

# **Prozessintegrierte Verbindungsausbildung hybrider FKV-Metall-Systeme im Fließpressverfahren**

zur Erlangung des akademischen Grades  
DOKTOR DER INGENIEURWISSENSCHAFTEN (Dr.-Ing.)  
der Fakultät für Maschinenbau  
der Universität Paderborn

genehmigte  
DISSERTATION

von  
Julian Lückenkötter, M.Sc.  
aus Ahlen

Tag des Kolloquiums:	21. März 2025
Referent:	Prof. Dr. rer. nat. habil. Thomas Tröster
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Elmar Moritzer



## Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil (LiA) der Universität Paderborn.

Mein besonderer Dank gilt dem Lehrstuhlinhaber, Prof. Dr. rer. nat. habil. Thomas Tröster, für die Möglichkeit zur Durchführung der Arbeit sowie deren wissenschaftliche Betreuung. Seine fachliche Expertise und persönliche Unterstützung haben wesentlich zum Gelingen dieser Dissertation beigetragen. Bei Prof. Dr.-Ing. Elmar Moritzer bedanke ich mich freundlich für die Übernahme des Korreferats. Ebenso danke ich Prof. Dr. rer. nat. Wolfgang Bremser sowie Prof. Dr.-Ing. Alexander Schlüter für die Mitarbeit in der Prüfungskommission.

Allen aktuellen und ehemaligen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Lehrstuhls für Leichtbau im Automobil (LiA) sei für die stets angenehme Zusammenarbeit und die vielfältige Unterstützung bei unterschiedlichsten Herausforderungen gedankt. Speziell unsere gemeinsamen Freizeitaktivitäten haben zu einem ganz besonderen Zusammenhalt beigetragen.

Frederik Hankeln, Henrik Lenzmeier und Jurij Kun danke ich für ihre tatkräftige Hilfe bei der Herstellung und Inbetriebnahme verschiedenster Formwerkzeuge, Versuchsaufbauten und Prüfvorrichtungen. Ebenso gilt mein Dank allen Kolleginnen und Kollegen des Instituts für Leichtbau mit Hybridsystemen (ILH), die mich bei der Versuchsdurchführung und -auswertung unterstützt haben.

Den Studierenden, die mich im Rahmen von Abschlussarbeiten oder ihrer Tätigkeit als studentische Hilfskräfte in vielfältiger Weise entlastet haben, bin ich zu tiefstem Dank verpflichtet. Das Herstellen, Aufbereiten und Charakterisieren unzähliger Hybridkörper bildete einen grundlegenden Bestandteil der Arbeit.

Für fachliche Anregungen zur vorliegenden Dissertation möchte ich mich vor allem bei Dr.-Ing. Thorsten Marten, Dr.-Ing. Jan Striewe sowie Dr.-Ing. Tim Stallmeister bedanken. Insbesondere Tim hat durch seine unermüdliche und selbstlose Arbeit für die „Fachgruppe Fließpressen“ einen erheblichen Anteil an dieser Arbeit.

Abschließend gebührt der größte Dank meinen Eltern, meiner Schwester Laura, meinen Freunden sowie meiner Freundin Julia für ihre uneingeschränkte Unterstützung, ihren bedingungslosen Rückhalt und das entgegengebrachte Verständnis in den arbeitsintensiven Phasen der Promotion. Durch die Kombination aus wohlthuender Ablenkung sowie dem Schaffen von notwendigen Freiräumen habt ihr wesentlich zum Erfolg dieser Arbeit beigetragen. Dafür danke ich euch von ganzem Herzen.





## Kurzzusammenfassung

Die Vereinigung artverschiedener Werkstoffe mit vorteilhaften gewichtsspezifischen Eigenschaften zu einem Hybridsystem bietet ein hohes Leichtbaupotenzial. Herausforderungen bestehen jedoch in der Wirtschaftlichkeit und der Rezyklierbarkeit. Ein vielversprechender Ansatz ist der Einsatz der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik auf Basis des kostengünstigen Polymers Polypropylen. Durch die reversible Schmelzbarkeit ist eine effiziente Verarbeitung sowie eine Rückführung in die Wertschöpfungskette nach dem Lebenszyklus möglich. Zur Reduktion der Zykluszeiten und des Energieverbrauchs wird die Verbindungsausbildung zum Metall in den Formgebungsprozess des Kunststoffes integriert. Das Verfahren des Fließpressens wird gewählt, da es ein optimales Verhältnis aus mechanischen Eigenschaften und Gestaltungsfreiheit des Polymers bietet. Aufgrund der geringen Affinität von Polypropylen zu metallischen Werkstoffen wird ein Haftvermittler in der Grenzschicht eingesetzt, um eine leistungsstarke Fügeverbindung zu gewährleisten. Die systematische Analyse der Einflussgrößen auf die Verbindungsausbildung ermöglicht die Entwicklung von allgemeingültigen Verarbeitungsrichtlinien. Gleichzeitig wird die grundsätzliche Anwendbarkeit durch die Betrachtung betriebsrelevanter Belastungssituationen bewertet und durch Auslegungsrichtlinien ergänzt. Abschließend verdeutlicht die Analyse eines Technologiedemonstrators die Bedeutung der Haftfestigkeit für die Tragfähigkeit von Hybridstrukturen. Diese Arbeit liefert wesentliche Grundlagen für die Prozess- und Strukturoptimierung hybrider Bauteile und trägt zur wirtschaftlichen sowie nachhaltigen Fertigung von Leichtbaustrukturen bei.

## Abstract

Combining dissimilar materials with advantageous weight-specific properties into a hybrid system offers significant lightweight construction potential. However, challenges arise in terms of cost efficiency and recyclability. A promising approach is the use of plastic-metal hybrid technology based on cost-effective polymer polypropylene. Its reversible meltability enables efficient processing as well as reintegration into the value chain at the end of its life cycle. To reduce cycle times and energy consumption, the bonding process with metal is integrated directly into the shaping process of the polymer. Compression molding, as a manufacturing process, is chosen because it provides an optimal balance between the mechanical properties and design flexibility of the polymer. Due to the low affinity of polypropylene to metallic materials, an adhesive promoter is applied at the interface to ensure a strong bond. Systematic analysis of factors influencing joint formation enables the development of universally applicable processing guidelines. At the same time, the general applicability is evaluated by considering operationally relevant loading conditions, leading to the development of design guidelines. Finally, the analysis of a technology demonstrator illustrates the importance of adhesive strength for the load-bearing capacity of hybrid structures. This work provides an essential basis for the process as well as structural optimization of hybrid components, contributing to the economical and sustainable production of lightweight structures.



**Teilergebnisse dieser Arbeit sind in folgenden Veröffentlichungen erschienen:**

J. Lückenkötter, J.-P. Leimbach, T. Stallmeister, T. Marten und T. Tröster, *Feasibility Study of Compression Molding for Large Reinforcement Structures in the Commercial Vehicle Sector*, 26<sup>th</sup> International Conference on Material Forming (2023), Krakau, Polen, vorgetragen am 21.04.2023.

J. Lückenkötter, J.-P. Leimbach, T. Stallmeister, T. Marten und T. Tröster, *Feasibility Study of Compression Molding for Large Reinforcement Structures in the Commercial Vehicle Sector*, Materials Research Proceedings, Jg. 28, S. 249-258, 2023, doi: 10.21741/9781644902479-27.

