 6.2 sind die gemittelten Werte von σ_{ES} dargestellt:

	$\sigma_{ES }^{DP}$	$\sigma_{ES }^{TP}$	$\sigma_{ES\perp}^{DP}$	$\sigma_{ES\perp}^{TP}$
Analytisch	-38,9	14,6	10,6	-4,0
Experimentell	-39,6	19,3	-	-10,6
Numerisch	-36,9	13,7	9,6	-3,4

Tabelle 6.2: Vergleich der gemittelten Werte der Normalspannungen in MPa

Entlang der x- bzw. y-Achse im Überlappungsbereich zeigt sich ein inkonstanter Verlauf der Normalspannungen $\sigma_{ES||}$ und $\sigma_{ES\perp}$ (vgl. Abbildung 6.8). Die dargestellten Kurven beschreiben die Normalspannungen σ_{ES} bei $z_{DP} = 5,5$ mm, $z_{TP} = 9$ mm. Analog zu $\sigma_{ES||,REC}^{DP}$ treten für $\sigma_{ES||,NUM}^{DP}$ Druckeigenspannungen auf. Für $\sigma_{ES||,NUM}^{TP}$ liegen analog zu $\sigma_{ES||,REC}^{TP}$ Zugeigenspannungen vor. Die Eigenspannungen sind immer geringer als rechnerisch ermittelt. Die numerisch bestimmten Normalspannungen fallen an den Rändern auf Null. Das Maximum wird in der Probenmitte erreicht. In diesem Bereich ist das Messgitter des FBG positioniert.

Senkrecht zur Faserrichtung zeigt sich das gleiche Verhalten: $\sigma_{ES\perp,NUM}^{DP}$ und $\sigma_{ES\perp,NUM}^{TP}$ erreichen ihr Maximum im Zentrum der Probe und nehmen zu den Rändern hin ab. Die Verteilung von Druck- und Zugeigenspannungen stimmt mit der rechnerischen Bestimmung überein und ist genau umgekehrt zu der Verteilung in Faserrichtung. Die asymmetrischen Verläufe von $\sigma_{ES||,NUM}$ sind auf die Randbedingungen des Simulationsmodells (Kapitel 4.4) zurückzuführen, weil der DP-Einleger auf der einen Seite verlängert ist.

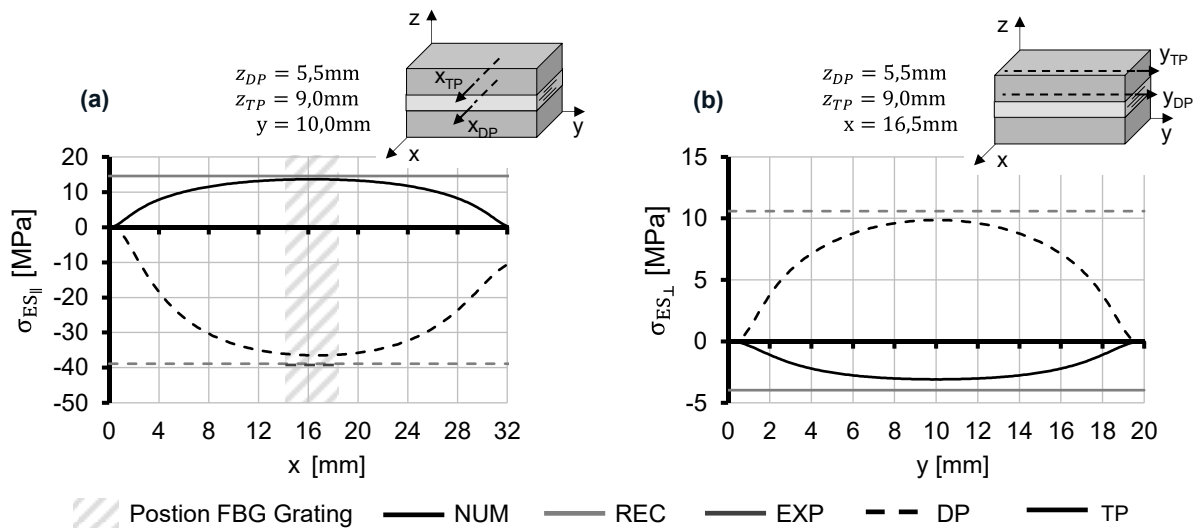


Abbildung 6.8: Normalspannungen entlang der Mittellinie in den jeweiligen Schichten des Sandwiches (a) parallel und (b) senkrecht zur Faserrichtung

Die Verläufe für die Schubspannungen $\tau_{ES\parallel,NUM}$ und $\tau_{ES\perp,NUM}$ sind in Abbildung 6.9 dargestellt. In der geometrischen Mitte des Sandwiches treten keine Schubspannungen auf. Zum Probenrand nimmt die Schubspannung stark zu. Das Maximum von $\tau_{ES\parallel,NUM}$ mit $31,3\text{ MPa}$ wird bei $x = 32,5\text{ mm}$ erreicht. Bei $x = 0\text{ mm}$ liegt der Wert bei $12,9\text{ MPa}$. Der höhere Wert für $x = 32,5\text{ mm}$ ist auf die Verlängerung des DP-Einlegers zurückzuführen (vgl. Abbildung 4.16). $\tau_{ES\perp,NUM}$ hingegen ist punktsymmetrisch zu $y = 10\text{ mm}$, mit einem Maximum von $4,6\text{ MPa}$ am Rand.

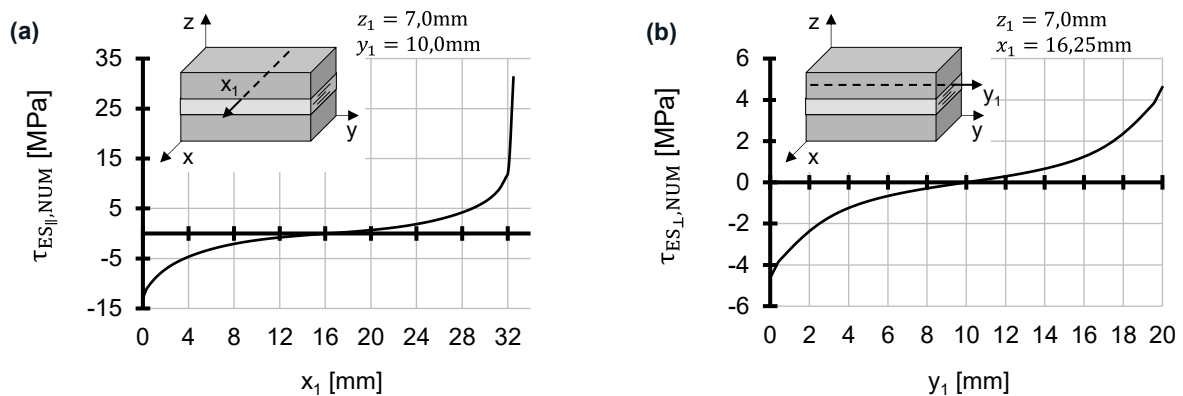


Abbildung 6.9: Numerisch ermittelte Schubspannungen im Grenzflächenbereich des Hybridverbundes (a) in Faserrichtung und (b) senkrecht zur Faserrichtung

Abschließend sind in Abbildung 6.10 Konturdiagramme für $\sigma_{ES\parallel,NUM}$ und $\tau_{ES\parallel,NUM}$ dargestellt. Für $\sigma_{ES\parallel,NUM}$ ist die gleichmäßige Verteilung der Normalspannung leicht erkennbar. Für $\tau_{ES\parallel,NUM}$ ist der Edge-Effekt an den Rändern deutlich zu sehen.

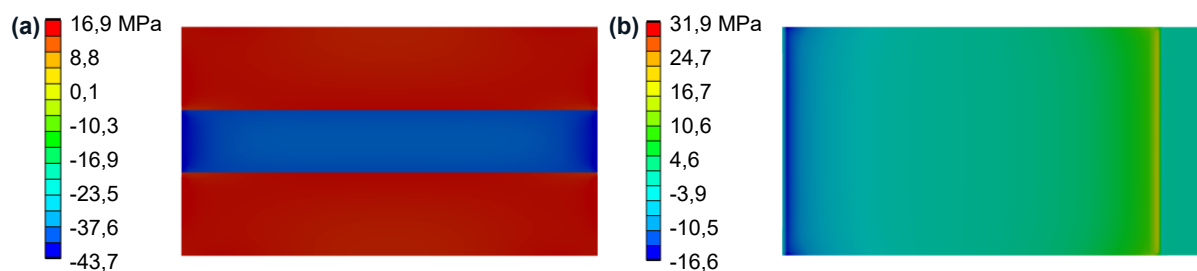


Abbildung 6.10: Konturplots der numerisch ermittelten Eigenspannungen für (a) $\sigma_{ES||,NUM}$ in der y-z-Ebene bei $x = 16,25$ mm und für (b) $\tau_{ES||,NUM}$ in der x-y-Ebene bei $z = 7$ mm

6.4 Abbau von Eigenspannungen und Auswirkung auf die Adhäsion

Es folgt die experimentelle Untersuchung der Wechselwirkung von Eigenspannungen und Adhäsion. In der Literatur wird Tempern als ein zielführender Prozess zur Beeinflussung der Eigenspannungen beschrieben (vgl. Kapitel 2.4). Ein Mechanismus hierfür wird jedoch nicht genannt. Es wird die Hypothese aufgestellt, dass zum einen die Eigenschaften des TP durch das Tempern verändert werden und zum anderen die Festigkeit der Grenzfläche reduziert wird. Um dies zu überprüfen, werden im ersten Schritt die FBG-Probekörper verschieden getempert, um die Eigenspannungen zu beeinflussen. Anschließend werden diese Tempervorgänge auf die Scherproben angewendet, um den Einfluss des Temperns auf die Adhäsion zu ermitteln. Die Versuche werden an Proben mit OP_240 durchgeführt.

Die Tempervorgänge setzen sich aus drei Parametern zusammen – der Tempertemperatur T_{Temp} , der Temperdauer t_{Temp} und dem Abschreckmedium. Die definierten Parameter sind Tabelle 6.3 zu entnehmen.

Tempervorgang	T_{Temp}	t_{Temp}	Abschreckmedium	$\Delta\sigma_{ES,DP, }$
1	120°C	60 min	Eisbad	-13,26%
2	160°C	60 min	Raumluft	-12,30%
3	160°C	60 min	Eisbad	-34,65%

Tabelle 6.3: Definition der Tempervorgänge

Zusätzlich ist die Veränderung der gemessenen Normalspannungen im DP dargestellt ($\Delta\sigma_{ES,DP,||}$). Um diese zu ermitteln, werden drei Messungen durchgeführt. Eine erste Referenz-Messung vor dem Tempern, der Temp-Messung im durchgewärmten Zustand im Ofen und der RT-Messung nach Abkühlung auf T_{RT} . In Abbildung 6.11 ist die Peak-Verschiebung der reflektierten Lichtsignale aus den drei Messungen beispielhaft dargestellt. Die vertikalen Striche markieren die Bragg-Wellenlängen, die den Schwerpunkt des jeweiligen Peaks kennzeichnen. Die blaue Messkurve zeigt die Ref-Messung vor dem Tempervorgang. Während des

Durchwärmens der FBG-Probe verschiebt sich der Peak des reflektierten Lichtsignals nach rechts, woraus sich die rote Messkurve (Temp-Messung) ergibt.

Der Grund für diese Verschiebung liegt in dem reversiblen Abbau der thermischen Eigenspannungen sowie in der Temperaturabhängigkeit des FBG. Zudem zeigt sich, dass die erhöhte Temperatur zu einem Abfall des Leistungspegels des reflektierten Lichtsignals führt. Durch das Abkühlen des Probekörpers auf T_{RT} werden die thermischen Eigenspannungen zum großen Teil wieder aufgebaut, wodurch sich der Peak bei der RT-Messung (grüne Kurve) zurück verschiebt. Der Abstand zwischen der Bragg-Wellenlänge der blauen und der grünen Messkurve ($\Delta\lambda_B$) ist das Maß für den dauerhaften Eigenspannungsabbau durch den Tempervorgang.

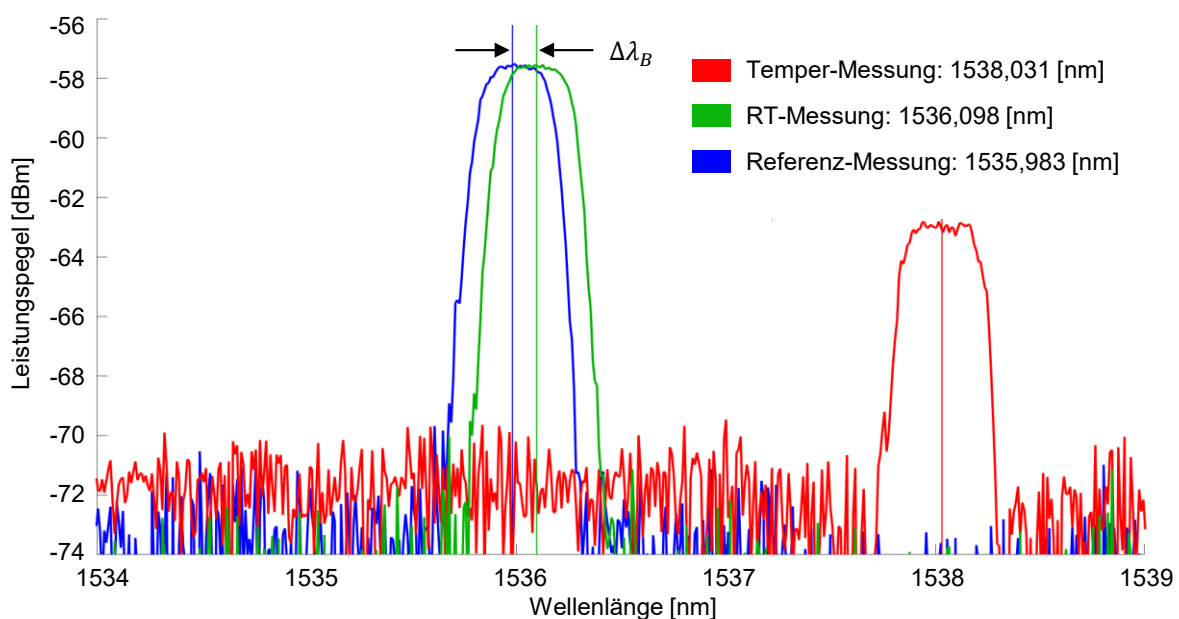


Abbildung 6.11: Ergebnisse der OSA-Messungen für den Tempervorgang

Die Versuche zeigen, dass die thermisch induzierten Eigenspannungen in den untersuchten DP-TP-Hybriden durch Tempervorgänge ab einer Temperatur von 120°C dauerhaft abgebaut werden können. Dabei erweist sich die Abkühlgeschwindigkeit als der entscheidende Faktor für den Eigenspannungsabbau. Durch das Abschrecken im Eisbad konnte im Vergleich zur Abkühlung in Raumluft ein größerer Eigenspannungsabbau erreicht werden.

Die Tempervorgänge der Scherzugproben werden entsprechend der in Tabelle 6.3 angegebenen Parameter durchgeführt. Zwei Tage nach dem Tempern werden Scherversuche bei RT mit den Proben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 6.12 dargestellt. Die einzelnen Tempervorgänge beeinflussen die Scherfestigkeiten deutlich. Ausgehend von dem Wert der ungetemperten Proben ($20,53\text{ MPa}$) nimmt die Scherfestigkeit von Tempervorgang #1 bis Tempervorgang #3 stetig ab. Einstündiges Tempern bei $T_{Temp} = 120^\circ\text{C}$ mit Abschreckung im Eisbad führt zu einem Rückgang der Scherzugfestigkeit um $17,5\%$ auf $\tau_{s,\#1} = 16,98\text{ MPa}$. Das einstündige Tempern bei $T_{Temp} = 160^\circ\text{C}$ mit anschließender Abkühlung in Raumluft reduziert

die Scherzugfestigkeit um 39,4 % auf $\tau_{s,\#2} = 12,48 \text{ MPa}$. Durch die Abschreckung im Eisbad nach $T_{Temp} = 160 \text{ °C}$ sinkt die Scherfestigkeit um 65,8 % auf $\tau_{s,\#3} = 7,04 \text{ MPa}$. Auffällig ist, dass die Schwankungen in den Messergebnissen durch das Tempern deutlich verringert werden.