D. Chalicheemalapalli Jayasankar, T. Stallmeister, J. Lückenkötter und T. Tröster, *In-Mold Assembly of Hybrid GMT-Steel Brake Pedals by Compression Molding*, 5<sup>th</sup> International Conference on Light Materials (2023), Trondheim, Norwegen, vorgetragen am 23.06.2023.

J. Lückenkötter, S. Aydin, T. Marten und T. Tröster, *Analysis and Optimization of Joint Formation in Hybrid Compression Molding*, 23rd International Conference on Composite Materials (ICCM23), Belfast, Nordirland, vorgetragen am 01.08.2023.

J. Lückenkötter, S. Aydin, T. Marten und T. Tröster, *Analysis and Optimization of Joint Formation in Hybrid Compression Molding*, Proceedings der 23rd International Conference on Composite Materials (ICCM23), 2023, Link: [https://iccm-central.org/Proceedings/ICCM23proceedings/papers/ICCM23\\_Full\\_Paper\\_57.pdf](https://iccm-central.org/Proceedings/ICCM23proceedings/papers/ICCM23_Full_Paper_57.pdf)



## Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Wissenschaft und Technik .....</b>	<b>3</b>
2.1	Leichtbau mit Hybridsystemen.....	3
2.1.1	Grundlagen des Leichtbaus .....	3
2.1.2	Einordnung der Hybridbauweise .....	7
2.1.3	Eigenschaften der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik .....	9
2.2	Metallische Blechwerkstoffe für Hybridstrukturen .....	14
2.3	Thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunde.....	15
2.3.1	Polymere Matrixsysteme .....	15
2.3.2	Verstärkungsfasern.....	18
2.3.3	Halbzeuge und ihre Verarbeitung .....	19
2.4	Hybridisierungsverfahren und Verbindungsmechanismen .....	21
2.4.1	Sequenzielle Herstellungsverfahren .....	22
2.4.2	Prozessintegrative Herstellungsverfahren.....	22
2.4.3	Formschluss .....	23
2.4.4	Kraftschluss .....	24
2.4.5	Stoffschluss .....	25
<b>3</b>	<b>Herangehensweise und Anforderungen an die Untersuchung .....</b>	<b>39</b>
3.1	Ableitung der Zielsetzung und Vorgehensweise .....	39
3.2	Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik.....	42
<b>4</b>	<b>Werkstoffe und Methoden.....</b>	<b>45</b>
4.1	Eingesetzte Werkstoffsysteme .....	45
4.2	Werkstoffcharakterisierung .....	46
4.2.1	Dynamische Differenzkalorimetrie .....	46
4.2.2	Thermogravimetrische Analyse .....	47
4.2.3	Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie.....	47
4.2.4	Mikroskopie .....	48
4.2.5	Energiedispersive Röntgenspektroskopie .....	49
4.3	Probenkörper sowie korrelierende Prozess- und Prüftechnik.....	49
4.3.1	Ebene Hybridkörper .....	50
4.3.2	Adaptierte KS2-Geometrie.....	57
4.3.3	Hybridbalken.....	60
4.4	Simulation von Umgebungsbedingungen .....	65
4.4.1	Mechanische Charakterisierung in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur .....	65

4.4.2	Analyse des Alterungsverhaltens .....	66
4.5	Numerische Visualisierung des Fließpressprozesses .....	67
4.6	Statistische Versuchsplanung und -auswertung.....	69
4.6.1	Aufbau der Versuchspläne.....	69
4.6.2	Auswertung der Versuchsergebnisse.....	71

<b>5</b>	<b>Analyse der Wirkung ausgewählter Einflussfaktoren auf die Verbindungsqualität .....</b>	<b>73</b>
5.1	Kategorisierung und Priorisierung relevanter Einflussgrößen.....	73
5.1.1	Einfluss des FKV .....	74
5.1.2	Einfluss der beschichteten Metallbleche .....	74
5.1.3	Einfluss der Verarbeitungsparameter .....	75
5.2	Validierung der Prozess- und Prüftechnik .....	77
5.2.1	Auswahl der Materialkombination und Prüftechnik .....	78
5.2.2	Analyse der thermischen Aktivierung des Haftvermittlers.....	82
5.3	Erweiterte Charakterisierung der Konstituenten.....	86
5.3.1	Bestimmung der Verarbeitungsgrenzen der Polymere .....	86
5.3.2	Bestimmung der Materialzusammensetzung.....	88
5.4	Identifikation signifikanter Prozessparameter.....	92
5.4.1	Definition des Versuchsraums .....	92
5.4.2	Durchführung und Auswertung einer Screening-Analyse .....	93
5.4.3	Fazit der Screening-Untersuchung.....	98
5.5	Detaillierte Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung .....	98
5.5.1	Temperaturabhängige Interaktion in der Grenzschicht.....	99
5.5.2	Definition des Versuchsraums .....	99
5.5.3	Durchführung und Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans .....	100
5.5.4	Validierung der erzielten Ergebnisse.....	103
5.5.5	Bewertung des Temperatureinflusses im „Formpressen“ ....	107
5.6	Untersuchung des Effekts erhöhter Fließbewegungen im Formgebungsprozess .....	108
5.6.1	Definition des Versuchsraums .....	108
5.6.2	Numerische Simulation des Formgebungsprozesses.....	109
5.6.3	Durchführung und Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans .....	111
5.6.4	Vergrößerung der Fließwege .....	119
5.6.5	Bewertung der prozessintegrierten Verbindungsausbildung unter erhöhten Fließbewegungen .....	124

<b>6</b>	<b>Robustheit der Verbindung unter Betriebsbelastungen.....</b>	<b>125</b>
6.1	Thermische Belastung.....	125
6.2	Umweltbelastungen.....	129
6.3	Einfluss des Belastungswinkels.....	129
6.3.1	Validierung des Herstellungs- und Prüfkonzpts.....	132
6.3.2	Ermittlung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit.....	134
6.3.3	Fazit der KS2-Studie.....	136
<b>7</b>	<b>Analyse der prozessintegrierten Verbindungsausbildung eines Technologieträgers .....</b>	<b>137</b>
7.1	Analyse der Haftfestigkeit.....	137
7.2	Analyse des Strukturverhaltens .....	143
7.2.1	Tragfähigkeit einer solitären GMT-Balkenstruktur .....	145
7.2.2	Analyse des Bauteilverhaltens in Abhängigkeit der Haftfestigkeit.....	146
7.2.3	Einfluss der Komponenten des Hybridsystems auf die Tragfähigkeit.....	149
7.2.4	Beurteilung der Temperatursensitivität.....	151
<b>8</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick.....</b>	<b>153</b>
<b>9</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>157</b>
<b>10</b>	<b>Abkürzungen und Symbole .....</b>	<b>189</b>
<b>A</b>	<b>Anhang.....</b>	<b>200</b>





## 1 Einleitung

Die Konsequenzen des Klimawandels führen weltweit nachweislich zu tiefgreifenden und gravierenden Auswirkungen auf Umwelt, Gesellschaft und Wirtschaft. Dies manifestiert sich u.a. in einer signifikanten Erhöhung der globalen Durchschnittstemperatur, dem vermehrten Aufkommen von Extremwetterereignissen, der Progression des Meeresspiegelanstiegs, dem Verlust der Artenvielfalt sowie gesellschaftlichen Konflikten im Zuge einer zunehmenden Ressourcenknappheit [1]. Die Hauptursache für diese Veränderungen liegt in der zunehmenden Intensivierung des Treibhauseffekts, der in erster Linie auf die kontinuierliche Emission von Treibhausgasen in die Atmosphäre zurückzuführen ist. Besonders die Nutzung fossiler Brennstoffe wie Kohle, Öl und Gas zur Energieerzeugung trägt maßgeblich zur Freisetzung des bedeutendsten Treibhausgases Kohlenstoffdioxid ( $\text{CO}_2$ ) bei [2–4].

Bezogen auf die gesamtdeutschen Treibhausgasemissionen des Jahres 2022 machen die Sektoren *Industrie* (22,0 %) und *Verkehr* (19,8 %) einen erheblichen Anteil aus und bieten ein großes Einsparpotenzial [5]. Ein wirkungsvoller Ansatz zur Dekarbonisierung ist die Reduktion bewegter Massen (Leichtbau) im *Verkehrssektor* auf Basis energieeffizienter Fertigungsprozesse mit nachhaltigen Werkstoffen [6, 7].

Dies zielt zunächst auf die direkte Korrelation masseabhängiger Bewegungswiderstände mit dem Energiebedarf eines Verkehrsmittels ab. Je nach Antriebsart bewirkt eine geringere Masse reduzierte lokale Emissionen eines Verbrennungsmotors bzw. einen geringeren Energieverbrauch elektrisch betriebener Fortbewegungsmittel. Wird das Eigengewicht des Fortbewegungsmittels durch Leichtbaumaßnahmen gesenkt, können Sekundärstrukturen (Antriebsstrang, Energiespeicher, etc.) an die neuen Randbedingungen angepasst werden. In Summe ergibt sich eine weitere Gewichtsersparnis bzw. ein geringer Ressourcenverbrauch [6].

Sowohl die Aufbereitung der Werkstoffe als auch der Fertigungsprozess eines Bauteils haben einen maßgeblichen Einfluss auf die Energienutzung. Daher sollten die Materialauswahl und die damit verbundene Fertigung einer Leichtbaustruktur gezielt optimiert werden [7]. Besonders vorteilhaft ist in diesem Kontext die Zusammenfassung thermisch unterstützter Prozessschritte, da dies sowohl Energie als auch Zeit einspart [8, 9]. Der Werkstoff sollte so gewählt werden, dass er in der Herstellung der Halbzeuge einen geringen Energiebedarf aufweist und sich effizient verarbeiten lässt. Zudem sollte der Werkstoff – idealerweise ohne Beeinträchtigung des Eigenschaftsprofils – nach Ende des Lebenszyklus aufbereitet und der Wertschöpfungskette erneut hinzugefügt werden können [10, 11]. Diese Maßnahmen tragen nicht nur zur Steigerung der Energie- und Ressourceneffizienz bei, sondern haben auch einen entscheidenden Einfluss auf die Wirtschaftlichkeit einer Leichtbaustruktur. Die erhöhte Kosteneffizienz ermöglicht den Einsatz von Leichtbauanwendungen auch in Sektoren mit hohen Stückzahlen und starkem Kostendruck, wodurch die positiven Effekte weiter potenziert werden [12].

Bauteilstrukturen sind besonders gewichtseffizient, wenn die verwendeten Werkstoffe ein hohes gewichtsspezifisches Eigenschaftsprofil aufweisen und eine große Gestaltungsfreiheit ermöglichen. Zudem sollten verschiedene Funktionsträger in die Struktur integrierbar sein [13, 14]. Die Kunststoff-Metall-Hybridtechnik ist prädestiniert, diese Anforderungen zu erfüllen. Während metallische Strukturen maßgeblich zur globalen Festigkeit und Steifigkeit beitragen, ermöglichen faserverstärkte Kunststoffe eine belastungsgerechte und gewichtsoptimierte Steigerung der Tragfähigkeit und Stabilität. Die in der Kunststofftechnik etablierte Funktionsintegration führt zu einer weiteren Gewichtsreduktion durch die Substitution von Einzelteilen und entsprechenden Fügestellen [9, 13–22]. Um das Eigenschaftsprofil der eingesetzten Werkstoffe optimal auszunutzen, bietet sich eine stoffschlüssige Fügeverbindung an, da sie eine flächige und homogene Kraftübertragung gewährleistet und die Initiierung von Schäden durch lokale Spannungsspitzen verhindert [14, 23, 24].

In diesem Kontext erweisen sich thermoplastische Polymere als besonders vorteilhaft, da sie eine zeit- und kosteneffiziente Verarbeitung ermöglichen, die unter anderem auf der reversiblen Schmelzbarkeit basiert [14, 25, 26]. Polypropylen sticht dabei hervor, da es ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil mit wirtschaftlicher Effizienz vereint. Insbesondere im Fließpressverfahren zeigt Polypropylen großes Potenzial, da das Fertigungsverfahren die Verarbeitung langer Fasern erlaubt und gleichzeitig die Herstellung komplexer Bauteilgeometrien begünstigt. Damit kommt den resultierenden Bauteilen eine Eignung für (semi-)strukturelle Anforderungen zu [25, 26].

Eine wesentliche Herausforderung bei der Verwendung von Polypropylen ist jedoch die Ausbildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung. Aufgrund seiner chemischen Struktur, die keine reaktiven funktionellen Gruppen enthält, gestaltet sich die Herstellung einer belastbaren und homogenen Verbindung mit anderen Werkstoffen anspruchsvoll [25–27]. Verschiedene Publikationen legen nahe, dass zur Überwindung der Haftfestigkeitsproblematik thermoplastische Haftvermittlersysteme eingesetzt werden können. Bisherige Arbeiten konzentrieren sich jedoch vornehmlich auf eine separate Verarbeitung der artverschiedenen Werkstoffe und eine anschließende Verbindung [28–34].

Um den Anforderungen an einen wirtschaftlichen Serienprozess gerecht zu werden, soll im Rahmen der vorliegenden Abhandlung die prozessintegrierte Verbindungsausbildung hybrider FKV-Metall-Systeme im Fließpressverfahren erforscht werden. Die Kombination der Formgebung des Polymers mit der Ausbildung des Stoffschlusses zum Metall bildet die Grundlage für einen energie- und zeiteffizienten Herstellungsprozess. Ziel der Forschungsarbeit ist es, ein optimales Verarbeitungsfenster sowie die Grenzen des Herstellungsvorgangs herauszuarbeiten. Durch die Charakterisierung der erzeugten Verbindung unter betriebsrelevanten Belastungszuständen soll zudem die Grundlage für die Auslegung derartiger Hybridstrukturen geschaffen werden.

## **2 Stand der Wissenschaft und Technik**

Der Fokus der vorliegenden Abhandlung liegt auf der prozessintegrierten Verbindungsbildung zwischen Faser-Kunststoff-Verbunden und metallischen Werkstoffen im Fließpressverfahren. Auf Basis der Grundlagen des Leichtbaus wird in diesem Kapitel hergeleitet, warum diese Technik ein so vielversprechendes Potenzial für die industrielle Anwendung bietet. Ein besonderes Augenmerk liegt auf den Verarbeitungsparametern thermoplastischer Polymere sowie auf der Grenzfläche zwischen Kunststoff und Metall. Letztere ist maßgeblich für die Leistungsfähigkeit sowie Zuverlässigkeit der Hybridstrukturen und stellt eine große Herausforderung dar. Die dargestellten Inhalte sollen insbesondere wissenschaftliche Grundlagen und Anwendungen adressieren, die eine hohe Bedeutung für einen wirtschaftlichen Leichtbau mit hohen Stückzahlen haben.