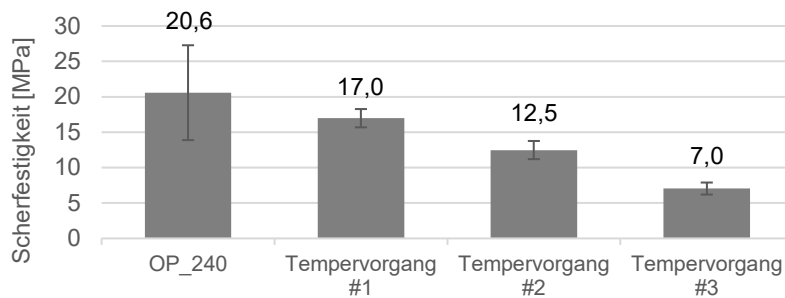


Abbildung 6.12: Scherfestigkeit von OP_240 in Abhängigkeit des Tempervorgangs

Durch die untersuchten Tempervorgänge können die thermisch induzierten Eigenspannungen dauerhaft abgebaut werden. Allerdings führt das Tempern der Hybridproben gleichzeitig zu einer deutlichen Reduzierung der Scherzugfestigkeiten und somit zu einer Verschlechterung der Adhäsion. Die aufgestellte Hypothese kann bestätigt werden. Tempern verschlechtert die Materialeigenschaften der TP. Insbesondere das schnelle Abkühlen führt zu einem verringerten Kristallisationsgrad. Weiterhin wird die Grenzfläche des Hybrids geschwächt. Das Tempern hat keinen Einfluss auf die Eigenschaften des DP.

6.5 Zwischenfazit zu Eigenspannungen in Duro-Thermoplast-Hybriden

Dadurch, dass artverschiedene Werkstoffe in einem Hybridverbund kombiniert werden, kommt es zu thermischen Eigenspannungen, da ein Unterschied zwischen der Haftungstemperatur T_H und der Einsatztemperatur T_E vorliegt. Diese können zu einer Verformung führen und reduzieren die Beanspruchbarkeit des Hybridverbunds. Insbesondere die Grenzfläche des Hybridverbunds wird durch die Eigenspannungen belastet. Dies geschieht jedoch inhomogen mit starker Ausprägung an den Kanten (Edge-Effekt). Daher ist eine anforderungsgerechte Auslegung der Grenzfläche eines DP-TP-Hybrids unter Berücksichtigung herstellungsbedingt implizierter Eigenspannungen notwendig. Die folgenden Schlussfolgerungen werden festgehalten:

Die rechnerische Bestimmung der Normaleigenspannungen ergibt eine homogene Verteilung innerhalb der jeweiligen Schichten. Diese Annahme ist jedoch lediglich für weit vom Probenrand entfernte Bereiche gültig. Die Simulation zeigt, dass die Normalspannungen von der freien Oberfläche der Probe zum Grenzflächenbereich ansteigen. Werden die Simulationsergebnisse gemittelt, sind die Ergebnisse der rechnerischen Bestimmung und der Simulation vergleichbar. Durch Einbringen eines FBG in der Mitte des DP-Bauteils bei $x = 16,25 \text{ mm}$, $y = 8 \text{ mm}$ und $z = 5,5 \text{ mm}$ können die Werte bestätigt werden. Das Niveau der gemessenen Normalspannung in Faserrichtung des DP beträgt $-39,6 \text{ MPa}$, was mit den berechneten

($-38,9 \text{ MPa}$) und simulierten ($-36,9 \text{ MPa}$) Werten gut übereinstimmt. Dies bestätigt, dass die Normalspannungen in der Mitte des Hybridverbunds mit Hilfe des Hook'schen Gesetzes mit transversal isotropen Plattenelementen angenähert werden können. Weiterhin wird die Plausibilität der Simulation bestätigt. Dies ermöglicht die Ableitung von Eigenspannungen senkrecht zur Faserrichtung. Diese Werte können jedoch experimentell nicht verifiziert werden, da die Integration eines FBG senkrecht zur Faserrichtung im Pultrusionsprozess nicht möglich ist. In Tabelle 6.2 sind die Werte für σ_{ES} dargestellt. In Faserrichtung (x-Achse) werden die höchsten Zugspannungen in der TP-Komponente beobachtet, während die höchsten Druckspannungen in der DP-Komponente auftreten. Dies steht im Kontrast zur optimalen Spannungs-konfiguration, da die Zugspannungen idealerweise mit den Bereichen der Faserverstärkung übereinstimmen sollten. Quer zur Faserrichtung (y-Achse) werden die höchsten Zugspannungen in der DP-Komponente beobachtet, während die höchsten Druckspannungen in der TP-Komponente auftreten, was wiederum nicht der optimalen Spannungs-konfiguration entspricht. Die Ergebnisse verdeutlichen die Wichtigkeit der Berücksichtigung von Eigenspannungen.

Eine rechnerische Bestimmung der Schubeigenspannungen ist für den vorliegenden DP-TP-Hybrid nicht sinnvoll. Die theoretisch notwendige Grenzschichtdicke zur Anwendung der Modelle stellt einen Fitting-Parameter dar. Die Anforderung, dass in der Grenzschicht keine Normaleigenspannungen vorliegen, kann für keine Grenzschichtdicke erfüllt werden.

Auffällig ist, dass die mittels Bohrloch-Methode gemessenen Normalspannungen höher ausfallen als $\sigma_{ES,REC}$ und $\sigma_{ES,NUM}$. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass die Modelle Temperaturgradienten während der Abkühlung im Spritzgussprozess und die Schwindung nicht exakt berücksichtigen. Außerdem kann die Bohrlochmethode lokale plastische Effekte oder Relaxationserscheinungen hervorrufen, was zu einer Erhöhung der gemessenen Spannungen führt.

Insbesondere die Schubspannungen beeinflussen das Versagen des hybriden Verbundwerkstoffs, indem sie die Grenzfläche vorbelasten. Die experimentelle Bestimmung dieser ist jedoch nicht möglich. Diese können mit Hilfe des simulativen Modells ermittelt werden. Die gut übereinstimmenden Ergebnisse von $\sigma_{ES,REC}$, $\sigma_{ES,EXP}$ und $\sigma_{ES,NUM}$ erlauben den Schluss, dass die Schubspannungen $\tau_{ES,NUM}$ auf dem richtigen Niveau liegen.

Zusammenfassend werden folgende Ergebnisse besonders hervorgehoben:

- Thermische Füge- oder Urformverfahren können in DP-TP-Hybriden erhebliche Eigenspannungen verursachen, die den Verbund beanspruchen und zu einer Festigkeitsminderung führen können. Voraussetzung ist die Adhäsion zwischen den Verbundpartnern.
- Die Höhe der Normalspannungen in intrinsisch gefügten DP-TP-Hybriden kann rechnerisch nach dem Hook'schen Gesetz für den ebenen Spannungszustand abgeschätzt werden.

- Wird ein teilkristalliner TP verwendet, muss die entsprechende Kristallisationstemperatur als spannungsfreie Temperatur angenommen werden.
- Zukünftige Auslegungen für hybride Verbundwerkstoffe sollten die Größe und Ausrichtung der Eigenspannungen berücksichtigen. Idealerweise sollten die Zugspannungen mit den Bereichen der Faserverstärkung übereinstimmen. Wenn möglich, sollten die Materialpaarungen optimiert werden.

Damit wird die zweite Forschungshypothese bestätigt (vgl. Kapitel 3.1). Sobald es in dem intrinsischen Hybridverbund zu Adhäsion kommt, treten aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten Eigenspannungen im Bauteil auf. Weiterhin kann die dritte Forschungshypothese teilweise bestätigt werden: Zwar können die Eigenspannungen im Hybridverbund nachträglich beeinflusst werden. Eine Reduzierung dieser wirkt sich jedoch nicht positiv auf die Verbundfestigkeit aus.

7 Bauteildimensionierung mit Kunststoffhybriden

Insbesondere im Fahrwerk gibt es ein hohes Interesse an Leichtbau. Im Gegensatz zu der gefederten Masse des Fahrzeuges, bspw. dem Aufbau, hat die ungefederte Masse einen deutlich höheren Einfluss auf die Fahreigenschaften. Da das Fahrwerk in hohem Maße zur ungefederten Masse eines Fahrzeuges beiträgt, hat Leichtbau hier einen besonders positiven Effekt [97]. Gleichzeitig steigt die Gesamtmasse neuer Fahrzeuge. Dies führt dazu, dass die Anforderungen an das Fahrwerk ebenfalls steigen [122]. Entsprechend stehen Fahrwerksbauteile bei PKWs aktuell vor einem Zielkonflikt: Die Forderung nach Leichtbau bei gleichzeitig höheren Belastungen.

Hybridstrukturen stellen in diesem Zusammenhang einen vielversprechenden Ansatz zur Realisierung dar. Um weitere Leichtbaupotenziale zu nutzen, sollen Metalle durch Kunststoffe substituiert werden. Die zuvor vorgestellten Ergebnisse liefern hierzu die Grundlage. In diesem Kapitel werden diese von der Probengeometrie auf das Demonstratorbauteil übertragen. Als Demonstratorbauteil wird eine Koppelstange aus dem Stabilisatorsystem eines PKWs gewählt. Hierbei handelt es sich um ein Bauteil, welches in hohen Stückzahlen gefertigt wird und sich gut für eine UD-Faserverstärkung eignet.

Zu dem Stabilisatorsystem gehören neben dem Stabilisator selbst die Systemkomponenten Koppelstange und Stabilisatorlager (vgl. Abbildung 7.1). Der Stabilisator ist an einem Hilfsrahmen montiert und in Gummilagern gelagert. Die Koppelstangen verbinden den Stabilisatorschenkel mit den Federbeinen oder alternativ mit den Querlenkern [97]. Die Aufgabe des Stabilisatorsystems besteht darin, die Wankfederrate zu erhöhen. Der Stabilisator stellt in diesem Zusammenhang einen Torsionsstab dar, welcher die rechte und linke Radaufhängung miteinander verbindet. Durch ungleiche Einfederung des rechten und linken Rads wird der Torsionsstab tordiert und somit ein Gegenmoment zur Wankbewegung erzeugt. Daraus folgt eine Reduzierung des Wankwinkels [97].

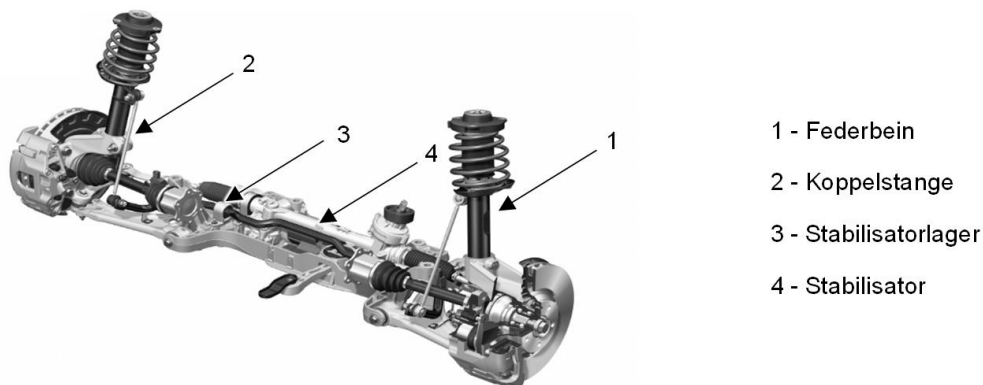


Abbildung 7.1: Vorderachse mit Stabilisatorsystem [123]

Die Koppelstange hat die Aufgabe, die während der Kurvenfahrt im Stabilisator auftretenden Kräfte in die Federbeine oder Querlenker einzuleiten. Dabei treten überwiegend Zug-Druckkräfte im Bereich von $5 - 10 \text{ kN}$ auf. Der definierte Einsatzbereich liegt in einem Temperaturfenster von -40°C bis $+80^\circ\text{C}$.

Das Demonstratorbauteil besteht aus einem unidirektional glasfaserverstärkten, duroplastischen Rohr, welches an den Enden im Spritzgussverfahren mit kurzglasfaserverstärkten, thermoplastischen Elementen zur Integration eines Kugelgelenks umspritzt wird. Das DP-Rohr wird, analog zum DP-Einleger, im Pultrusionsprozess mit Strahlungs-aushärtung hergestellt. Das Rohr weist einen Außendurchmesser von $d_a = 16 \text{ mm}$ und einen Innendurchmesser von $d_i = 10 \text{ mm}$ auf. Der gesamte Demonstrator ist 375 mm lang. Der umspritzte Bereich hat eine Länge von $26,3 \text{ mm}$. Damit kein TP in das Rohr eindringt, werden Stopfen am Rohrende eingebracht (vgl. Abbildung 7.2). Das Überlappungsende zwischen TP und DP wird entsprechend der Ergebnisse aus 5.2 gestaltet. Am TP wird eine Fase vorgesehen, um das Bauteil spritzgussgerecht auszulegen. Eine mögliche Reduzierung der Schubspannungen wird dabei nicht in Betracht gezogen.

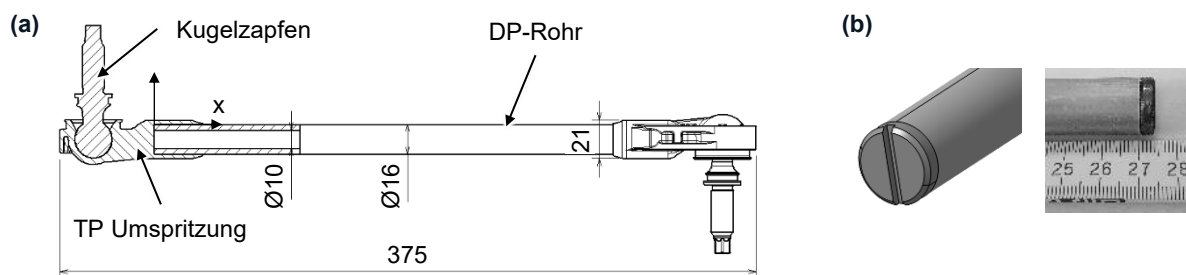


Abbildung 7.2: Hybride Koppelstange (a) als Zeichnung mit Koordinatensystem und (b) detaillierte Darstellung der Endengeometrie

Die Herstellung der Demonstratoren erfolgt auf der gleichen Spritzgussmaschine des Typs Arburg Allrounder 370 C 1000-250 wie die Herstellung der Proben.

Im Folgenden wird zunächst die Verbesserung der Adhäsion an der Koppelstange analysiert. Um lokale Spannungsüberhöhungen zu untersuchen, wird anschließend der Schubspannungsverlauf, hervorgerufen durch eine äußere Kraft, in der Grenzfläche des Hybridverbunds numerisch simuliert. Weiterhin werden die thermisch induzierten Eigenspannungen in der Koppelstange untersucht und geprüft, ob eine Berücksichtigung notwendig ist. Abschließend wird eine Handlungsempfehlung hinsichtlich der Schnittstellenoptimierung gegeben.

7.1 Festigkeit des Grenzschichtbereiches des Demonstrators

Die Erkenntnisse zur Verbesserung der Festigkeit in der Grenzfläche werden im Folgenden auf den Demonstrator übertragen. Für die Probe hat sich die Kombination aus offener Pultrusion und Vorwärmen auf 240°C unmittelbar vor dem Spritzgussprozess als effektivste Vorbehandlungsmethode zur Verbesserung der Adhäsion erwiesen (vgl. Kapitel 5.2). Diese wird auf

den Demonstrator übertragen. Zur direkten Vergleichbarkeit der Ergebnisse mit denjenigen der Probengeometrie werden weiterhin Varianten von Demonstratoren mit Vorwärmung auf $160\text{ }^{\circ}\text{C}$ und eine weitere, bei welcher das Rohr lediglich mit Isopropanol gereinigt wird (Probenbezeichnung Ref), vorgesehen.

Um die Festigkeit des Grenzschnittbereiches des Demonstrators zu überprüfen, werden Zugversuche durchgeführt. Der Demonstrator wird an den Kugelnäpfen in eine entsprechende Prüfvorrichtung eingebaut. Die Tests werden bei RT durchgeführt. Die Prüfungsgeschwindigkeit beträgt 100 mm/min .