### **2.1 Leichtbau mit Hybridsystemen**

#### **2.1.1 Grundlagen des Leichtbaus**

Leichtbau ist eine Schlüsseltechnologie, die es unter Einhaltung aller Anforderungen ermöglicht, das Gewicht von Konstruktionen zu minimieren, ohne dabei an Leistungsfähigkeit zu verlieren. Parallel dazu eröffnet sich die Perspektive, bei konstantem Gewicht die Leistungsfähigkeit zu erhöhen. Insbesondere in Systemen mit bewegten Massen, wie sie bspw. im Verkehrssektor anzutreffen sind, manifestieren sich die Vorteile des Leichtbaus durch einen reduzierten Energiebedarf im Betrieb, da die masseabhängigen Roll-, Steigungs- und Beschleunigungswiderstände minimiert werden. Zusätzlich ergibt sich eine gesteigerte Fahrdynamik. Die Reduktion der Masse in Primärstrukturen, wie bspw. der Rohkarosserie eines Automobils, eröffnet weiteres Potenzial zur Gewichtseinsparung. Dies resultiert daraus, dass das Anforderungsprofil an Sekundärstrukturen, wie die Antriebstechnik, das Fahrwerk oder die Bremsen, aufgrund der verringerten Masse sinkt und diese dadurch leichter ausgelegt werden können [6, 14, 35, 36].

Die strukturellen (z.B. Masse, Festigkeit, Steifigkeit, Duktilität) und chemischen bzw. physikalischen (z.B. Korrosionsbeständigkeit, thermische Ausdehnung) Anforderungen an eine Leichtbaukonstruktion werden durch wirtschaftliche Anforderungen überlagert. Da Maßnahmen zur Verringerung des Gewichts, wie bspw. der Entwicklungsaufwand, der Einsatz von Leichtbaumaterialien, die Investition in neue Anlagentechnik oder die experimentelle Validierung, mit finanziellem Mehraufwand einhergehen, besteht stets ein Zielkonflikt zwischen den zu erreichenden mechanischen Eigenschaften und den Herstellungskosten. Je nach Anwendungsbereich (Automobiltechnik / Luft- und Raumfahrt) bzw. Anwendungsobjekt (Kleinwagen / Sportwagen) werden unterschiedliche Mehrkosten für Leichtbaukonstruktionen akzeptiert. Demnach existiert keine Universallösung, und die eingesetzten Methoden bzw. Technologien müssen an die wirtschaftlichen Möglichkeiten (Leichtbauökonomie) angepasst werden. Darüber hinaus müssen

Anforderungen der Gesellschaft (Innovationscharakter, Nachhaltigkeit) und des Gesetzgebers (Flottenverbrauch, Recycling) berücksichtigt werden [6, 14, 35, 36].

Für die Erreichung der definierten Ziele stehen verschiedene Leichtbaustrategien zur Verfügung. Diese werden im Folgenden erläutert. Zu beachten ist, dass in der industriellen Anwendung i.d.R. mehrere Strategien miteinander kombiniert werden, um einen möglichst hohen Leichtbaugrad zu erreichen [6, 14, 36].

- **Bedingungsleichtbau:** Über das kritische Hinterfragen, Streichen und Ausreizen einzelner Anforderungen an eine Konstruktion kann die Masse reduziert werden. Dies ist bspw. möglich, wenn die im virtuellen Entwicklungsprozess verwendeten numerischen Methoden eine hohe Ergebnisgüte haben und Komponenten daher nicht überdimensioniert werden [14, 36].
- **Konzeptleichtbau:** Die systematische Betrachtung von Teil- oder Gesamtsystemen kann eine Massereduktion bewirken. Ein Beispiel dafür ist die Integration mehrerer Funktionen in einem Bauteil (Integral- statt Differentialbauweise) [6, 14, 36].
- **Stoffleichtbau:** Konventionelle Werkstoffe werden durch Werkstoffe mit einer geringeren Dichte und/oder einem optimierten Verhältnis aus der Dichte und der jeweiligen mechanischen Anforderung (z.B. Festigkeit) substituiert (spezifische Werkstoffeigenschaften) [6, 14, 36].
- **Formleichtbau:** Die optimierte Krafteinleitung und Materialverteilung (beanspruchungsgerechte Verteilung der Wanddicke, bionische Strukturen) führt zu einem vorteilhaften Eigenschaftsprofil [6, 14, 36].
- **Fertigungsleichtbau:** Durch die geeignete Verarbeitungstechnik können die Werkstoffeigenschaften (z.B. Presshärten von Stahl) erhöht werden und das Leichtbaupotenzial eines Werkstoffs (Klebtechnik erlaubt homogene Kraftübertragung und Entfall von Hilfsfügeelementen) voll ausgereizt werden [6, 14, 36].

Nach *Kellner* definiert sich ein Leichtbau-Strukturkonzept aus der gewählten Bauweise (Konzept-/Formleichtbau) mit einem oder mehreren Werkstoffen (Stoffleichtbau) [13]. Das Fertigungsverfahren bestimmt dabei die Materialeigenschaften und die Gestaltungsfreiheit der Komponente (Fertigungsleichtbau) [13, 14].

Im Produktentstehungsprozess ist es ein gängiges Vorgehen, die Materialauswahl über die Betrachtung von spezifischen Werkstoffeigenschaften, auch Massebedarfskennzahlen genannt, durchzuführen [37]. Diese beziehen die Steifigkeits- (Elastizitätsmodul  $E$ ) und Festigkeitskennwerte (Streckgrenze  $R_{p0,2}$  bzw. Zugfestigkeit  $R_m$ ) auf die jeweilige Dichte  $\rho$ , wodurch die geforderte Leistungsfähigkeit in Relation zur Masse betrachtet werden kann [6, 14, 36, 37]. Folgend werden die Massebedarfskennzahlen für die Zugsteifigkeit (I), Zugfestigkeit (II) und Biegesteifigkeit (dickwandiger Balken) (III) für ausgewählte Werkstoffklassen in Bild 2-1 dargestellt. Es gilt: Je geringer die Kennzahl, desto höher ist das Potenzial, mit diesem Werkstoff Leichtbau zu betreiben. Zur erhöhten Vergleichbarkeit sind die berechneten Massebedarfskennzahlen in Bezug auf den Tiefziehstahl DC05 normiert. Eine Herleitung für die jeweilige Belastungs- bzw. Beanspruchungsart ist der Literatur zu entnehmen [6, 14, 36].

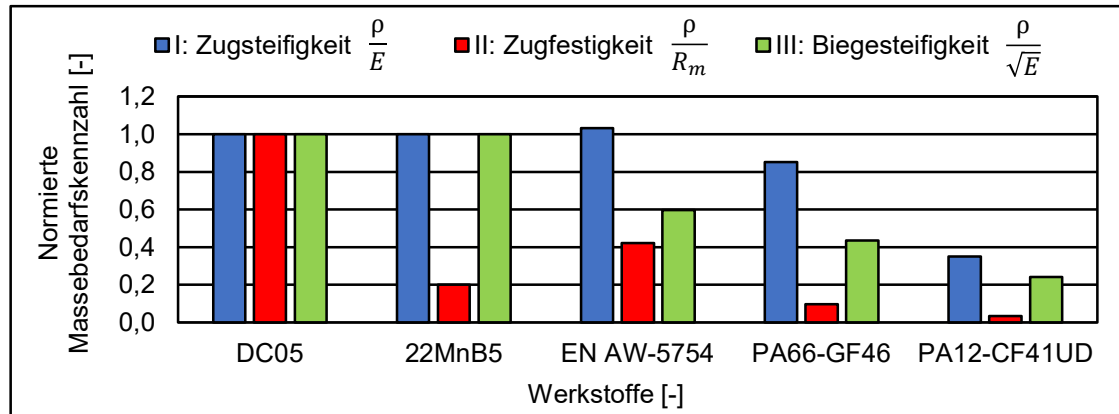


Bild 2-1: Massebedarfskennzahlen I-III für ausgewählte Werkstoffe in Anlehnung an [13] unter Verwendung von [14, 36, 38–42]. Fasergehalt des FKV in Volumenprozent (Vol.-%) und mechanische Kennwerte in Faserrichtung.