Die Berechnung der Scherzugfestigkeit τ_s erfolgt analog zum Probekörper. Sie wird als Quotient aus der maximal aufgetragenen Zugkraft $F_{Z,max}$, bei der die DP-TP-Verbindung versagt, und der Grenzfläche A_G zwischen den beiden Komponenten ermittelt.

Abbildung 7.3 zeigt die Ergebnisse der Zugversuche in Abhängigkeit von den untersuchten Vorbehandlungsmethoden. Es wird deutlich, dass offene Pultrusion mit Vorwärmung notwendig ist. In der Regel liegt der Zielwert über 6 MPa , wird an dieser Stelle jedoch nicht weiter quantifiziert.

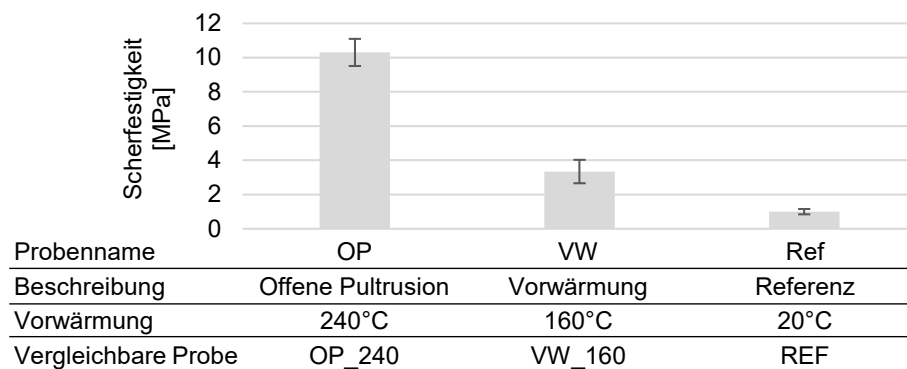


Abbildung 7.3: Scherfestigkeit des Demonstratorbauteils

Wird das Demonstratorbauteil vor dem Umspritzen lediglich mit Isopropanol gereinigt, wird eine Scherfestigkeit von $1,0\text{ MPa}$ erreicht. Zusätzliches Erwärmen verbessert die Scherfestigkeit auf $3,3\text{ MPa}$. Die Kombination von freien Fasern und Erwärmen erreicht eine Scherfestigkeit von $10,0\text{ MPa}$. Im Folgenden wird das Versagensbild des Demonstratorbauteils untersucht (vgl. Tabelle 7.1).

Probenname	OP	VW	Ref
Beschreibung	Offene Pultrusion	Vorwärmung	Referenz
Vorwärmung	240°C	160°C	20°C
Versagen	Versagen im TP	Adhäsiv, teilweise Faserbruch	Adhäsiv
Bild			

Tabelle 7.1: Versagen der verschiedenen Koppelstangen nach Zugprüfung

Werden die DP-Rohre mit freien Fasern vor der Umspritzung stark erwärmt, verändert sich das Bruchbild und das Bauteil versagt im TP (vgl. Tabelle 7.1, OP). An der Stelle des Versagens liegt eine theoretische Zugspannung von ca. 40 MPa ($= \frac{\text{Kraft bei Versagen}}{\text{Querschnittsfläche TP}}$) im TP vor. Die wahre Spannung liegt jedoch deutlich höher, da in dem Bereich des Bruchs ein Lunker vorliegt, welcher den Querschnitt verringert (vgl. Abbildung 7.4). Erfolgt eine Vorwärmung der Rohre, versagt der Verbund adhäsiv. Vereinzelt sind Faserbrüche an den Endlosfasern zu erkennen. Werden die DP-Rohre lediglich gereinigt, versagt der Verbund ebenfalls adhäsiv. Der TP wird vom Rohr abgezogen. Es sind keine Fasern des DP im TP und der TP ist nicht beschädigt.

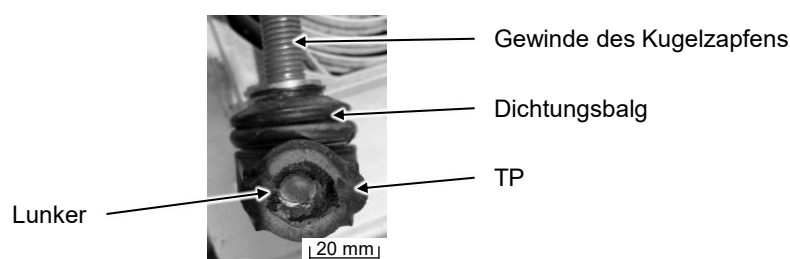


Abbildung 7.4: Lunker im TP des Demonstrators

Im Gegensatz zur Probe versagt der Demonstrator mit OP_240 im TP. Die zum Zeitpunkt des Grenzflächenversagens vorliegenden Schubspannungen können experimentell nicht bestimmt werden. Daher werden im Folgenden die Ergebnisse der vorgewärmten Probe (VW_160) mit denen des vorgewärmten Demonstrators verglichen. Die Scherfestigkeit der Probe VW_160 liegt bei $\tau_s = 1,2 \text{ MPa}$. Der vorgewärmte Demonstrator erreicht $\tau_s = 3,3 \text{ MPa}$. Damit ist die Scherfestigkeit um den Faktor 2,8 höher. Um diese Festigkeitssteigerung zu analysieren, wird ein weiteres Simulationsmodell aufgebaut.

7.2 Numerische Berechnung der Spannungsverläufe im Demonstrator

7.2.1 Schubspannungen durch äußere Belastungen

Für die numerische Berechnung der Schubspannungen τ_{SNUM} durch eine äußere Kraft wird ein Simulationsmodell analog zu Kapitel 4.4 aufgebaut. Die Geometrie wird an den Demonstrator angepasst (vgl. Abbildung 7.5, a). Ort der Lagerung und Belastung werden an den Anwendungsfall angepasst und entsprechend am TP und DP vorgesehen. Der Ursprung des Koordinatensystems zur Auswertung liegt am Rohrende auf der Oberfläche des DP-Rohrs.

Die aufgebrachte Kraft orientiert sich an der Belastung der Probe VW_160. Da die Überlappungsfläche des Demonstrators um den Faktor 2,6 höher ist, wird die Zugkraft in der Simulation entsprechend skaliert und auf 1,6 kN erhöht. Auf diese Weise bleibt die Schubspannung τ_S konstant bei 1,2 MPa.

Der Schubspannungsverlauf durch äußere Belastung ist entlang der x-Achse aufgetragen, bei y und $z = 0$. Das Maximum wird am freien Ende des TP erreicht. Es zeigt sich eine maximale Schubspannung $\tau_{SNUM,max}$ von 2,9 MPa (vgl. Abbildung 7.5). Bei gleicher Belastung liegt bei der Probe eine maximale Schubspannung $\tau_{SNUM,max}$ von 14,8 MPa (vgl. Abbildung 5.18, b).

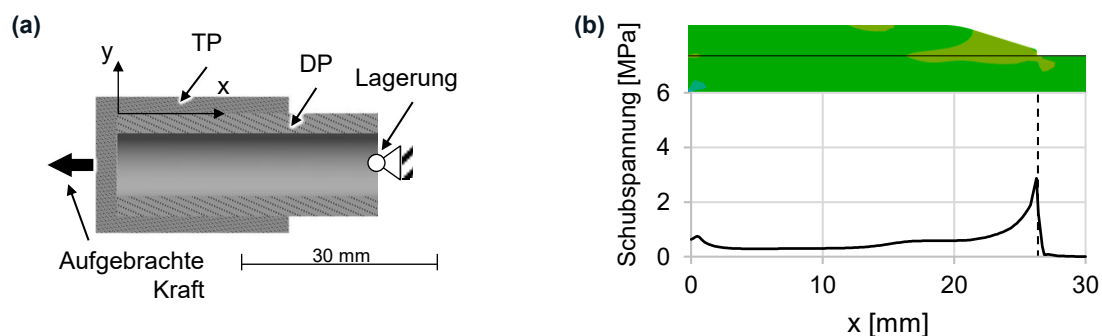


Abbildung 7.5: Schematische Funktionsintegration am (a) Demonstrator zum Aufbau der Simulation mit Definition des Koordinatensystems und (b) Schubspannungen am Demonstratorbauteil durch äußere Kraft von 1,6 kN bei y und $z = 0$ mm entlang der x-Achse

Bei gleicher Schubspannung τ_S von 1,2 MPa ist die maximal vorliegende Schubspannung am Probenrand im Demonstrator deutlich geringer als bei der Probengeometrie. Dies bestätigt die praktischen Ergebnisse, in welchen das Demonstratorbauteil bei gleicher Vorbehandlung eine höhere Festigkeit hat als die Probe. Im Folgenden werden die Eigenspannungen im Demonstratorbauteil untersucht.

7.2.2 Thermisch induzierte Schubspannungen im Demonstratorbauteil

In Kapitel 6 wurde nachgewiesen, dass in dem Hybridverbund erhebliche Eigenspannungen vorliegen. Wird das Simulationsmodell analog zu 4.4 auf das Demonstratorbauteil übertragen, zeigt sich ein analoges Verhalten (vgl. Abbildung 7.6).

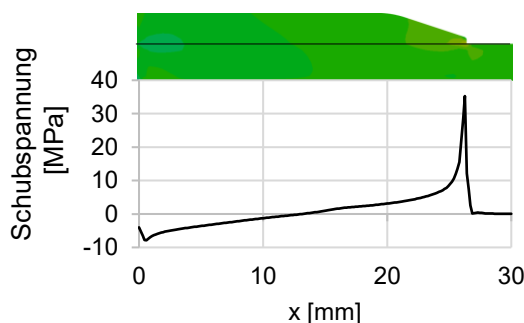


Abbildung 7.6: Thermisch induzierte Schubeigenspannungen am Demonstratorbauteil an y und $z = 0$ mm entlang der x -Achse

Der Schubspannungsverlauf durch thermische Eigenspannungen ist entlang der x -Achse aufgetragen, bei y und $z = 0$. Am freien Ende steigt die Schubeigenspannung auf $35,3 \text{ MPa}$. In der Probengeometrie liegen die Schubeigenspannungen bei $32,4 \text{ MPa}$.

7.2.3 Gegenüberstellung des Demonstratorbauteils mit der Probengeometrie

Im Folgenden wird das Demonstratorbauteil der Probengeometrie gegenübergestellt, um die mechanische Beanspruchung beider Strukturen systematisch zu vergleichen. Im Fokus stehen dabei die maximalen Schubspannungen infolge äußerer Belastungen sowie die thermisch induzierten Schubeigenspannungen. Durch die Analyse soll gezeigt werden, welche Spannungsanteile dominieren und wie sich diese auf die Gesamtbeanspruchung auswirken. Auf dieser Grundlage wird untersucht, inwieweit durch die Überlagerung der Spannungen eine Prognose des Versagens möglich ist.

Die experimentell ermittelte Scherfestigkeit des Demonstrators ist im Vergleich zur Probengeometrie bei identischer Vorbehandlung um den Faktor 2,8 höher. Zur Analyse dieser Beobachtung werden sowohl die Probe als auch der Demonstrator unter verschiedenen Lastfällen numerisch simuliert. Die Ergebnisse der Simulationen sind in Tabelle 7.2 dargestellt.

Simulation	Belastungsfall	Zugbelastung [kN]	τ_S [MPa]	$\tau_{S_{NUM},max}$ [MPa]	$\tau_{ES_{NUM},max}$ [MPa]	τ_{Ges} [MPa]
Probe	VW_160 – Probe	0,6	1,2	14,8	32,4	45,5
Demonstrator	τ_S von VW_160 – Probe	1,6	1,2	2,9	35,3	38,2
Demonstrator	VW_160 – Demonstrator	4,4	3,3	8,1	35,3	43,4
Demonstrator	OP_240 – Demonstrator	13,6	10,3	24,8	35,3	60,5

Tabelle 7.2: Vergleich unterschiedlicher Belastungsfälle durch äußere Kräfte und Beanspruchung durch thermische Spannungen der verschiedenen Simulationen

Die mechanischen Schubspannungen infolge äußerer Belastung fallen bei der Probe – bei identischer Belastung – mit $14,8 \text{ MPa}$ signifikant höher aus als beim Demonstrator mit $2,9 \text{ MPa}$. Diese Differenz lässt sich auf das in Kapitel 4.3.1 beschriebene Abziehwerkzeug zurückführen. Die Krafteinleitung erfolgt hierbei über die Stirnfläche der Probe, was zu einer Verstärkung des Edge-Effekts führt.

Die thermisch induzierten Eigenspannungen $\tau_{ES||,NUM}$ sind im Demonstrator um $2,9 \text{ MPa}$ höher als beim Sandwich. In beiden Fällen dominieren diese thermisch induzierten Eigenspannungen und beeinflussen die überlagerten Spannungen τ_{Ges} maßgeblich.

Ein Vergleich des Versagens bei einer Belastung von VW_160 zeigt, dass die überlagerten Spannungen τ_{Ges} in der Probe und im Demonstrator auf einem vergleichbaren Niveau liegen (vgl. Abbildung 7.6). Ein Großteil der Belastung ist hier auf die thermisch induzierten Eigenspannungen zurückzuführen. Die Festigkeit des Bauteils wird zum Großteil von den thermisch induzierten Eigenspannungen beeinflusst.

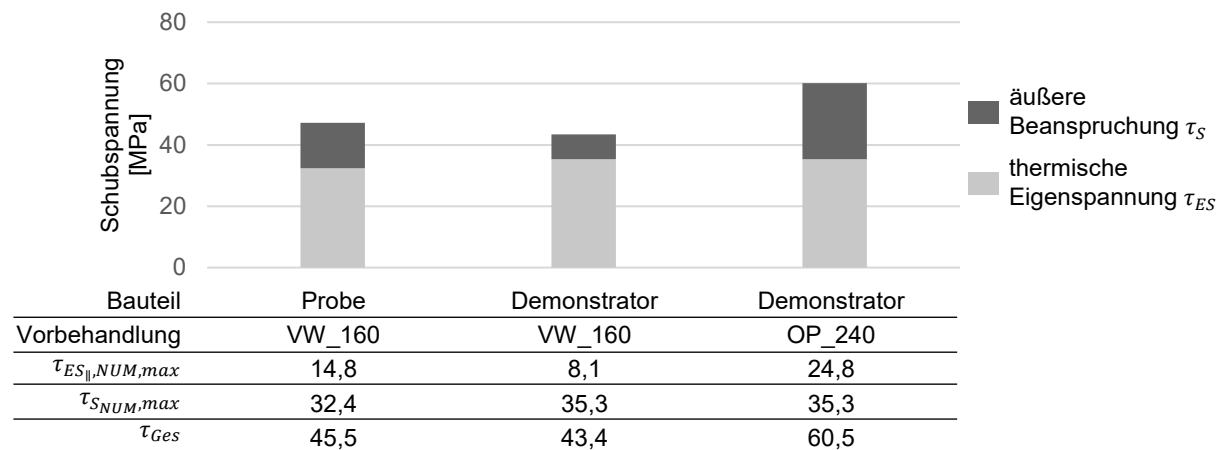


Abbildung 7.7: Überlagerung der Belastung durch äußere Kräfte und Beanspruchung durch thermische Spannungen zur Schubspannung in MPa

Bei einer Belastung mit OP_240 erreicht die überlagerte Spannung im Demonstrator einen Wert von $60,5 \text{ MPa}$. Im experimentellen Versuch führt diese Beanspruchung zum Versagen des TP.

7.3 Handlungsempfehlung zur Schnittstellenoptimierung

Sowohl die Adhäsion als auch die Eigenspannungen spielen eine wichtige Rolle bei der Auslegung hochbeanspruchter Hybridverbunde. Hinsichtlich der Adhäsion müssen Maßnahmen getroffen werden, um diese zu verbessern. Andernfalls ist eine Anwendung in hochbeanspruchten Bauteilen nicht möglich. Hierfür zeigt sich das Freilegen der Endlosfasern des DP in Kombination mit einer deutlichen Vorwärmung des DP unmittelbar vor der Umspritzung als zielführend.

Die für die Probengeometrie nachgewiesenen Eigenspannungen treten nach dem Simulationsmodell auch im Demonstratorbauteil auf. Durch die Schubspannungen ist insbesondere die Grenzfläche des Hybridverbunds vorbelastet. Im konventionellen Auslegungsprozess werden diese jedoch nicht berücksichtigt. Eine entsprechende Berücksichtigung der Eigenspannungen führt zu einer Auslegung, in welcher zusätzliche Leichtbaupotenziale genutzt werden können.

Hinsichtlich der Handlungsempfehlung zur Schnittstellenoptimierung kann folgendes zusammengefasst werden:

- Damit hochbeanspruchte DP-TP-Hybride erfolgreich eingesetzt werden können, ist eine Adhäsionsverbesserung zwingend erforderlich. Hierfür sollten die Endlosfasern des DP freigelegt und der DP unmittelbar vor der Umspritzung in den Bereich der Schmelztemperatur des TP vorgewärmt werden.
- Um eine beanspruchungsgerechte Simulation der Festigkeit von Hybridbauteilen zu gewährleisten, sollten zusätzlich Eigenspannungen berücksichtigt werden. Das erarbeitete Modell sollte vor die mechanische Simulation geschaltet und verknüpft werden.

Durch die Ausnutzung der genannten Optionen können Hybridverbunde beanspruchungsgerechter ausgelegt werden, was zu einer Gewichtsreduzierung und der Ausnutzung weiterer Leichtbaupotenziale führt.

8 Schlussbemerkung

8.1 Zusammenfassung

Das Ziel der Arbeit ist die anforderungsgerechte Auslegung der Grenzfläche eines DP-TP-Hybrids unter Berücksichtigung herstellungsbedingt implizierter Eigenspannungen. Hinsichtlich der Adhäsionsverbesserung sollen bestehende Verfahren und Wirkmechanismen analysiert und überprüft werden. Zusätzlich wird davon ausgegangen, dass die Eigenspannungen die Festigkeit von Hybridverbunden negativ beeinflussen bzw. herabsetzen, aus diesem Grund müssen sie bei der Festigkeitsbetrachtung berücksichtigt werden.

Der Hybridverbund wird intrinsisch im Spritzgussprozess hergestellt. Vorbehandlungen des DP verbessern dabei die Adhäsion. Da sich die Einsatztemperatur des Hybridverbunds von der Haftungstemperatur unterscheidet, kommt es durch den Herstellungsprozess zu Eigenspannungen. Diese wirken sich auf die Festigkeitseigenschaften aus. Die Eigenspannungen liegen in den Einzelschichten als Normalspannungen und in dem Bereich der Grenzschicht des Verbunds als Schubspannungen vor. Um die Schubspannungen bei der Auslegung zu berücksichtigen, müssen sie bestimmt werden.

Im Rahmen der Festigkeitsanalyse des faserverstärkten DP-TP-Hybrids werden die folgenden Schritte durchgeführt: Zunächst werden (1) geeignete Probekörper für ein spezifisches Haftprüfverfahren und den Aufbau von Eigenspannungen entworfen. Anschließend wird (2) die Scherfestigkeit der Probekörper nach verschiedenen Oberflächenbehandlungen geprüft. Auf Grundlage der Ergebnisse erfolgt (3) eine Optimierung zur Verbesserung der Haftung. Im darauffolgenden Schritt werden (4) Messungen der Eigenspannungen durchgeführt, welche durch (5) rechnerische und (6) simulative Methoden weiter validiert werden. Diese Ergebnisse werden (7) den Ergebnissen der Adhäsionsstudie gegenübergestellt, gefolgt von (8) Untersuchungen zur Beeinflussung der Eigenspannungen. Ziel ist die anforderungsgerechte Auslegung der Grenzfläche eines DP-TP-Hybrids unter Berücksichtigung herstellungsbedingt implizierter Eigenspannungen. Hinsichtlich der Adhäsionsverbesserung sollen bestehende Verfahren und Wirkmechanismen analysiert und überprüft werden.

Die Scherfestigkeit wird anhand von zwei Prüfverfahren, dem Scherversuch und dem Kurzbiegeversuch, ermittelt. Die gemessenen Scherfestigkeiten werden bei dem Kurzbiegeversuch im Gegensatz zum Scherversuch nicht durch Edge-Effekte beeinflusst. Ergebnisse des Scherversuches zeigen, dass die effektivste Vorbehandlungstechnologie die Kombination von freien Fasern mit Vorwärmung ist. Es wird eine durchschnittliche Scherfestigkeit von $20,53 \text{ MPa}$ erreicht. Zur Berücksichtigung von Umwelteinflüssen werden weitere Proben teilweise bei erhöhten Temperaturen und andere mit Salzwasser konditioniert und bei RT geprüft. Bei beiden Prüfvarianten ist hierbei eine deutliche Abnahme der Scherfestigkeit zu beobachten. Hinsichtlich der erhöhten Temperatur kann dies darauf zurückgeführt werden, dass T_G von PA 6.6 überschritten wird ($T_{G,PA6.6} \approx 60^\circ\text{C}$), was zu einer deutlichen Abnahme des Elastizitäts- und

des Schubmoduls führt. Die verschlechterte Scherfestigkeit nach Konditionierung mit Salzwasser kann auf zwei Hauptfaktoren zurückgeführt werden. Erstens hat PA 6.6 eine hohe Neigung zur Wasseraufnahme, was zu einer Abnahme des Schubmoduls führt. Zweitens kann sich Salzwasser an der freien Kante ansammeln und diesen hoch beanspruchten Bereich weiter schwächen. Beim Kurzbiegeversuch versagen alle Proben bei ähnlicher Querkraft aufgrund des Versagens des TP. Es ist nicht möglich, den expliziten Anteil des Edge-Effektes zu bestimmen, jedoch ist sein signifikanter Einfluss auf die Festigkeit des Hybridverbunds offensichtlich. Die an der Grenzfläche auftretenden Scherspannungen sind mehr als zehnmal so hoch wie die im Ausziehversuch beobachteten. Der signifikante Einfluss des Edge-Effekts motiviert dazu, Möglichkeiten zur Reduzierung bei der Übertragung auf den Demonstrator vorzusehen.

Die gewonnenen Erkenntnisse hinsichtlich der Haftungsverbesserung werden auf den Demonstrator übertragen. Für den Probenkörper hat sich die Kombination von freien Fasern und Vorwärmen als effektivste Vorbehandlungsmethode zur Verbesserung der Adhäsion erwiesen. Die Ergebnisse zeigen, dass eine Vorbehandlung des DP zwingend notwendig ist. Die Kombination von freien Fasern mit Vorwärmen zeigt sich als zielführend. Das Versagen des Demonstrators wird von der Grenzfläche in den TP verlagert.

Zusätzlich werden die Eigenspannungen im Hybridverbund betrachtet. Durch Einbringen eines FBG in der Mitte des DP-Bauteils können die analytisch und numerisch bestimmten Werte der Normalspannung in Faserrichtung des DP bestätigt werden. Das Niveau von $\sigma_{ES\parallel,EXP}^{DP}$ beträgt $-39,6 \text{ MPa}$, was mit den berechneten ($-38,9 \text{ MPa}$) und simulierten ($-36,9 \text{ MPa}$) Werten übereinstimmt. Dies bestätigt, dass die Normalspannungen in der Mitte des Hybridverbunds mit Hilfe des Hook'schen Gesetzes mit transversal isotropen Plattenelementen für die Probenmitte approximiert werden können. Die experimentelle Bestimmung der Schubspannungen ist nicht möglich. Diese können lediglich mit Hilfe des simulativen Modells ermittelt werden. Die übereinstimmenden Ergebnisse von $\sigma_{ES\parallel}$ erlauben den Schluss, dass die thermisch induzierten Schubspannungen $\tau_{ES,NUM}$ auf dem richtigen Niveau liegt. In der geometrischen Mitte des Sandwiches treten keine Schubspannungen auf. Zum Probenrand nimmt die Schubspannung stark zu. Das Maximum von $\tau_{ES\parallel,NUM}$ mit $31,3 \text{ MPa}$ wird im Kantenbereich erreicht. Die Schubspannungen quer zur Faserrichtung sind mit $4,6 \text{ MPa}$ deutlich geringer. Durch nachgelagerte Tempervorgänge können die Eigenspannungen im Probenkörper reduziert werden, jedoch zeigt sich gleichzeitig ein negativer Einfluss auf die Scherfestigkeit (vgl. Kapitel 6.4). Es stellt sich ein neuer Gleichgewichtszustand in der Probe ein.

Wird das Simulationsmodell auf den Demonstrator übertragen, zeigen sich analog zur Probengeometrie Schubspannungen am freien Ende. Diese steigen auf einen Maximalwert von $22,8 \text{ MPa}$.

Abschließend lässt sich festhalten, dass für intrinsisch gefügte DP-TP-Verbunde eine Vorbehandlung des DP zwingend erforderlich ist, um eine ausreichende Scherfestigkeit zu erreichen. Hierzu sind freie Verstärkungsfasern des DP an der Oberfläche notwendig, sodass der

TP direkt an diese anbinden kann. Die erste Forschungshypothese wird damit teilweise widerlegt, da die Erkenntnisse aus dem Stand der Technik hinsichtlich Laser- und Plasmavorbehandlung zur Adhäsionsverbesserung eines DP-TP-Hybrids vor dem Hintergrund der Wirtschaft- und Großserientauglichkeit nicht zu einer erhöhten Verbundfestigkeit führen. Jedoch bestätigt sich, dass durch die Vorwärmung des DP-Einlegers vorm Spritzgießprozess in den Bereich der Schmelztemperatur des TP eine signifikante, stoffschlussbasierte Festigkeitssteigerung erreicht wird. Hierfür muss jedoch zusätzlich eine Anbindung des TP an die Verstärkungsfasern des DP gewährleistet werden. Auch die zweite Forschungshypothese wird bestätigt: Sobald es in dem intrinsischen Hybridverbund zu Adhäsion kommt, treten aufgrund unterschiedlicher Wärmeausdehnungskoeffizienten Eigenspannungen im Bauteil auf. Diese beeinflussen nicht nur die absoluten statischen Festigkeitseigenschaften des Hybridverbunds, sondern auch das Verhältnis von Spannungsamplitude und Mittelspannung. Dadurch verändert sich, im Vergleich zum globalen Spannungsverhältnis im mechanischen Versuch, das lokale Spannungsverhältnis im Hybridverbund. Die dritte Forschungshypothese kann teilweise bestätigt werden. Zwar können die im Hybridverbund vorhandenen Eigenspannungen nachträglich modifiziert werden, jedoch hat eine Reduzierung dieser keinen positiven Einfluss auf die Verbundfestigkeit.

Die vorliegende Arbeit zeigt eine Methodik zur Auslegung eines Hybridverbunds unter Berücksichtigung der Eigenspannungen auf.

8.2 Diskussion

Um mittels Spritzguss hergestellte DP-TP-Hybride für eine Anwendung im Fahrwerk zu befähigen ist eine Vorbehandlung des DP zwingend notwendig. Ohne eine Vorbehandlung ist der Hybridverbund nicht einsetzbar. Es zeigt sich jedoch, dass die erreichbaren Festigkeiten bei erhöhten Temperaturen und nach Konditionierung um bis zu 75% reduziert sind. Das genutzte Werkzeug für die Scherversuche führt zu einer deutlichen Spannungsüberhöhung im Kantenbereich, was die Festigkeit reduziert. Hauptsächlich wird die Festigkeit von den thermisch induzierten Eigenspannungen beeinflusst.

Grundsätzlich kann sowohl die rechnerische als auch die simulierte Bestimmung der Eigenspannungen auf andere Materialsysteme verallgemeinert werden. Allerdings ist eine systemspezifische Kalibrierung durch Anpassung der Materialparameter, der Haftungstemperatur T_H und der Geometrien erforderlich. Die vorliegende Arbeit ist auf GF-verstärkte DP-TP-Hybride beschränkt. Zukünftige Untersuchungen sollten auf CF-verstärkte Materialien ausgedehnt werden, um deren spezifisches Verhalten zu untersuchen.

Im Stand der Technik werden Metall-Kunststoff-Hybride hinsichtlich der Eigenspannungen untersucht. Für die dort untersuchten Proben wird angenommen, dass sich diese im thermodynamischen Gleichgewicht befinden. Darauf basierend wird sowohl für rechnerische als auch die simulationsbasierte Bestimmung der Eigenspannungen dieser Arbeit die Annahme getroffen, dass sich die Probe im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Ein Vergleich der

Wärmeleitfähigkeit von Metall und duroplastischem Kunststoff zeigt jedoch, dass die Durchwärmung des Duroplasten deutlich länger dauert. Für die zeitabhängige Temperaturänderung gilt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c\rho} \cdot \Delta T \quad (8.1)$$

mit

c	Spezifische Wärmekapazität [$\frac{J}{gK}$]	$c_{Metall} = 1,9$	$c_{DP} = 0,5$
ρ	Dichte [$\frac{kg}{m^3}$]	$\rho_{Metall} = 8000$	$\rho_{DP} = 1200$
λ	Wärmeleitfähigkeit [$\frac{W}{mK}$]	$\lambda_{Metall} = 80,2$	$\lambda_{DP} = 0,3$

Werden vor diesem Hintergrund metallische mit DP-Einlegern verglichen, besteht ein Unterschied von Faktor 154 für die Durchwärmung. Aufgrund der geringen Wärmeleitfähigkeit des eingesetzten DP ist daher nicht auszuschließen, dass Proben ohne Vorwärmung die angenommene homogene Temperaturverteilung von 170 °C nicht erreichen. Insbesondere bei der kurzen Prozesszeit des Spritzgießens. Die daraus resultierende, inhomogene Temperaturverteilung wirkt sich unmittelbar auf die Ausprägung der Eigenspannungen aus. So wird davon ausgegangen, dass geringere Vorwärmtemperaturen zu höheren Eigenspannungen insbesondere an der freien Kante führen. Auf Basis dieser Überlegungen wird die Hypothese formuliert, dass eine gezielte Vorwärmung der Proben zu einer verbesserten Temperaturhomogenität beiträgt und damit die Ausprägung der schädlichen Eigenspannungen im Rand- und Kantenbereich des Bauteils reduziert. Um dieses Potenzial zu bewerten, sind weiterführende simulationsgestützte Untersuchungen erforderlich, die den Einfluss unterschiedlicher Vorwärmstrategien auf die Spannungsentwicklung detailliert analysieren. Dabei sollte auch das Abkühlverhalten der Probe in die Simulation einbezogen werden. In dieser Arbeit wird dies lediglich als homogen angenommen. Das gilt es in weiteren Arbeiten zu verifizieren.

Hinsichtlich der Messtechnik ist ein Nachteil von FBG-Sensoren, dass die Dehnung nur an einem Punkt gemessen werden kann. Im Randbereich nehmen die Normalspannungen deutlich ab (vgl. Abbildung 6.8). Um die simulierte Spannungsverteilung in diesen Bereichen zu validieren, sollte ein FBG entsprechend positioniert werden. In dieser Arbeit wird der FBG-Sensor ausschließlich in der Mitte der Probe positioniert, um Randeffekte zu vermeiden und sich ausschließlich auf die Erfassung der Normalspannungen zu konzentrieren. Die Normalspannungen am Probenrand werden für die DP-Komponente nicht analysiert. Eine weitere Herausforderung ist die Ondulation des FBG. Durch den Herstellprozess des DP-Einlegers (UD-Pultrusion), kann diese jedoch vernachlässigt werden. Sämtliche Fasern sind ausschließlich in x-Richtung ausgerichtet. Da die Messungen jedoch unter konstanten Temperaturbedingungen durchgeführt werden, kann dieser Einfluss vernachlässigt werden.

Die Kenntnis über die Höhe und Verteilung der Eigenspannungen, ermöglicht eine Abschätzung über nachteilige Auswirkungen. Beispielweise durch eine Anpassung des Faservolumenanteils oder der Bauteilgeometrie können Strukturen so optimiert werden, dass diese Spannungen besser verteilt werden. Ein Ansatz ist die Auswahl eines TP mit geringerer T_H , wodurch der Temperaturunterschied minimiert wird. Zusätzlich kann eine Materialkombination mit geringerer Abweichung der Wärmeausdehnungskoeffizienten gewählt werden. Diese Erkenntnisse ermöglichen zusätzliche Leichtbaupotenziale.