Ein erhebliches Potenzial zur Gewichtsreduktion zeigt sich durch den Einsatz von pressgehärteten Stählen (22MnB5) in Anwendungen mit hohen Anforderungen an die Festigkeit. Möglich ist dies, unter Berücksichtigung von Stabilitätskriterien, durch die Reduktion der Wanddicke. Aufgrund der identischen Dichte und Elastizitätsmodule der Stahlsorten ist der Widerstand gegenüber einer elastischen Verformung deckungsgleich.

Aluminiumlegierungen weisen im Vergleich zu Stahl ein nahezu identisches Verhältnis von E-Modul und Dichte auf, sodass sich für die Zugsteifigkeit (I) identische Kennzahlen ergeben. Auf Basis der Legierung EN AW-5754 ist zu erkennen, dass gegenüber konventionellen Stählen eine optimierte spezifische Festigkeit (II) vorliegt. Bei der Biegesteifigkeit (III) zeigt sich eine Verbesserung im Hinblick auf Steifigkeitsanforderungen im Biegebelastfall. Es muss jedoch bedacht werden, dass Werkstoffe mit einer geringeren Dichte oftmals einen erhöhten Bauraumbedarf nach sich ziehen [14, 36].

Besonders signifikante Potenziale im Bereich des Leichtbaus bieten Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). In diesem Kontext werden die Werkstoffeigenschaften flächiger Halbzeuge auf Thermoplast-Basis (Polyamid 6.6, kurz: PA66 oder Polyamid 12, kurz: PA12) in Verbindung mit Glas- (GF) bzw. Kohlenstofffasern (engl.: Carbon Fiber, kurz: CF) betrachtet. Die Unterschiede der FKV lassen sich auf das vorteilhafte Eigenschaftsprofil der Kohlenstofffaser und die unidirektionale (UD) Faserorientierung zurückführen. In Bezug auf eine optimierte Werkstoffauswahl ist daher ausdrücklich zu erwähnen, dass faserverstärkte Kunststoffe ein stark anisotropes Eigenschaftsprofil aufweisen können. Darüber hinaus sind die Kennwerte unter Druckbeanspruchung mitunter deutlich geringer [14, 25, 26, 36]. Weitere Details sind dem Kapitel 2.3 zu entnehmen.

Nach Kellner sind Massebedarfskennzahlen für die Gewichtsoptimierung flächiger Außenhaut- und Strukturbauteile geeignet. Bei dreidimensionalen Strukturen treten im Belastungsfall jedoch mitunter komplexe Deformationen und Beanspruchungszustände auf, die bei der Auslegung eines Leichtbau-Strukturkonzepts berücksichtigt werden müssen [13]. In Anlehnung an [13] werden die werkstofflichen Grundlagen am Beispiel eines biegebelasteten Trägers durch Aspekte der Strukturmechanik erweitert, um ein umfassendes Anforderungsprofil an ein Leichtbau-Strukturkonzept zu definieren (vgl. Bild 2-2).

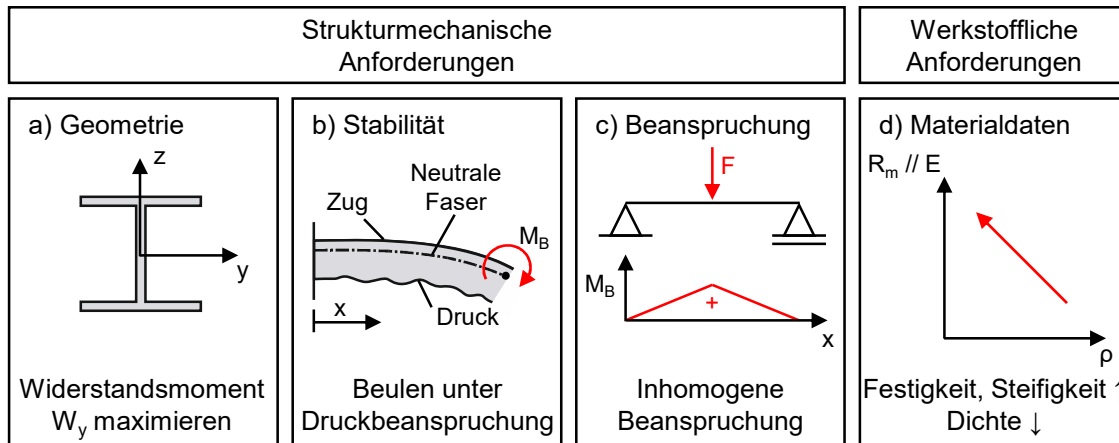


Bild 2-2: Auslegungskriterien eines biegebelasteten Leichtbauträgers nach [13] unter Verwendung von [13, 14, 36, 43, 44].

Es ist hinlänglich bekannt, dass eine Biegebelastung innerhalb des Querschnitts eine inhomogene Zug- und Druckbeanspruchung hervorruft. Während die Zug- bzw. Druckspannungen in den Randzonen maximal sind, ist die Normalspannung in der neutralen Faser gleich Null (vgl. Bild 2-2 b). Bei einer querkraftinduzierten Biegung muss beachtet werden, dass die Schubspannung in der neutralen Faser maximal ist, sodass auch hier ausreichend Material vorgesehen werden muss [14, 36, 44].

- **Formfaktor:** Die Materialverteilung im Trägerquerschnitt sollte analog zur Verteilung der wirkenden Spannungen sein, um eine optimale Werkstoffausnutzung zu erreichen. Besonders vorteilhaft sind in diesem Kontext „Doppel-T“ Querschnitte (vgl. Bild 2-2 a), da diese das wirkende Widerstandsmoment  $W_y$  gegen Biegung materialeffizient maximieren [14, 36, 44].
- **Stabilitätskriterium:** Bei der Biegebelastung dünnwandiger Träger kann das Versagen durch ein Beulen der Druckseite eingeleitet werden. Der reduzierte Verformungswiderstand führt zu einer Verschiebung der neutralen Faser in Richtung der „Zugseite“ (vgl. Bild 2-2 b). Die Gewährleistung der Integrität des Querschnitts ist über eine erhöhte Materialstärke in der relevanten Randzone oder durch die Verwendung von Rippen oder Stegen möglich [13, 14, 36].
- **Beanspruchung:** Im Zuge einer Querkraftbelastung entsteht eine inhomogene Beanspruchung in Trägerlängsrichtung (vgl. Bild 2-2 c). Im gewählten Beispiel steigt die Beanspruchung zur Trägermitte linear an. Für ein hohes Leichtbaupotenzial sollte die Werkstoffverteilung diesem Verlauf folgen [14, 36, 43].