In einem weiteren Schritt wäre die Untersuchung des Einflusses der Spritzgussparameter zielführend. Diese Parameter werden weder im Berechnungs- noch im Simulationsmodell berücksichtigt. Sollte ein Einfluss experimentell nachgewiesen werden, sollten auch die Modelle entsprechend angepasst werden. Weiterhin sollte die Temperaturabhängigkeit der Materialeigenschaften in künftige Arbeiten einbezogen werden. Außerdem sollte die Forschung auf alternative Verstärkungsconfigurationen jenseits von UD-Fasern ausgedehnt werden.

Weiterhin verdeutlichen die Ergebnisse, dass Eigenspannungen einen maßgeblichen Einfluss auf die Festigkeit von DP-TP-Hybriden haben. Diese Eigenspannungen resultieren primär aus den unterschiedlichen thermo-mechanischen Eigenschaften der eingesetzten Werkstoffe. Für die zukünftige Werkstoffauswahl impliziert dies, dass neben den klassischen Kennwerten wie Steifigkeit oder Festigkeit auch das Potenzial zur Eigenspannungsbildung systematisch berücksichtigt werden sollte. So kann beispielsweise eine Reduzierung des Faservolumengehalts im DP zwar mit einer nominellen Abnahme der Werkstofffestigkeit einhergehen, gleichzeitig jedoch die Ausbildung hoher Eigenspannungen im Hybridverbund verringern. Dies kann unter Umständen zu einer übergeordneten Festigkeitssteigerung des Gesamtsystems führen. Damit zeigt sich, dass eine ganzheitliche Betrachtung der werkstoffspezifischen Eigenschaften entscheidend ist, um hybride Strukturen gezielt zu optimieren.

Es wurde die Hypothese aufgestellt, dass sich die im Hybridverbund vorliegenden Eigenspannungen auch nachträglich beeinflussen lassen und dass eine Reduzierung dieser Spannungen zu einer Verbesserung der Verbundfestigkeit führen kann. Diese wurde basierend auf den Erkenntnissen des Stands der Technik aufgestellt (vgl. Kapitel 2.4). Die Ergebnisse der Temperversuche bestätigen grundsätzlich, dass Eigenspannungen im Materialverbund gezielt verringert werden können. Allerdings zeigte sich gleichzeitig eine Abnahme der Scherfestigkeit der untersuchten Proben. Dieses Verhalten lässt sich in erster Linie darauf zurückführen, dass die thermische Behandlung eine Schwächung der Grenzfläche zwischen DP und TP bewirkt. Infolge dieser Grenzflächenmodifikation werden zwar die gespeicherten Eigenspannungen reduziert, gleichzeitig sinkt aber auch die Festigkeit des Verbundes. Darüber wirkt die thermische Nachbehandlung nicht nur lokal auf die Grenzfläche, sondern kann auch die molekulare Struktur der beteiligten Werkstoffe beeinflussen. So kann etwa eine partielle Relaxation der Polymerketten oder eine Veränderung des Vernetzungsgrades im TP auftreten, was zusätzlich zu einer Reduktion der Verbundfestigkeit beitragen könnte. Dieser Effekt wird jedoch als gering

eingeschätzt. Die aufgestellte Hypothese ist daher falsch. Tempern schwächt den DP-TP-Hybrid. Eine Beeinflussung der thermisch induzierten Eigenspannungen muss bereits in der Auslegung durch eine Materialauswahl, Geometrieangepassung oder Vorwärmeffekte erfolgen.

Ein zentraler und hervorzuhebender Aspekt ist der nachhaltige Umgang mit faserverstärkten Kunststoffen. Durch die Befähigung glasfaserverstärkter DP für ein breiteres Produktspektrum führt zu steigenden Volumen im Abfallbereich. Insbesondere dieses Material stellt jedoch im Hinblick auf die Weiterverwertung eine Herausforderung dar. Vor dem Hintergrund des von POTTING et al. [124] vorgestellten und KIRCHHERR et al. [125] weiterentwickeltem 9R-Frameworks (vgl. Abbildung 8.1), können für das Produkt verschiedene Strategien genutzt werden.

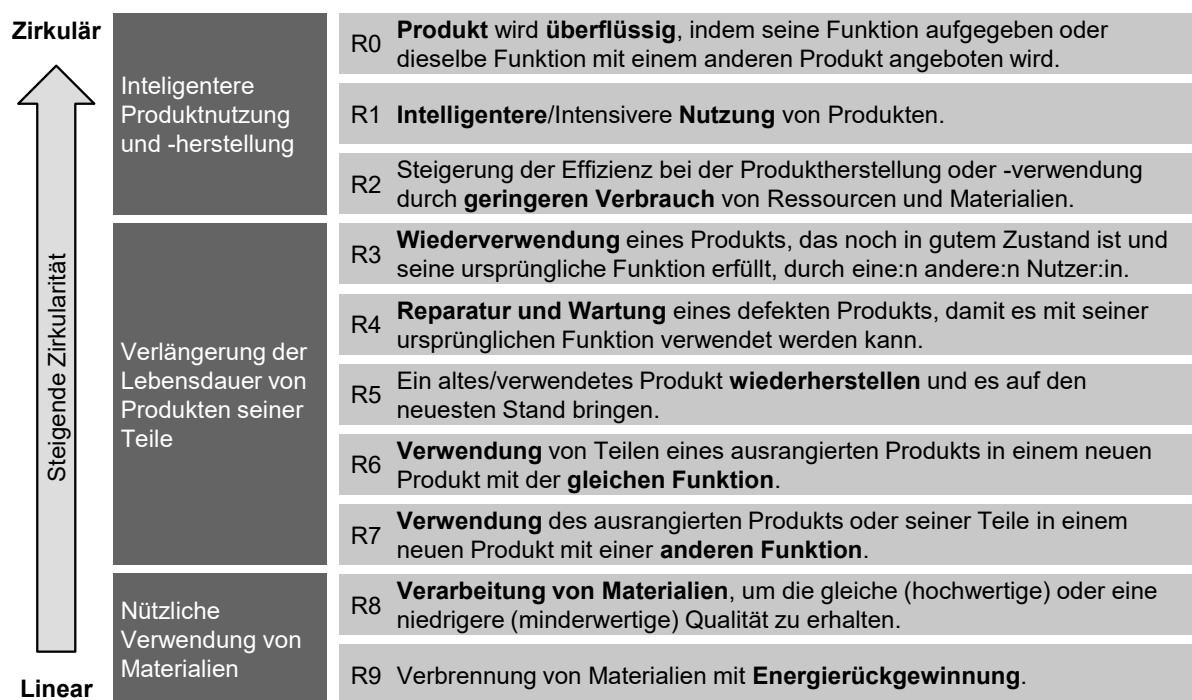


Abbildung 8.1: Das 9R Framework nach KIRCHHERR et al. [125]

Zur Bewertung der Möglichkeiten müssen zunächst die Begriffe im Bereich der Verwertung definiert werden. Die Verwendung des Begriffs Recycling ist weit verbreitet. Dies ist nach dem 9R Framework jedoch nur eine Möglichkeit, welche der nützlichen Verwertung von Material zugeordnet ist (R8). Zusätzlich kann jedoch auch eine Aufwertung (R0-R2), eine Verlängerung der Lebensdauer (R3-R4) oder eine thermische Verwertung (R9) vorliegen [128].

Hinsichtlich des vorliegenden Hybridverbunds liegt die Besonderheit durch die Verbindung von verschiedenen Werkstoffen vor. DP und TP sollten getrennt voneinander verwertet werden. Die in Kapitel 5.3.3 dargestellte Eigenschaft, dass die Festigkeit der Grenzschicht bei Temperaturen $> T_{G,TP}$ deutlich nachlässt, kann in diesem Zusammenhang gezielt ausgenutzt werden. Bei erhöhten Temperaturen können die Materialien voneinander getrennt und separat verwertet werden.

Der TP kann mechanisch zerkleinert und erneut thermoplastischen Werkstoffen beigemischt werden. Recyceltes PA6.6 weist jedoch im Vergleich zum Neuwarematerial verringerte mechanische und thermische Eigenschaften auf (R8). Derzeit wird intensiv daran geforscht, die Materialperformance des Rezyklats zu verbessern, um eine höherwertige Wiederverwendung im Sinne des 9R-Frameworks, beispielsweise auf der Stufe Reuse (R3), zu ermöglichen.

Für den DP ist die Weiterverwertung herausfordernder. Während für CFK bereits Konzepte existieren, gibt es für GFK erst vereinzelte Ansätze [126]. Zumeist werden GFK-Teile direkt oder indirekt der energetischen Verwertung zugeführt (R9) oder aber zerkleinert und als Substitution in Zement hinzugefügt (R8) [127]. Grundsätzlich können glasfaserverstärkte DP auch chemisch, thermisch und mechanisch recycelt werden (R7). In Abbildung 8.2 werden die Möglichkeiten weiter unterteilt.



Abbildung 8.2: Möglichkeiten zur Verwertung von GFK-Abfall

Bei endlosfaserverstärkten Kunststoffen wird die ursprüngliche Glasfaser durch den Herstellungsprozess in ihrer Länge reduziert. Sie kann ohne große Energie- und Kostenaufwände nicht in ihre ursprüngliche Länge gebracht werden. Daraus ergibt sich, dass die stoffliche Verwertung von GFK hinsichtlich der Glasfaserfraktion im Allgemeinen lediglich der nützlichen Verwertung von Material verordnet ist. Eine Einordnung der Verwertungsmöglichkeiten von GFK mit jeweiligen Vor- und Nachteilen ist in Tabelle 8.1 dargestellt.

	Verfahren	Vorteile	Nachteile	Einordnung
Chemisch	Solvolyse Hydrolyse	Möglichkeit der Rückgewinnung von Fasern & Monomeren Glasfasern können teilweise in hoher Qualität erhalten bleiben	Umweltbelastung durch Gasemissionen & Chemikalien Teure Verfahren	Matrix: R8 Faser: R8
	Verbrennung Pyrolyse	Energiegewinnung Reduziertes Abfallvolumen	Umweltbelastung durch Gasemissionen Zerstörung der Fasern Asche als Nebenprodukt	Matrix: R9 Faser: R9
Mechanisch	Zerkleinern	Geringe Umweltbelastung Einfach & kostengünstig	Verbund bleibt bestehen Begrenzte Möglichkeit der Wiederverwendung	Matrix: R8 Faser: R8

Tabelle 8.1: Bewertung der Verwertungsmöglichkeiten von GFK

Weiterhin erscheint eine Wiederverwendung der DP-Rohre des Demonstrators grundsätzlich möglich. Tritt ein Produktversagen auf, ist dieses in der Regel auf das Versagen des TP zurückzuführen, während der DP für die betrachtete Anwendung eine hohe Dauerfestigkeit aufweist. Dementsprechend könnten die zur Adhäsionsverbesserung behandelten Rohrenden entfernt und aus dem verbleibenden Material neue, kürzere Koppelstangen gefertigt werden (R3, R6). Alternativ besteht die Möglichkeit, die Duroplast-Rohre in anderen Anwendungen weiterzuverwenden (R7). In beiden Fällen ist eine vorgelagerte Qualitätsprüfung der Rohre erforderlich, um die strukturelle Integrität und Eignung des Materials sicherzustellen.

8.3 Ausblick

In der vorliegenden Arbeit wurde ein Hybridverbund aus UD-GFK und kurzglasfaserverstärktem TP untersucht. Es sollten weiterführende Betrachtungen hinsichtlich alternativer Polymere und Faserausrichtungen des DP durchgeführt werden, um einerseits die Methode zur Adhäsionsverbesserung für ein breiteres Feld nutzbar zu machen und andererseits das Eigenspannungsmodell zu erweitern. Außerdem sollten sich künftige Arbeiten auf die Durchführung zyklischer Belastungstests zur Bewertung der langfristigen Haltbarkeit konzentrieren. Quasistatische Scherversuche sollten mit einem alternativen Werkzeug durchgeführt werden.

Hinsichtlich der Eigenspannungen sollten zusätzliche Messungen im Randbereich durchgeführt werden, sodass der simulative Verlauf auch hier validiert werden kann. Dies ermöglicht eine weitere Optimierung der Modelle. Weiter Analysen im Bereich des Abbaus von Eigenspannungen und Reduzierung des Edge-Effekts sollten durchgeführt werden, sodass Leichtbaupotenziale genutzt werden können. Weiterhin sollte die Simulation hinsichtlich thermodynamischer Ungleichgewichte angepasst werden.

Nach vollständiger Validierung des Demonstratorbauteils, werden künftig praktische Fahrversuche durchgeführt, um die Serienreife der Technologie zu erreichen. Perspektivisch tragen die Ergebnisse der Arbeit dazu bei, dass mehr Hybridverbunde aus DP und TP zum Einsatz kommen.

V Anhang

A.1. Herleitung der analytischen Lösung mit Hilfe der Steifigkeitsmatrix

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{31} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & -\frac{\nu_{31}}{E_3} & & & \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{32}}{E_3} & & & \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & & & \\ & & & \frac{1}{G_{23}} & & \\ & & & & \frac{1}{G_{13}} & \\ & & & & & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (8.2)$$

$$\varepsilon_{11} = \frac{\sigma_{11}}{E_1} - \frac{\nu_{21}}{E_2} \cdot \sigma_{22} - \frac{\nu_{31}}{E_3} \cdot \sigma_{33} \quad (8.3)$$

$$\varepsilon_{22} = \frac{\sigma_{22}}{E_2} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \cdot \sigma_{11} - \frac{\nu_{32}}{E_3} \cdot \sigma_{33} \quad (8.4)$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \frac{\nu_{13}}{E_1} \cdot \sigma_{11} - \frac{\nu_{23}}{E_2} \cdot \sigma_{22} \quad (8.5)$$

Umstellen nach σ_{ii}

$$\text{Aus (8.2)} \quad \sigma_{11} = E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{E_2} \cdot \sigma_{22} + \frac{\nu_{31}}{E_3} \cdot \sigma_{33} \right) \quad (8.6)$$

$$(8.5) \text{ in } (8.3) \quad \varepsilon_{22} = \frac{\sigma_{22}}{E_2} - \frac{\nu_{12}}{E_1} \cdot E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{E_2} \cdot \sigma_{22} + \frac{\nu_{31}}{E_3} \cdot \sigma_{33} \right) - \frac{\nu_{32}}{E_3} \cdot \sigma_{33}$$

$$\varepsilon_{22} + \nu_{12} \cdot \varepsilon_{11} + \nu_{12} \cdot \frac{\nu_{31}}{E_3} \cdot \sigma_{33} + \frac{\nu_{32}}{E_3} \cdot \sigma_{33} = \frac{\sigma_{22}}{E_2} - \nu_{12} \cdot \frac{\nu_{21}}{E_2} \cdot \sigma_{22}$$

$$\sigma_{22} = \frac{E_2}{1 - \nu_{12} \cdot \nu_{21}} \cdot \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12} \cdot \varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} \cdot (\nu_{12} \cdot \nu_{31} + \nu_{32}) \right] \quad (8.7)$$

$$(8.5) \text{ in } (8.4) \quad \varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \frac{\nu_{13}}{E_1} \cdot E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{E_2} \cdot \sigma_{22} + \frac{\nu_{31}}{E_3} \cdot \sigma_{33} \right) - \frac{\nu_{23}}{E_2} \cdot \sigma_{22} \quad (8.8)$$

(8.6) in (8.7)
$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \frac{\nu_{13}}{E_3} E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{E_2} \frac{E_2}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] + \frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} \right) - \frac{\nu_{23}}{E_2} \frac{E_2}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right]$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \nu_{13} \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] + \frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} \right) - \frac{\nu_{23}}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right]$$

mit

$$L = \frac{\nu_{21}}{1-\nu_{12}*\nu_{21}}; \text{ für DP und TP}$$

$$B = \frac{\nu_{23}}{1-\nu_{12}*\nu_{21}}; \text{ für DP und TP}$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \nu_{13} \left(\varepsilon_{11} + L \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] + \frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} \right) - B \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right]$$

$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \nu_{13} \left(\varepsilon_{11} + L\varepsilon_{22} + L\nu_{12}\varepsilon_{11} + L\frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) + \frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} \right) - B * \varepsilon_{22} - B\nu_{12}\varepsilon_{11} - B\frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32})$$