Basierend auf den definierten Anforderungen lässt sich ableiten, dass ein Leichtbau-Strukturkonzept besonders gewichtseffizient ist, wenn Werkstoffe mit einer erheblichen Gestaltungsfreiheit und hohen spezifischen Eigenschaften zum Einsatz kommen (vgl. Bild 2-2 d). Darüber hinaus sollte die Struktur in Bezug auf den Beanspruchungszustand variable mechanische Eigenschaften aufweisen. Aufgrund des daraus resultierenden ambivalenten Anforderungsprofils zeigt sich die Notwendigkeit von Strukturkonzepten, die mehrere Werkstoffe in einem Bauteil kombinieren [13, 14].

### 2.1.2 Einordnung der Hybridbauweise

Über die gezielte Kombination heterogener Werkstoffe können in einem Bauteil oder System spezifische Eigenschaftsprofile generiert werden, die mittels einer monolithischen Bauweise nicht realisierbar sind. In Bezugnahme auf die wirkenden Anforderungen entsteht durch die Kombination der werkstoffspezifischen Vorteile und der Kompensation der jeweiligen Nachteile eine Struktur mit hohem Leichtbaupotenzial [14, 19, 35, 45–47]. Nach *Nestler* und *Kleemann et al.* lässt sich die Heterogenität der Werkstoffsysteme über drei Ebenen definieren (vgl. Bild 2-3). Analog zur Vielfalt der Werkstoffe steigt jedoch auch der Fertigungsaufwand [19, 20].

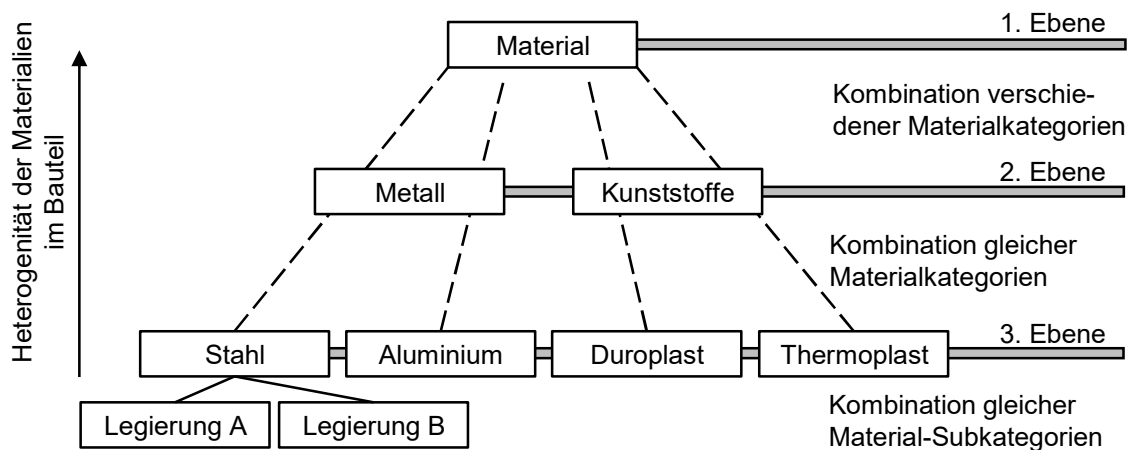


Bild 2-3: Kategorisierung der Heterogenität von Werkstoffsystemen nach [15, 19, 20, 48].

Die in Bild 2-3 eingeführte Begrifflichkeit des Multi-Material-Designs (auch „Mischbauweise“ genannt) ist breit gefasst und tendiert dazu, ganze Systeme zu inkludieren [14, 19]. Nach *Nestler* ist diese Bauweise durch „die autarke Funktionalität jedes ortsspezifischen Materials [...] mit dessen spezifischen Eigenschaften gekennzeichnet“ [19]. Der Fokus liegt auf der Optimierung des Gesamtsystems und Werkstoffe werden gezielt in Abhängigkeit des Bauteils ausgewählt. Charakteristisch ist die Verbindung über ein Hilfsfügeelement oder über einen Zusatzwerkstoff [19]. Als Beispiel kann eine Automobilkarosserie betrachtet werden, deren Einzelkomponenten (z.B. Schweller, B-Säule, etc.) aus monolithischen (aber artverschiedenen) Werkstoffsystemen bestehen, welche anschließend über ein Fügeverfahren zum Gesamtsystem verbunden werden [6, 14].

In Abgrenzung dazu werden nach *Nestler* in der sogenannten „Hybridbauweise“ unterschiedliche Werkstoffe als gleichwertige Subsysteme zu einer funktionellen Einheit zusammengefasst. Die strukturellen und funktionellen Eigenschaften der Subsysteme sind voneinander abhängig und ergeben in Summe die Attribute des Hybriden (Symbiose). Das Ziel der Hybridbauweise ist die Verbesserung des jeweiligen Halbzeugs oder Bauteils. Die Verbindung erfolgt oftmals durch ur- bzw. umformende Fertigungsverfahren ohne die Verwendung eines Hilfsfügeelements oder Zusatzwerkstoffes. Die Grenzen zwischen der Misch- und Hybridbauweise sind jedoch fließend [14, 19].

Eine erweiterte Einordnung innerhalb der Hybridbauweise ist über die Betrachtung der geometrischen Dimensionen möglich. Definitionsgemäß ist die Verstärkung eines Ma-

trixsystems durch Verstärkungsfasern (z.B. FKV) ebenfalls ein Hybrid, da i.d.R. unterschiedliche Werkstoffgruppen eingesetzt werden. Diese Heterogenität ist jedoch nur auf Mikro-Ebene sichtbar, sodass Verbundwerkstoffe im Folgenden als homogene Werkstoffsysteme betrachtet werden (vgl. Bild 2-4 a) [14, 19, 49].

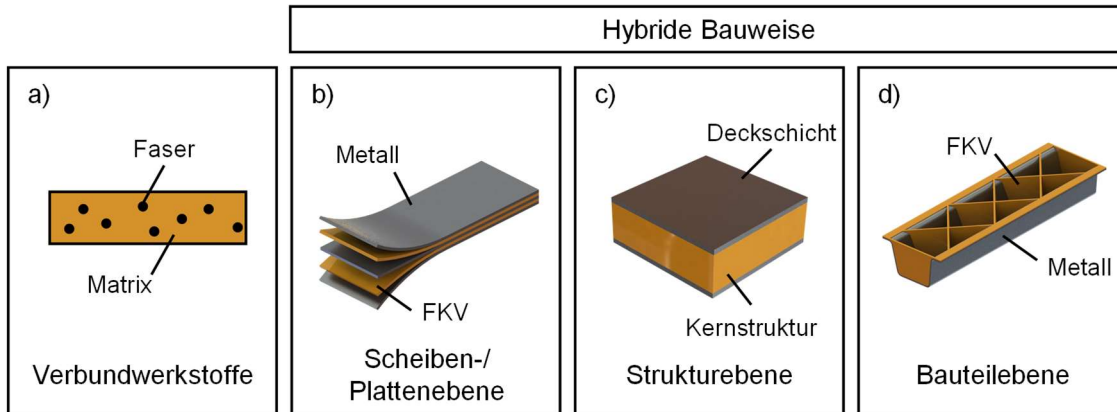


Bild 2-4: Einordnung unterschiedlicher Hybridkonzepte hinsichtlich der Geometrie nach [19, 45] unter Verwendung von [19, 29, 50].

Eine Hybridbauweise liegt vor, wenn eine visuelle Differenzierung zwischen den Werkstoffen ohne Weiteres möglich ist [14, 19]. Nach *Wiedemann* lassen sich die Funktionen der Steifigkeit und Festigkeit schicht- und richtungsspezifisch verteilen, indem ein Werkstoff tragende Funktionen übernimmt und der andere Werkstoff durch ein hohes spezifisches Volumen ein hohes Flächenträgheitsmoment generiert [35].

Auf **Scheiben- bzw. Plattenebene** können mehrere dünne Halbzeuge zu einem Schichtverbund zusammengefasst werden, wodurch eine hohe spezifische Steifigkeit und Festigkeit ermöglicht werden (werkstofflicher Hybrid, vgl. Bild 2-4 b). Neben der Verwendung verschiedener Metalllegierungen ist es geläufig, Metalle mit uni- oder multidirektionalen faserverstärkten Kunststofflagen zu verbinden. Die sogenannten Faser-Metall-Lamine (FML) finden aufgrund ihrer ausgeprägten Dauerfestigkeit und des Widerstands gegen Rissausbreitung Verwendung in der Luftfahrt. Populäre Anwendungen finden sich im *Airbus A380* (GLARE – engl.: **G**lass **L**aminate **A**luminium **R**einforced **E**poxy) oder in der *Boeing C-17* (ARALL – engl.: **A**ramid **R**einforced **A**luminium **L**aminate) [14, 19, 51–54]. Eine hervorragende Eignung von Bauteilstrukturen aus FML für hohe Festigkeits- und Steifigkeitsanforderungen in einer Automobilkarosse wird in den Arbeiten von *Camberg et al.* nachgewiesen [50, 55].

Innerhalb der **Strukturebene** sind sogenannte Sandwich-Verbunde anzuordnen (vgl. Bild 2-4 c). Nach *Nestler* werden diese auch als struktureller Hybrid bezeichnet, da sich die Form auf Basis verschiedener Strukturelemente (Blech, Schaum, Waben, etc.) definiert [19]. Während die Deckschichten Zug- und Druckbeanspruchungen aufnehmen, kann über die Höhe der Kernstruktur das Flächenträgheitsmoment der Gesamtstruktur gewichtseffizient maximiert werden. Darüber hinaus wird eine Schubbeanspruchung über den Kern kompensiert. Anwendungen finden sich in Karosseriestrukturen und im Bauwesen [14, 19, 35, 36].



Die Kombination heterogener Werkstoffe zu einer endkonturnahen Struktur unter Berücksichtigung des Fertigungsprozesses und der Kosteneffizienz führt zur Anwendung der Hybridtechnik auf **Bauteilebene** (vgl. Bild 2-4 d). Die vorherigen Ebenen werden kombiniert, sodass eine werkstoffliche und strukturelle Hybridisierung vorliegt. Eine Ergänzung findet statt, indem das strukturmechanische Eigenschaftsprofil durch funktionsintegrierende Elemente ergänzt wird [14, 19, 56]. Relevanz haben Bauteile mit der Kombination:

- **Metall-Metall:** Verbundguss von strukturellen Karosseriebauteilen [57–59] oder Motorblöcken [60]
- **Kunststoff-Kunststoff:** Verarbeitung räumlich ausgeprägter, multidirektionaler FKV mit flächigen, unidirektionalen FKV für semistrukturelle Karosseriebauteile [61–65] und Funktionsträgern [62, 66–69]
- **Kunststoff-Metall:** Verstärkung von Blechstrukturen durch FKV über Injektions- und Pressverfahren für strukturelle [13, 56, 70–80] bzw. semistrukturelle [17, 81–86] Karosseriebauteile, Fahrwerkskomponenten [28, 87] und Funktionsträger [17, 88–90]

Hybridstrukturen können ihre volle Leistungsfähigkeit entfalten, wenn die konzeptionelle Auslegung am Anfang des Produktentstehungsprozesses eingeleitet wird, und eine ganzheitliche Betrachtung der Umgebungskomponenten bzw. ganzer Modulstrukturen durchgeführt wird [9, 14, 16, 91, 92]. In diesem Kontext eignet sich die Begrifflichkeit des „funktionsintegrativen Systemleichtbaus“ nach *Hufenbach* [9, 13]. Methodische Ansätze zur Auswahl, Gestaltung und Bewertung entsprechender Konzepte finden sich bspw. in den Arbeiten von *Ickert* [93], *Kellner* [13], *Kleemann* [21] und *Bader* [15].

### 2.1.3 Eigenschaften der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik<sup>1</sup>

Der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik kommt eine besondere Bedeutung zu, da diese ein herausragendes Leichtbaupotenzial aufweist, das auf dem konträren Eigenschaftsprofil sowie der divergenten Formgebungsmöglichkeit von Kunststoffen und Metallen basiert [9, 13–22]. Die werkstoffspezifischen Attribute sind der folgenden Auflistung zu entnehmen.

- **Metall:** hohes isotropes Steifigkeits- und Festigkeitsprofil, duktileres Versagensverhalten, Integration der Hybridstruktur in metalldominierte Gesamtsysteme, Automatisierbarkeit [13–19, 75]
- **Kunststoff:** gewichtseffiziente Stabilisierung dünnwandiger Querschnitte sowie Erhöhung der lokalen Steifigkeit und/oder Festigkeit, große Gestaltungsfreiheit und gezielte Anisotropie für beanspruchungsgerechte Gestaltung; Funktionsintegration führt zu Reduktion von Einzelteilen; Zusammenfassung von Prozessschritten und vereinfachter Montage [9, 13, 14, 16–21]

---

<sup>1</sup> Die Ausführungen beziehen sich explizit auf die Verarbeitung thermoplastischer Kunststoffe im Spritzguss-, Fließpress- u. Thermoformingverfahren (vgl. Kapitel 2.3.3).

Die vielfältigen Eigenschaften erstrecken sich von Anwendungen in Haushaltsgeräten bis hin zu hoch beanspruchten Karosseriestrukturbauteilen, wodurch ein breites Anwendungsspektrum abgedeckt wird. Die Kombination von Prozessschritten und die exzellente Automatisierbarkeit der Hybridtechnik trägt nicht nur zur präzisen Fertigung bei, sondern resultiert auch in einer hohen Wirtschaftlichkeit des Herstellungsprozesses bei geringen Ausschussraten. Diese Merkmale, in Kombination mit der hervorragenden Möglichkeit zur Funktionsintegration, reduziertem Montageaufwand und einer signifikanten Reduktion von Einzelteilen, senken die Herstellungskosten. Die Zusammenführung dieser Vorteile erlaubt die wirtschaftliche Substitution konventioneller Metallbauweisen für Klein- und Großserienprozesse. Die Integration in metalledominierte Gesamtstrukturen wird über die metallische Komponente der Hybridstruktur auf Basis konventioneller Fügeverfahren sichergestellt [9, 13–22].

### 2.1.3.1 Strukturelle und fertigungstechnische Einordnung

Auf Basis der erörterten Grundlagen zur Strukturmechanik und im Kontext einer wirtschaftlichen Serienproduktion sind insbesondere metallische Blechstrukturen (etablierte Fertigungstechnik, geringe Halbzeugkosten) für die Hybridtechnik geeignet [14]. Die Symbiose der Werkstoffsysteme differenziert sich grundsätzlich hinsichtlich der geometrischen Ausprägung (flächig, räumlich) und bzgl. der massebasierten Dominanz des jeweiligen Werkstoffsystems (vgl. Bild 2-5 a-c) [15, 94].