Ohne *

$$\varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \nu_{13}\varepsilon_{11} - \nu_{13}L\varepsilon_{22} - \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} - \nu_{13}L\frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} - B\varepsilon_{22} - B\nu_{12}\varepsilon_{11} - B\frac{\sigma_{33}}{E_3}$$

$$\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} - \nu_{13}L\frac{\sigma_{33}}{E_3} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\frac{\nu_{31}}{E_3} \sigma_{33} - B\frac{\sigma_{33}}{E_3}$$

$$\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11} = \frac{\sigma_{33}}{E_3} [1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B]$$

$$\sigma_{33} = \frac{E_3[\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11}]}{1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B} \quad (8.9)$$

(8.8) in (8.6)
$$\sigma_{22} = \frac{E_2}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11}]}{1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] \quad (8.10)$$

(8.8) & (8.9) in (8.5)
$$\sigma_{11} = E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{\nu_{21}}{1-\nu_{12}*\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11}]}{1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] + \frac{\nu_{31}[\varepsilon_{33} + \nu_{13}\varepsilon_{11} + \nu_{13}L\varepsilon_{22} + \nu_{13}L\nu_{12}\varepsilon_{11} + B\varepsilon_{22} + B\nu_{12}\varepsilon_{11}]}{1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B} \right) \quad (8.11)$$

Durch den Hybridverbund gelten folgende Beziehungen:

in x Richtung
(=Faserrichtung DP) $F_{DP,\parallel} = F_{TP,\parallel} \rightarrow \sigma_{DP,\parallel} \cdot A_{DP,\parallel} = \sigma_{TP,\parallel} \cdot A_{TP,\parallel}$ (8.12)

in y Richtung
(=90° zur Faserrichtung DP) $F_{DP,\perp} = F_{TP,\perp} \rightarrow \sigma_{DP,\perp} \cdot A_{DP,\perp} = \sigma_{TP,\perp} \cdot A_{TP,\perp}$ (8.13)

(8.10) in (8.11)
$$\begin{aligned} & \left[E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{v_{21}}{1-v_{12}v_{21}} \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} (v_{12}v_{31} + v_{32}) \right] + \right. \right. \\ & \left. \left. \frac{v_{31}[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \right] \right]_{DP} A_{DP,\parallel} = \\ & \left[E_1 \left(\varepsilon_{11} + \frac{v_{21}}{1-v_{12}v_{21}} \left[\varepsilon_{22} + v_{12} \cdot \varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} (v_{12}v_{31} + v_{32}) \right] + \right. \right. \\ & \left. \left. \frac{v_{31}[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \right] \right]_{TP} A_{TP,\parallel} \end{aligned} \quad (8.14)$$

(8.13) vereinfachen
$$\begin{aligned} & \left[E_1 \left(\varepsilon_{11} + L \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{11}(v_{13}+v_{13}Lv_{12}+Bv_{12})+\varepsilon_{22}(v_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} (v_{12}v_{31} + v_{32}) \right] + \right. \right. \\ & \left. \left. \frac{v_{31}[\varepsilon_{11}(v_{13}+v_{13}Lv_{12}+Bv_{12})+\varepsilon_{22}(v_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \right] \right]_{DP} A_{DP,\parallel} = \left[E_1 \left(\varepsilon_{11} + \right. \right. \\ & L \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{11}(v_{13}+v_{13}Lv_{12}+Bv_{12})+\varepsilon_{22}(v_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \cdot (v_{12}v_{31} + \right. \\ & \left. \left. v_{32}) \right] + \frac{v_{31}[\varepsilon_{11}(v_{13}+v_{13}Lv_{12}+Bv_{12})+\varepsilon_{22}(v_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \right] \right]_{TP} A_{TP,\parallel} \end{aligned}$$

(8.9) in (8.12)
$$\begin{aligned} & \left[\frac{E_2}{1-v_{12}v_{21}} \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} (v_{12}v_{31} + \right. \right. \\ & \left. \left. v_{32}) \right] \right]_{DP} A_{DP,\perp} = \left[\frac{E_2}{1-v_{12}v_{21}} \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{33}+v_{13}\varepsilon_{11}+v_{13}L\varepsilon_{22}+v_{13}Lv_{12}\varepsilon_{11}+B\varepsilon_{22}+Bv_{12}\varepsilon_{11}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} \cdot (v_{12}v_{31} + \right. \right. \\ & \left. \left. v_{32}) \right] \right]_{TP} A_{TP,\perp} \end{aligned} \quad (8.15)$$

(8.14) vereinfachen
$$\begin{aligned} & \left[\frac{E_2}{1-v_{12}v_{21}} \left[\varepsilon_{22} + v_{12}\varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{11}(v_{13}+Bv_{12}+v_{13}Lv_{12})+\varepsilon_{22}(v_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-v_{13}L(v_{12}v_{31}+v_{32})-v_{13}v_{31}-B} (v_{12}v_{31} + v_{32}) \right] \right]_{DP} A_{DP,\perp} = \end{aligned}$$

$$\left[\frac{E_2}{1-\nu_{12}\nu_{21}} \left[\varepsilon_{22} + \nu_{12} \cdot \varepsilon_{11} + \frac{[\varepsilon_{11}(\nu_{13}+B\nu_{12}+\nu_{13}L\nu_{12})+\varepsilon_{22}(\nu_{13}L+B)+\varepsilon_{33}]}{1-\nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31}+\nu_{32})-\nu_{13}\nu_{31}-B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] \right]_{TP} A_{TP,\perp}$$

$$\varepsilon_{DP,\parallel} = \varepsilon_{11,DP} = \frac{l(\Delta T)-l_{DP,\parallel}(\Delta T)}{l_{DP,\parallel}(\Delta T)} = \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} \quad (8.16)$$

$$\varepsilon_{TP,\parallel} = \varepsilon_{11,TP} = \frac{l(\Delta T)-l_{TP,\parallel}(\Delta T)}{l_{TP,\parallel}(\Delta T)} = \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} \quad (8.17)$$

$$\varepsilon_{DP,\perp,Verbund} = \varepsilon_{22,DP} = \frac{l(\Delta T)-l_{DP,\perp}(\Delta T)}{l_{DP,\perp}(\Delta T)} = \frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T} \quad (8.18)$$

$$\varepsilon_{TP,\perp,Verbund} = \varepsilon_{22,TP} = \frac{l(\Delta T)-l_{TP,\perp}(\Delta T)}{l_{TP,\perp}(\Delta T)} = \frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T} \quad (8.19)$$

$$\varepsilon_{DP,\perp,Frei} = \varepsilon_{33,DP} = \alpha_{DP,\perp}\Delta T \quad (8.20)$$

$$\varepsilon_{TP,\perp,Frei} = \varepsilon_{33,TP} = \alpha_{TP,\perp}\Delta T \quad (8.21)$$

Auflösen zur gesamten Dehnung des Hybridverbund über Gleichung (8.12) – (8.20)

$$\begin{aligned} E_{DP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} + L \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} + \right. \right. \\ \left. \left. \frac{[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+\nu_{13}L\nu_{12}+B\nu_{12})+\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B)+\alpha_{DP,\perp}\Delta T]}{1-\nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31}+\nu_{32})-\nu_{13}\nu_{31}-B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] \right) + \\ \left. \nu_{31} \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+\nu_{13}L\nu_{12}+B\nu_{12})+\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B)+\alpha_{DP,\perp}\Delta T \right] \right) \Bigg)_{DP} A_{DP,\parallel} = \\ (8.15) - (8.20) \text{ in (8.13)} \quad (8.2) \\ E_{TP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} + L \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} + \right. \right. \\ \left. \left. \frac{[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+\nu_{13}L\nu_{12}+B\nu_{12})+\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B)+\alpha_{TP,\perp}\Delta T]}{1-\nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31}+\nu_{32})-\nu_{13}\nu_{31}-B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] \right) + \\ \left. \nu_{31} \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+\nu_{13}L\nu_{12}+B\nu_{12})+\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B)+\alpha_{TP,\perp}\Delta T \right] \right) \Bigg)_{TP} A_{TP,\parallel} \end{aligned}$$

(8.14)
$$\frac{E_{DP,\perp}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} + \right. \\ \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+B\nu_{12}+\nu_{13}L\nu_{12}) + \frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{DP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B) + \alpha_{DP,\perp}\Delta T \right]}{1-\nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31}+\nu_{32})-\nu_{13}\nu_{31}-B} (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right] A_{DP,\perp} = \quad (8.2)$$

(8.15) - (8.20) in (8.14)
$$\frac{E_{TP,\perp}}{1-\nu_{12}\nu_{21}} \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} + \right. \\ \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}-\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}(\nu_{13}+B\nu_{12}+\nu_{13}L\nu_{12}) + \frac{\varepsilon_{22,ges}-\alpha_{TP,\perp}\Delta T}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L+B) + \alpha_{TP,\perp}\Delta T \right]}{1-\nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31}+\nu_{32})-\nu_{13}\nu_{31}-B} \cdot (\nu_{12} \cdot \nu_{31} + \nu_{32}) \right] A_{TP,\perp} \quad (3)$$

$$\varepsilon_{33,ges} = \varepsilon_{DP,\perp,Free} + 2 \cdot \varepsilon_{TP,\perp,Free}$$

Umstellen zur Gesamtdehnung von (8.21)

$$C = \nu_{13} + \nu_{13}L\nu_{12} + B\nu_{12}; \text{ für DP und TP} \quad (8.24)$$

$$D = 1 - \nu_{13}L(\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) - \nu_{13}\nu_{31} - B; \text{ für DP und TP} \quad (8.25)$$

$$F = \frac{\alpha_{\perp}\Delta T}{1+\alpha_{\perp}\Delta T}; \text{ für DP und TP} \quad (8.26)$$

$$H = \frac{\alpha_{\parallel}\Delta T}{1+\alpha_{\parallel}\Delta T}; \text{ für DP und TP} \quad (8.27)$$

(8.23 und 8.24) in (8.21) umstellen

$$E_{DP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} - H_{DP} + L_{DP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T} - F_{DP} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T} - \right. \right. \\ \left. \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}C_{DP} - H_{DP}C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP}(\nu_{13}L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp}\Delta T \right]}{D_{DP}} \right] \right. \\ \left. (\nu_{12}\nu_{31} + \nu_{32}) \right) + \\ \left. \frac{\nu_{31} \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{DP,\parallel}\Delta T}C_{DP} - H_{DP}C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{DP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP}(\nu_{13}L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp}\Delta T \right]}{D_{DP}} \right) * \\ A_{DP,\parallel} = E_{TP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} - H_{TP} + L_{TP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T} - F_{TP} + \nu_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T} - \nu_{12}H_{TP} + \right. \right. \\ \left. \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}C_{TP} - H_{TP}C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP}(\nu_{13}L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp}\Delta T \right]}{D_{TP}} \right] \cdot (\nu_{12}\nu_{31} + \right. \\ \left. \left. \nu_{32}) \right) + \frac{\nu_{31} \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{1+\alpha_{TP,\parallel}\Delta T}C_{TP} - H_{TP}C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{1+\alpha_{TP,\perp}\Delta T}(\nu_{13}L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP}(\nu_{13}L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp}\Delta T \right]}{D_{TP}} \right) A_{TP,\parallel}$$

$$I = 1 + \alpha_{\parallel}\Delta T; \text{ für DP und TP} \quad (8.28)$$

$$J = 1 + \alpha_{\perp} \Delta T; \text{ für DP und TP} \quad (8.29)$$

$$K = \frac{E_{DP,\parallel} \cdot A_{DP,\parallel}}{E_{TP,\parallel} \cdot A_{TP,\parallel}} \quad (8.30)$$

$$\begin{aligned}
 & E_{DP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - H_{DP} + L_{DP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} - F_{DP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - v_{12} H_{DP} + \right. \right. \\
 & \left. \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} C_{DP} - H_{DP} C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp} \Delta T \right]}{D_{DP}} \right] \cdot (v_{12} v_{31} + v_{32}) \right) + \\
 & v_{31} \cdot \left(\frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} C_{DP} - H_{DP} C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp} \Delta T \right]}{D_{DP}} \right) = E_{TP,\parallel} \left(\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - \right. \\
 & H_{TP} + L_{TP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - v_{12} H_{TP} + \right. \\
 & \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} C_{TP} - H_{TP} C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp} \Delta T \right]}{D_{TP}} \right] \cdot (v_{12} v_{31} + v_{32}) \right) + \\
 & v_{31} \cdot \left(\frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} C_{TP} - H_{TP} C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp} \Delta T \right]}{D_{TP}} \right) \\
 & K \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - H_{DP} + L_{DP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} - F_{DP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - v_{12} H_{DP} + \right. \right. \\
 & \left. \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} C_{DP} - H_{DP} C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp} \Delta T \right]}{D_{DP}} \right] \cdot (v_{12} v_{31} + v_{32}) \right) + \\
 & v_{31} \cdot \left(\frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} C_{DP} - H_{DP} C_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) - F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) + \alpha_{DP,\perp} \Delta T \right]}{D_{DP}} \right) = \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - H_{TP} + \\
 & L_{TP} \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - v_{12} H_{TP} + \right. \\
 & \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} C_{TP} - H_{TP} C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp} \Delta T \right]}{D_{TP}} \right] \cdot (v_{12} v_{31} + v_{32}) \right) + \\
 & v_{31} \cdot \left(\frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} C_{TP} - H_{TP} C_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp} \Delta T \right]}{D_{TP}} \right)
 \end{aligned}$$

Weiter aufgelöst

$$\begin{aligned}
& K \left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - H_{DP} + L_{DP} \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} - L_{DP} F_{DP} + L_{DP} v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - L_{DP} v_{12} H_{DP} + \right. \\
& L_{DP} (v_{12} v_{31} + v_{32}) \left(\frac{\varepsilon_{11,ges} C_{DP}}{I_{DP} D_{DP}} - \frac{H_{DP} C_{DP}}{D_{DP}} + \frac{\varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{DP} + B_{DP})}{J_{DP} D_{DP}} - \frac{F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP})}{D_{DP}} + \right. \\
& \left. \frac{\alpha_{DP,\perp} \Delta T}{D_{DP}} \right) + \frac{v_{31} \varepsilon_{11,ges} C_{DP}}{I_{DP} D_{DP}} - \frac{v_{31} H_{DP} C_{DP}}{D_{DP}} + \frac{v_{31} \varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{DP} + B_{DP})}{J_{DP} D_{DP}} - \frac{v_{31} F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP})}{D_{DP}} + \\
& \left. \frac{v_{31} \alpha_{DP,\perp} \Delta T}{D_{DP}} \right] = \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - H_{TP} + L_{TP} \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - L_{TP} F_{TP} + L_{TP} v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - L_{TP} v_{12} H_{TP} + \\
& L_{TP} (v_{12} v_{31} + v_{32}) \left(\frac{\varepsilon_{11,ges} C_{TP}}{I_{TP} D_{TP}} - \frac{H_{TP} C_{TP}}{D_{TP}} + \frac{\varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{TP} + B_{TP})}{J_{TP} D_{TP}} - \frac{F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP})}{D_{TP}} + \right. \\
& \left. \frac{\alpha_{TP,\perp} \Delta T}{D_{TP}} \right) + \frac{v_{31} \varepsilon_{11,ges} C_{TP}}{I_{TP} D_{TP}} - \frac{v_{31} H_{TP} C_{TP}}{D_{TP}} + \frac{v_{31} \varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{TP} + B_{TP})}{J_{TP} D_{TP}} - \frac{v_{31} F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP})}{D_{TP}} + \\
& \left. \frac{v_{31} \alpha_{TP,\perp} \Delta T}{D_{TP}} \right]
\end{aligned}$$

Umstellen zur Gesamtdehnung von (8.22)

$$M = \frac{\frac{E_{DP,\perp}}{1-v_{12}v_{21}} A_{DP,\perp}}{\frac{E_{TP,\perp}}{1-v_{12}v_{21}} A_{TP,\perp}} \quad (8.31)$$

(8.23) - (8.30) in (8.22)

$$\begin{aligned}
& M \cdot \left[\frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} - F_{DP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - v_{12} H_{DP} + \right. \\
& \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} C - C H_{DP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} (v_{13} L + B) - F_{DP} (v_{13} L + B) + \alpha_{DP,\perp} \Delta T \right]}{D} \cdot (v_{12} v_{31} + v_{32}) \right]_{DP} = \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - \\
& F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - v_{12} H_{TP} + \\
& \left. \frac{\left[\frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} C_{TP} - C_{TP} H_{TP} + \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) - F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) + \alpha_{TP,\perp} \Delta T \right]}{D_{TP}} \right] (v_{12} v_{31} + v_{32})
\end{aligned}$$

Auflösen

$$\begin{aligned}
& M \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} - M F_{DP} + M v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} - M H_{DP} + M \frac{\varepsilon_{11,ges} C_{DP} (v_{12} v_{31} + v_{32})}{I_{DP} D_{DP}} - \\
& M \frac{H_{DP} C_{DP} (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{DP}} + M \frac{\varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) (v_{12} v_{31} + v_{32})}{J_{DP} D_{DP}} - \\
& M \frac{F_{DP} (v_{13} L_{DP} + B_{DP}) (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{DP}} + M \frac{\alpha_{DP,\perp} \Delta T (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{DP}} = \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - \\
& H_{TP} + \frac{\varepsilon_{11,ges} C_{TP} (v_{12} v_{31} + v_{32})}{I_{TP} D_{TP}} - \frac{H_{TP} C_{TP} (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{TP}} + \frac{\varepsilon_{22,ges} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) (v_{12} v_{31} + v_{32})}{J_{TP} D_{TP}} - \\
& \frac{F_{TP} (v_{13} L_{TP} + B_{TP}) (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{TP}} + \frac{\alpha_{TP,\perp} \Delta T (v_{12} v_{31} + v_{32})}{D_{TP}}
\end{aligned}$$

Auflösen

$$\begin{aligned}
& M \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{DP}} + M \frac{\varepsilon_{22,ges}(v_{13}L_{DP}+B_{DP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{DP}D_{DP}} - \frac{\varepsilon_{22,ges}}{J_{TP}} - \frac{\varepsilon_{22,ges}(v_{13}L_{TP}+B_{TP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{TP}D_{TP}} = \\
& MF_{DP} - Mv_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} + MH_{DP} - M \frac{\varepsilon_{11,ges}C_{DP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{I_{DP}D_{DP}} + M \frac{H_{DP}C_{DP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} + \\
& M \frac{F_{DP}(v_{13}L_{DP}+B_{DP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} - M \frac{\alpha_{DP,\perp}\Delta T(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} - F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - H_{TP} + \\
& \frac{\varepsilon_{11,ges}C_{TP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{I_{TP}D_{TP}} - \frac{H_{TP}C_{TP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}} - \frac{F_{TP}(v_{13}L_{TP}+B_{TP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}} + \\
& \frac{\alpha_{TP,\perp}\Delta T(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}}
\end{aligned}$$

Auflösen

$$\begin{aligned}
& \varepsilon_{22,ges} \cdot M \left(\frac{1}{J_{DP}} + \frac{(v_{13}L_{DP}+B_{DP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{DP}D_{DP}} - \frac{1}{J_{TP}} - \frac{(v_{13}L_{TP}+B_{TP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{TP}D_{TP}} \right) = \\
& MF_{DP} - Mv_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{DP}} + MH_{DP} - M \frac{\varepsilon_{11,ges}C_{DP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{I_{DP}D_{DP}} + M \frac{H_{DP}C_{DP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} + \\
& M \frac{F_{DP}(v_{13}L_{DP}+B_{DP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} - M \frac{\alpha_{DP,\perp}\Delta T(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{DP}} - F_{TP} + v_{12} \frac{\varepsilon_{11,ges}}{I_{TP}} - H_{TP} + \\
& \frac{\varepsilon_{11,ges}C_{TP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{I_{TP}D_{TP}} - \frac{H_{TP}C_{TP}(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}} - \frac{F_{TP}(v_{13}L_{TP}+B_{TP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}} + \\
& \frac{\alpha_{TP,\perp}\Delta T(v_{12}v_{31}+v_{32})}{D_{TP}}
\end{aligned}$$

$$N = \frac{1}{M \left(\frac{1}{J_{DP}} + \frac{(v_{13}L_{DP}+B_{DP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{DP}D_{DP}} - \frac{1}{J_{TP}} - \frac{(v_{13}L_{TP}+B_{TP})(v_{12}v_{31}+v_{32})}{J_{TP}D_{TP}} \right)} \quad (8.32)$$

(8.31) mit (8.32) in

A.2. Übersicht der erreichbaren Scherzugfestigkeiten

Probe	Vorwärmung [°C]	Scherfestigkeit [MPa]		
		RT	80°C	Konditioniert
Ref	RT	0,39	-	-
HA_1	RT	3,47	-	-
HA_2	RT	3,11	-	-
HA_3	RT	3,79	2,41	2,76
HA_4	RT	4,24	-	-
HA_5	RT	3,99	-	-
ND-PL	RT	2,76	-	-
LA_1	RT	1,20	-	-
LA_2	RT	1,76	-	-
LA_2	80	2,05	-	-
LA_3	RT	1,33	-	-
LA_4	RT	1,18	-	-
GH40_75	80	1,50	-	-
GH40_75	160	1,98	-	-
GH40_75	200	2,33	1,80	2,52
Ko_45	80	1,36	-	-
Ko_45	160	2,37	-	-
Ko_75	80	1,51	-	-
Ko_75	160	1,92	-	-
Ko_90	80	1,28	-	-
Ko_90	160	2,06	-	-
Einfräsung	RT	2,11	-	-
Einfräsung	80	2,04	-	-
VW_80	80	0,79	-	-
VW_120	120	0,54	-	-
VW_160	160	1,19	-	-
VW_200	200	3,68	-	-
VW_240	240	6,36	4,29	3,33
OP_80	80	2,80	-	-
OP_160	160	5,06	-	-
OP_240	240	20,58	5,22	1,14

A.3. Gemittelte Messwerte mit der Bohrlochmethode

Bohr- tiefe [mm]	Ω_a	ε_a	Ω_b	ε_b	Ω_c	ε_c	σ_1 [MPa]	σ_2 [MPa]	α [°]
0,5	120,133	6,38E-04	119,878	3,36E-04	119,798	6,39E-05	12,747	-1,166	-0,014
1	120,218	1,01E-03	119,960	6,83E-04	119,861	3,22E-04	19,918	-6,004	0,024
1,5	120,204	9,45E-04	119,981	7,71E-04	119,897	4,76E-04	18,814	-8,936	0,054
2	120,203	9,40E-04	119,997	8,39E-04	119,916	5,57E-04	18,946	-10,281	0,110

Die k-Faktoren der Messgitter liegen bei:

- $k_a = 1,94$
- $k_b = 1,97$
- $k_c = 1,96$

VI Literaturverzeichnis

1. G. W. Ehrenstein, S. Amesöder, L. Fernández Díaz et al. (2003) Werkstoff- und prozessoptimierte Herstellung flächiger Kunststoff-Kunststoff und Kunststoff-Metall-Verbundbauteile. In: Robuste, verkürzte Prozessketten für flächige Leichtbauteile: Tagungsband zum Berichts- und Industriekolloquium 2003 des SFB 396, pp 149–178
2. Rubio EM, Blanco D, Marín MM et al. (2019) Analysis of the latest trends in hybrid components of lightweight materials for structural uses. *Procedia Manufacturing*:1047–1054. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.10.032>
3. Dröder K (ed) (2020) Prozesstechnologie zur Herstellung von FVK-Metall-Hybriden. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
4. Busch AB (2022) Einfluss der thermischen Eigenspannungen auf die statische und zyklische Festigkeit eines Hybridverbunds aus GFK und Stahl. Dissertation, Universität Siegen
5. SPP 1712 (2020) Schwerpunktprogramm 1712: Intrinsische Hybridverbundde für Leichtbautragstrukturen - Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung. <http://www.spp-1712-hybrider-leichtbau.de/>. Accessed 22 Mar 2023
6. Fleischer J (2021) Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragstrukturen. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
7. Ghiasvand S, Airoidi A, Bettini P et al. (2022) Analysis of residual stresses and interface damage propagation in hybrid composite/metallic elements monitored through optical fiber sensors. *Aerospace Science and Technology* 129:107373. <https://doi.org/10.1016/j.ast.2022.107373>
8. Bauer P, Becker YN, Motsch-Eichmann N et al. (2020) Hybrid thermoset-thermoplastic structures: An experimental investigation on the interface strength of continuous fiber-reinforced epoxy and short-fiber reinforced polyamide 6. *Composites Part C: Open Access* 3. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2020.100060>
9. Both JC (2014) Tragfähigkeit von CFK-Metall-Laminaten unter mechanischer und thermischer Belastung. Dissertation, TU München
10. Bauer P, Motsch-Eichmann N, Schmeer S et al. (2022) Hybrid Thermoset-Thermoplastic Structures: An in-depth study on plasma pretreated continuous fiber-reinforced epoxy specimens. *Composites Part C: Open Access* 8:1–11. <https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2022.100281>
11. Achereiner F (2009) Verbesserung von Adhäsionseigenschaften verschiedener Polymerwerkstoffe durch Gasphasenfluorierung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

12. Amend P, Frick T, Schmidt M (2011) Experimental Studies on Laser-based Hot-melt Bonding of thermosetting Composites and Thermoplastics. *Physics Procedia* 12:166–173. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.021>
13. S. A. Schmitt (2022) Umsetzung einer klebstofffreien Duroplast-Thermoplast Hybridverbindung auf Basis der Spritzgießtechnologie. Dissertation, RWTH Aachen
14. Stefaniak D, Kappel E, Kolotylo M et al. (2014) Experimental identification of sources and mechanisms inducing residual stresses in multi-layered fiber-metal-laminates. In: 1st Euro Hybrid, pp 83–90
15. Orsini H, Schmit F (1993) Influence of Residual Thermal Stresses on the Fracture Behavior of Hybrid Bonded Joints. *The Journal of Adhesion* 43:55–68. <https://doi.org/10.1080/00218469308026587>
16. Doobe M (2018) Kunststoffe erfolgreich kleben. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden
17. Habenicht G (2009) Kleben. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
18. Amend P, Pfindel S, Schmidt M (2013) Thermal Joining of Thermoplastic Metal Hybrids by Means Of Mono- and Polychromatic Radiation. *Physics Procedia* 41:98–105. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.056>
19. Ding Y, Tang H, Shi W et al. (2021) Enhancement of interfacial strength of overmolded hybrid structures of short fiber reinforced polyamide 6 on continuous fiber reinforced epoxy composites under various surface pretreatments. *Polymer Composites* 43:1038–1047. <https://doi.org/10.1002/pc.26432>
20. Ulrich H (ed) (1984) Management. Schriftenreihe Unternehmung und Unternehmensführung, vol 13. Haupt, Bern, Stuttgart
21. Nestler D (2013) Verbundwerkstoff - Werkstoffverbunde, Status quo und Forschungsansätze. Habilitationsschrift, Technischen Universität Chemnitz
22. Siebenpfeiffer W (2014) Leichtbau-Technologien im Automobilbau. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden
23. Deutsches Institut für Normung (2003) Fertigungsverfahren Fügen - Teil 0: Allgemeines 01.040.25; 25.020; 25.120.99(8593-0)
24. Deutsches Institut für Normung (2003) Fertigungsverfahren Fügen - Teil 4: Fügen durch Urformen(8593-4)
25. Deutsches Institut für Normung (2003) Fertigungsverfahren Fügen - Teil 8: Kleben, Einordnung, Unterteilung, Begriffe 01.040.25; 25.020; 25.120.99; 83.180(8593-8)
26. Deutsches Institut für Normung (2022) Fertigungsverfahren - Begriffe, Einteilung 01.040.25; 25.020(8580)
27. Finnah G (2005) Verfahrensentwicklungen beim Mehrkomponenten-Spritzgießen zur Herstellung von keramischen und metallischen Mikrobautteilen. Dissertation

28. Hopmann C, Menges G, Michaeli W et al. (eds) (2017) Spritzgießwerkzeuge: Auslegung, Bau, Anwendung, 7., neu bearbeitete Auflage. Hanser, München
29. Karakaya N, Papila M, Özkoç G (2020) Overmolded hybrid composites of polyamide-6 on continuous carbon and glass fiber/epoxy composites: 'An assessment of the interface'. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 131:1–8.
<https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.105771>
30. Zhao G (2002) Spritzgegossene, tragende Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen: Konstruktion, Prozessanalyse und Charakterisierung. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2001. Technisch-wissenschaftlicher Bericht / Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Demonstrationszentrum für Faserverbundwerkstoffe, Universität Erlangen-Nürnberg. Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Erlangen
31. M. Schuck (2009) Kompatibilitätsprinzipien beim Montagespritzgießen. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg
32. Hopmann C, Michaeli W (2017) Einführung in die Kunststoffverarbeitung, 8., aktualisierte Auflage. Hanser, München
33. Bischof C, Bauer A, Possart W et al. (1989) Zur Adhäsion in Metall-Polymer-Grenzschichten und ihrer praktischen Nutzung. *Acta Polym* 40:214–221.
<https://doi.org/10.1002/actp.1989.010400309>
34. F. Günther (2022) Gestaltung von Formschlussverbindungen in Thermoplast-CFK-Metall-Hybriden auf verschiedenen Skalenebenen. Dissertation, TU Dortmund
35. Großmann J (2009) Einfluß von Plasmabehandlungen auf die Haftfestigkeit vakuumtechnisch hergestellter Polymer-Metall-Verbunde. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität
36. Reiss H (1992) Warum gibt es Benetzung? *Phys Unserer Zeit* 23:204–212.
<https://doi.org/10.1002/piuz.19920230507>
37. Kopczynska A, Ehrenstein GW (2017) Oberflächenspannung von Kunststoffen: Messmethoden am LKT
38. Eyerer P, Elsner P, Hirth T (2008) *Polymer Engineering*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
39. Ehrenstein GW (2006) *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe - Verarbeitung - Eigenschaften*, 2. völlig überarbeitete Auflage. Hanser eLibrary. Hanser, München
40. Rasche M (2012) *Handbuch Klebtechnik*. Hanser, München, Wien
41. Wolf RA (2010) *Plastic surface modification: Surface treatment and adhesion*. Hanser Publishers, Munich, Cincinnati
42. Deutsches Institut für Normung (2022) *Klebstoffe – Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder* 83.180(10365)

43. Grujicic M, Sellappan V, Omar MA et al. (2008) An overview of the polymer-to-metal direct-adhesion hybrid technologies for load-bearing automotive components. *Journal of Materials Processing Technology* 197:363–373. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.06.058>
44. Ehrenstein GW, Zhao G (2001) Kunststoff-Metall-Hybridtechnik*. *Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb* 96:132–137. <https://doi.org/10.3139/104.100393>
45. Amend P, Hentschel O, Scheitler C et al. (2015) Effect of Additive Manufactured Metallic Structures on Laser-Based Thermal Joining of Thermoplastic Metal Hybrids. *KEM* 651-653:777–782. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.651-653.777>
46. Lippky, Hartwig, Dilger (2020) Laservorbehandlung zur Haftungsverbesserung bei Metall-Faserverbund-Hybridstrukturen. In: Dröder K (ed) *Prozesstechnologie zur Herstellung von FVK-Metall-Hybriden*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp 121–129
47. Norton LJ, Smigolova V, Pralle MU et al. (1995) Effect of End-Anchored Chains on the Adhesion at a Thermoset-Thermoplastic Interface. *Macromolecules* 28:1999–2008. <https://doi.org/10.1021/ma00110a038>
48. Beiß T (2009) Vibrationsfügen von duroplastischen Faserverbunden mit abrasiven Schmelzklebstoffen auf Basis von Polyamid 6. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg
49. Rawa M, Kuttner D (2018) Stoffschlüssiges Fügen von faserverstärkten Duroplast-Thermoplast-Hybriden. *Lightweight Design* 11:14–21. <https://doi.org/10.1007/s35725-018-0059-2>
50. Lull S, Latron A, Sorhouet F et al. (2018) Hollow profile member such as a tube made of thermosetting composite materials an corresponding method(US 2018/0126613 A1)
51. Mason H (2023) Novel processes for hybrid thermoset-thermoplastic pultruded parts. <https://www.compositesworld.com/articles/demonstrating-novel-processes-for-hybrid-thermoset-thermoplastic-pultruded-parts->. Accessed 15 Mar 2023
52. Kazan H, Farahani S, Pilla S (2019) Feasibility Study for Manufacturing CF/Epoxy – Thermoplastic Hybrid Structures in a Single Operation. *Procedia Manufacturing*:232–239. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2019.04.028>
53. Karakaya N, Papila M, Özkoç G (2020) Effects of hot melt adhesives on the interfacial properties of overmolded hybrid structures of polyamide-6 on continuous carbon fiber/epoxy composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 139:106106. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.106106>
54. Würtele M, Emonts M, Fischer K et al. (2016) Hybrider Duroplast-Thermoplast-Verbundleichtbau durch Laserscannertechnik: Funktionalisierung von CFK-Strukturbauteilen. *Lightweight Design* 2016:30–37