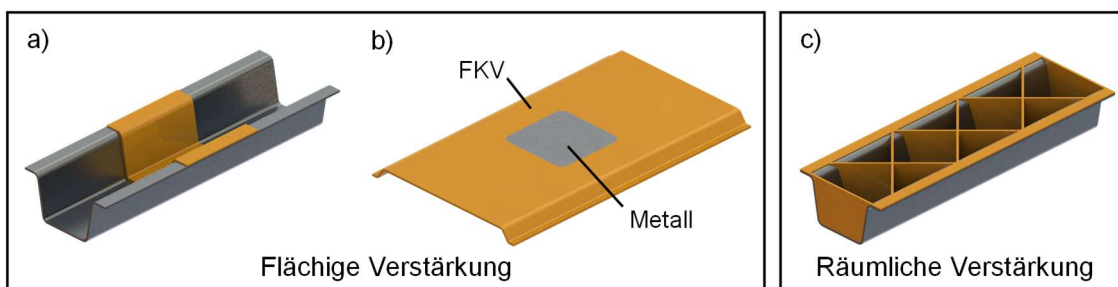


Bild 2-5: Einordnung der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik nach [13, 15, 18, 29, 84, 94, 95].

Die Verstärkung offener Schalenstrukturen (vgl. Bild 2-5 a u. c) lässt sich auf Strukturbauteile im Automobil übertragen [13, 15]. Im 7er BMW (Typ: G11, Modelljahr: 2015) werden durch die flächige Verstärkung der B-Säule 1,4 kg pro Bauteil eingespart, während die räumliche Verstärkung der A-Säule im Porsche 911er (Typ: 992, Modelljahr: 2019) zu einer Massereduktion von 2,7 kg pro Bauteil führt [76–78]. Beide Herangehensweisen ermöglichen eine belastungsangepasste Gestaltung, jedoch bietet die räumliche Verstärkung deutliche Vorteile hinsichtlich einer möglichen Querschnittsstabilisierung und Funktionalisierung. Das wirtschaftliche Leichtbaupotenzial ist nach Kellner dementsprechend höher [13]. Die effektive Wirksamkeit einer strukturellen Verstärkung offener Profilstrukturen wird in diversen Forschungsarbeiten bestätigt [16, 18, 22, 24, 72, 79, 96]. Im Kontrast zu den aufgeführten Beispielen dominiert in Bild 2-5 b) der Kunststoffanteil. Zur Erhöhung der globalen Steifigkeit und zur Realisierung lokaler Festigkeitsanforderungen können flächige Metallverstärkungen eingebracht werden [95]. Eine Anwendung ist bspw. für Unterboden-Fahrschütze denkbar [90].

In Anlehnung an die Definition der Hybridbauweise nach *Nestler* und in Übereinstimmung mit *Ehrenstein et al.* und *Drummer et al.* kann die In- und Outsert-Technik nicht als eigenständige Hybridbauweise betrachtet werden [19, 84, 95]. Dies ist darauf zurückzuführen, dass jeweils nur einer Werkstoffkomponente primär tragende Aufgaben zukommen (Insert-Technik: Kunststoff, Outsert-Technik: Metall). Der jeweilige Kombinationspartner wird für die Funktionalisierung der Struktur eingesetzt (Insert-Technik: Gewindeeinsatz, Lasteinleitungselement; Outsert-Technik: Schnapphaken zur Montage). Dementsprechend ist die Technologie ein integraler Bestandteil der eingangs vorgestellten Kunststoff-Metall-Hybridbauweisen (vgl. Bild 2-5 a-c) [18, 84, 95].

Hybridstrukturen können über eine separate Fertigung der Einzelkomponenten und einen anschließenden Fügeprozess hergestellt werden (engl.: Post-Mould-Assembly, PMA), oder indem die Verbindung der artverschiedenen Materialien mit dem Urformprozess des Kunststoffes kombiniert wird (engl.: In-Mould-Assembly, IMA). Im Vergleich der Verfahren bietet die PMA-Technik eine erhöhte Gestaltungsfreiheit, welche in Korrelation mit der verbesserten Möglichkeit zur Funktionsintegration steht. Neben einem geringen Entwicklungsaufwand für die Auslegung des Bauteils und der Werkzeugtechnik weisen Bauteile im PMA-Prozess geringere Eigenspannungen auf [14, 84, 95, 97].

Der fundamentale Vorteil der IMA-Technik liegt in der großen Wirtschaftlichkeit für Großserienprozesse. Entsprechende Nachteile hinsichtlich des Entwicklungsaufwands werden durch eine hohe Automatisierbarkeit und kurze Zykluszeiten kompensiert. Die Kosteneffizienz wird weiter erhöht, indem in Summe weniger Werkzeuge benötigt werden, und dazugehörige thermisch unterstützte Prozessstufen im Sinne der Energieeffizienz substituiert bzw. zusammengefasst werden [8, 9, 14, 84, 95, 98].

#### **2.1.3.2 Herausforderungen und Lösungsansätze**

Trotz des vorteilhaften Eigenschaftsprofils ergeben sich bei der Anwendung der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik Herausforderungen, die im Kontext einer wirtschaftlichen Serienanwendung berücksichtigt und überwunden werden müssen [13, 14, 19, 23, 99]. Diese werden nachfolgend für die Hybridstruktur sowie für die dazugehörige Werkzeug- und Prozesstechnik, inklusive eines entsprechenden Lösungsansatzes, adressiert. Da die Struktur und der Fertigungsprozess einander bedingen, ist der Übergang fließend.

##### **Konzeptionierung der Hybridstrukturen**

Der Einsatz von FKV geht i.d.R. mit erhöhten Materialkosten einher, wodurch für große Stückzahlen Polymere und Verstärkungsfasern mit geringen Rohstoffpreisen vorteilhaft sind [13, 14, 36]. Über numerische Simulationswerkzeuge kann der Materialeinsatz minimiert werden, indem die Hauptlastpfade der Struktur identifiziert werden. Eine gezielte Ausrichtung der Faserverstärkung ist insbesondere für unidirektionale Beanspruchungszustände geeignet [29, 55, 70, 79, 100]. Während für metallische Werkstoffe eine hohe Simulationsgüte vorhanden ist, ergibt sich für FKV Verbesserungsbedarf zur Prognose des Schädigungsverhaltens. Je höher die Güte der Simulation ist, desto geringer kann der Sicherheitsfaktor – und damit der Materialeinsatz – ausgelegt werden [14, 101, 102].

Aufgrund der unterschiedlichen Steifigkeiten der Werkstoffe liegt ein kritischer Eigenschaftsgradient in der Grenzschicht im Hybridverbund vor. Dementsprechend kommt dieser bei der Auslegung von Hybridstrukturen eine besondere Bedeutung hinzu [14, 19]. Eine flächige, stoffschlüssige Verbindung ist in diesem Kontext besonders vorteilhaft, da Spannungsspitzen durch eine homogene Kraftübertragung vermieden und die Werkstoffe so voll ausgelastet werden können [14, 23, 24]. In diversen Forschungsarbeiten konnte die positive Korrelation der Haftfestigkeit mit der Bauteilperformance – zumindest bis zu einem gewissen Schwellwert der Haftfestigkeit – bestätigt werden [17, 18, 24, 29, 84, 96, 103–106]. Zu beachten ist, dass zwischen thermoplastischen Polymeren und Metallen von Natur aus oftmals keine ausreichende Adhäsion vorhanden