55. AZL Aachen (2017) Abschlussveranstaltung des BMBF-Projektes "OPTO-Light": Photonikbefähigte Fertigung funktionsintegrierter CFK-Leichtbaustrukturen aus artungleichen Kunststoffen. <https://azl-aachen-gmbh.de/de/abschlussveranstaltung-bmbf-projektes-opto-light/>. Accessed 03 Sep 2021
56. Gardiner G (2019) Thermoplastic overmolded thermosets, 2-minute cycle, one cell. <https://www.compositesworld.com/articles/thermoplastic-overmolded-thermosets-2-minute-cycle-one-cell>. Accessed 27 Aug 2021
57. Miao T, Ding Y, Zhai Z (2023) Overmolded hybrid thermoset-thermoplastic structures: Experimental study on the bonding strength of co-curing thermoplastic film onto thermoset composite. *J of Applied Polymer Sci* 140. <https://doi.org/10.1002/app.53488>
58. Miao T, Wang W, Zhai Z et al. (2023) Effect of Injection Overmolding Parameters on the Interface Bonding Strength of Hybrid Thermoset-Thermoplastic Composites. *Polymers* 15. <https://doi.org/10.3390/polym15132879>
59. Yin Y, Zhai Z, Ding Y (2024) Application of machine learning methods in the analysis of interface bonding strength for overmolded hybrid thermoset-thermoplastic composites. *Polym Compos* 45:8360–8373. <https://doi.org/10.1002/pc.28346>
60. Macherauch E, Wohlfahrt H, Wolfstieg U (1973) Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 28:201–211. <https://doi.org/10.1515/htm-1973-280305>
61. Wolfstieg U, Macherauch E (1973) Ursachen und Bewertung von Eigenspannungen. *Chemie Ing Techn* 45:760–770. <https://doi.org/10.1002/cite.330451103>
62. Schürmann H (ed) (2007) Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
63. Schürmann H (2007) Klassische Laminattheorie des MSV als Scheiben- und Plattenelement. In: Schürmann H (ed) Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, pp 323–340
64. Volkersen O (1938) Die Niekraftverteilung in Zugbeanspruchten mit Konstanten Lashenquerschnitten. *Luftfahrtforschung* 15:41–47
65. Chen WT, Nelson C. W. (1979) Thermal Stress in Bonded Joints. *IBM J. RES. DEVELOP* 1979:179–188
66. Tsai MY, Oplinger DW, Morton J (1998) Improved theoretical solutions for adhesive lap joints. *International Journal of Solids and Structures* 35:1163–1185. [https://doi.org/10.1016/S0020-7683\(97\)00097-8](https://doi.org/10.1016/S0020-7683(97)00097-8)
67. Mittelstedt C, Becker W (2007) Free-Edge Effects in Composite Laminates. *Applied Mechanics Reviews* 60:217–245. <https://doi.org/10.1115/1.2777169>
68. Yin W-L (1994) Simple Solutions of the Free-Edge Stresses in Composite Laminates under Thermal and Mechanical Loads. *Journal of Composite Materials* 28:573–586

69. Rossini NS, Dassisti M, Benyounis KY et al. (2012) Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & Design* 35:572–588. <https://doi.org/10.1016/j.mat-des.2011.08.022>
70. Heilmeier FM (2020) Ermittlung schwindungsbedingter Gussteilspannungen mit Hilfe eingegossener, faseroptischer Dehnungssensoren. Dissertation, Technische Universität München
71. Parlevliet PP, Bersee HE, Beukers A (2006) Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part I: Formation of residual stresses. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37:1847–1857. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.12.025>
72. Parlevliet PP, Bersee HE, Beukers A (2007) Residual stresses in thermoplastic composites—A study of the literature—Part II: Experimental techniques. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38:651–665. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2006.07.002>
73. Parlevliet PP, Bersee HE, Beukers A (2007) Residual stresses in thermoplastic composites – A study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 38:1581–1596. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2006.12.005>
74. Greisel M, Jäger J, Moosburger-Will J et al. (2014) Influence of residual thermal stress in carbon fiber-reinforced thermoplastic composites on interfacial fracture toughness evaluated by cyclic single-fiber push-out tests. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 66:117–127. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.07.010>
75. Prussak R, Stefaniak D, Hühne C et al. (2018) Evaluation of residual stress development in FRP-metal hybrids using fiber Bragg grating sensors. *Prod Eng Res Devel* 12:259–267. <https://doi.org/10.1007/s11740-018-0793-4>
76. Werner BT, Jin H, Briggs TM (2019) Determination of Stress Free Temperature in Composite Laminates for Residual Stress Modeling. In: Thakre PR, Singh RP, Slipher G (eds) *Mechanics of Composite, Hybrid and Multifunctional Materials*, Volume 5. Springer International Publishing, Cham, pp 295–298
77. Prussak R, Stefaniak D, Hühne C et al. (2015) Residual Stresses in Intrinsic UD-CFRP-Steel-Laminates - Experimental Determination, Identification of Sources, Effects and Modification Approaches. *MSF* 825-826:369–376. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.369>
78. Li X, Wang B, Xu D et al. (2021) Super-high bonding strength of polyphenylene sulfide-aluminum alloy composite structure achieved by facile molding methods. *Composites Part B: Engineering* 224:109204. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109204>
79. Xie Y, Zhang J, Zhou T (2019) Large-area mechanical interlocking via nanopores: Ultra-high-strength direct bonding of polymer and metal materials. *Applied Surface Science* 492:558–570. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2019.06.246>

80. Kim S-G, Suzuki A, Takata N et al. (2020) Effect of hot-press thermal history on joint strength of A5052/Polyamide-6 hybrid structure via a porous layer. *Journal of Materials Processing Technology* 276:116388. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116388>
81. Fornes TD, Paul DR (2003) Crystallization behavior of nylon 6 nanocomposites. *Polymer* 44:3945–3961. [https://doi.org/10.1016/S0032-3861\(03\)00344-6](https://doi.org/10.1016/S0032-3861(03)00344-6)
82. Pesetskii SS, Jurkowski B, Olkhov YA et al. (2005) Influence of a cooling rate on a structure of PA6. *European Polymer Journal* 41:1380–1390. <https://doi.org/10.1016/j.eurpolymj.2004.12.009>
83. Tsukada T, Minakuchi S, Takeda N (2020) Assessing residual stress redistribution during annealing in thick thermoplastic composites using optical fiber sensors. *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 33:1–16. <https://doi.org/10.1177/0892705718804580>
84. Shin KC, Lee JJ (2006) Effects of thermal residual stresses on failure of co-cured lap joints with steel and carbon fiber–epoxy composite adherends under static and fatigue tensile loads. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 37:476–487. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.03.031>
85. Ding C, Gan W, Hu X et al. (2020) Investigation into the influence of carbon nanotubes addition on residual stresses and mechanical properties in the CNTs@SiCp/Mg-6Zn hybrid composite using neutron diffraction method. *Materials Science and Engineering: A* 797:140105. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140105>
86. Shokrieh MM, Akbari S, Daneshvar A (2014) Reduction of residual stresses in polymer composites using nano-additives. In: Shokrieh MM (ed) *Residual stresses in composite materials*. Woodhead Publishing, Cambridge, pp 350–373
87. Shokrieh MM, Daneshvar A (2019) A Novel Technique to Simulate Reduced Residual Stresses in Laminated Composites Using Nanoparticles. *Iran J Sci Technol Trans Mech Eng* 43:17–26. <https://doi.org/10.1007/s40997-017-0114-0>
88. Shokrieh MM, Akbari S, Daneshvar A (2021) Reduction of residual stresses in polymer composites using nano-additives. In: Shokrieh MM (ed) *Residual stresses in composite materials*, Second edition. Woodhead Publishing, Oxford, pp 381–402
89. Wang X, Xu D, Liu H-Y et al. (2016) Effects of thermal residual stress on interfacial properties of polyphenylene sulphide/carbon fibre (PPS/CF) composite by microbond test. *J Mater Sci* 51:334–343. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9251-2>
90. Bezerra R (2017) *Modelling and Simulation of the Closed Injection Pultrusion Process*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie
91. Krebs D (2018) *Grundlagen der Pultrusion zur Fertigung von FV-Bauteilen für die Anforderungen der automobilen Großserie*. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie
92. Flemming M, Ziegmann G, Roth S (1995) *Faserverbundbauweisen: Fasern und Matrices*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg

93. Mazumdar SK (2002) Composites manufacturing: Materials, product, and process engineering. CRC Press, Boca Raton, Fla.
94. Schürmann H (2007) Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden, 2., bearbeitete und erweiterte Auflage. VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg
95. Schürmann H (2007) Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden: Mit 39 Tabellen, 2., bearb. und erw. Aufl. VDI-/Buch]. Springer, Berlin, Heidelberg
96. Zhou D, Tong X, Liu H et al. (2024) A modified Halpin–Tsai model for predicting the elastic modulus of composite materials. AIP Advances 14.
<https://doi.org/10.1063/5.0160256>
97. Ersoy M, Gies S (2017) Fahrwerkhandbuch. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden
98. Rudawska A, Danczak I, Müller M et al. (2016) The effect of sandblasting on surface properties for adhesion. International Journal of Adhesion and Adhesives 70:176–190.
<https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2016.06.010>
99. Amada S, Hirose T (1998) Influence of grit blasting pre-treatment on the adhesion strength of plasma sprayed coatings: fractal analysis of roughness. Surface and Coatings Technology 102:132–137. [https://doi.org/10.1016/S0257-8972\(97\)00628-2](https://doi.org/10.1016/S0257-8972(97)00628-2)
100. Hopmann C, Michaeli W, Greifeld HR et al. (2017) Technologie des Spritzgießens: Lern- und Arbeitsbuch, 4., aktualisierte Auflage. Hanser, München
101. Deutsches Institut für Normung (2009) Klebstoffe – Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebungen 83.180(1465)
102. Deutsches Institut für Normung (1989) Glasfaserverstärkte Kunststoffe: Prüfverfahren zur Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit(2337)
103. Whitney JM, Browning CE (1985) On short-beam shear tests for composite materials. Experimental Mechanics 25:294–300. <https://doi.org/10.1007/BF02325100>
104. D. Zenkert (1995) An Introduction to Sandwich Structures
105. A. Monden (2016) Adhäsion zwischen epoxidharzbasiertem CFK und oberflächenmodifiziertem Stahl: Grenzschichtversagen von Hybridlaminaten unter Mode I, Mode II und Mixed-Mode Belastung. Dissertation, Universität Augsburg
106. AMST (2020) Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method(E837)
107. Held E (2013) Eigenspannungsanalyse an Schichtverbunden mittels inkrementeller Bohrlochmethode. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie
108. HBM Hottinger Brüel & Kjaer Bohrlochrosette.
[https://b2bstore.hbm.com/myHBM/app/displayApp/\(cpgnum=1&layout=7.01-16_153_6_9_70_34_65_73_134_6&cquery=Bohrlochrosette%20&uiarea=6&ci-tem=A01D4895C9E81EE995918192A6DBC8A1A01D4895C9E81EDA98EEA831B51F5](https://b2bstore.hbm.com/myHBM/app/displayApp/(cpgnum=1&layout=7.01-16_153_6_9_70_34_65_73_134_6&cquery=Bohrlochrosette%20&uiarea=6&ci-tem=A01D4895C9E81EE995918192A6DBC8A1A01D4895C9E81EDA98EEA831B51F5)

- 6E3&care=0&area=A01D4895C9E81EE995918192A6DBC8A1&xcm=hbm_b2boccasional-crm&rdb=0&cpgs=0)/.do?rf=y. Accessed 15 Nov 2023
109. Vishay Precision Group (2010) Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method, Tech Note TN-503
110. Schajer GS, Yang L (1994) Residual-stress measurement in orthotropic materials using the hole-drilling method. *Experimental Mechanics* 34:324–333.
<https://doi.org/10.1007/BF02325147>
111. Forstner K (2011) Messung und Berechnung von Eigenspannungen an kaltgewalzten Bändern. Dissertation, Montanuniversität Leoben
112. Chmelka F, Melan E (1972) Der Mohrsche Spannungskreis. In: Chmelka F, Melan E (eds) Einführung in die Festigkeitslehre für Studierende des Bauwesens. Springer Vienna, Vienna, pp 18–21
113. Schreier-Alt T (2007) Polymerverkapselung mechatronischer Systeme - Charakterisierung durch eingebettete Faser Bragg Gitter Sensoren. Dissertation, Technischen Universität Berlin
114. Klaus Weraneck (2017) Strukturüberwachung mittels eingebetteter Faser-Bragg-Gitter, TUM
115. Erdogan T (1997) Fiber grating spectra. *J Lightwave Technol* 15:1277–1294.
<https://doi.org/10.1109/50.618322>
116. Morey WW, Meltz G, Glenn WH (1989) Fiber Optic Bragg Grating Sensors. In: DePaula RP, Udd E (eds) Fiber Optic and Laser Sensors VII. SPIE, p 98
117. aos GmbH Product Section - FBG Products. <https://www.aos-fiber.com/eng/Products.html>. Accessed 19 Feb 2024
118. Dorr N, Ribeiro GF, Schmidt J et al. (2025) Residual stresses in intrinsic thermoset-thermoplastic hybrid composites. *Adv Compos Hybrid Mater* 8.
<https://doi.org/10.1007/s42114-025-01263-8>
119. Dorr N, Busch AB, Zink M et al. (2025) Improvement of Interfacial Strength in Overmolded Hybrid Structures Comprising Short Fiber-Reinforced Thermoplastics on Unidirectional Continuous Fiber-Reinforced Thermosets through Various Surface Modifications. *Composites Part B: Engineering*:112642. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2025.112642>
120. Suo H, Wei Z, Zhang K et al. (2022) Interfacial wear damage of CFRP/Ti-alloy single-lap bolted joint after long-term seawater aging. *Engineering Failure Analysis* 139:106464.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106464>
121. Zhu Y, Kedward K (2005) Methods of Analysis and Failure Predictions for Adhesively Bonded Joints of Uniform and Variable Bondline Thickness
122. Stan C (2021) Automobile der Zukunft. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg

123. Audi Technology Portal (2025) Klassischer Aufbau: McPherson-Vorderachse im Audi TT quattro. <https://www.audi-technology-portal.de/de/fahrwerk/radaufhaengungen-lenkung/vorderachse>
124. Potting J, Hekkert, M.P., Worrell, E. (2016) Circular Economy: Measuring innovation in the product chain. PBL Netherlands Assessment Agency
125. Kirchherr J, Reike D, Hekkert M (2017) Conceptualizing the circular economy: An analysis of 114 definitions. *Resources, Conservation and Recycling* 127:221–232. <https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2017.09.005>
126. Milek M, Fuhrmann S (2024) Ein Überblick zum Recycling und zur Verwertung glasfaserverstärkter Kunststoffe. *Chemie Ing Techn* 96:902–912. <https://doi.org/10.1002/cite.202300202>
127. Burgstaller, Frick, Potrykus et al. (2023) Digital Kreisläufe schließen am Beispiel des Recyclings von Sportbooten, Leichtflugzeugen sowie Bedarfsgegenständen aus Faserverbundwerkstoffen
128. Czekala M (2023) Recycling, upcycling and downcycling in aspect environmental safety. *SJMULF* 209:169–181. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0053.8960>
129. Rauch W, Kamsouloum P, Muller R (2024) Mechanische Recyclingtechnik für Fluss- und Meeresplastik. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden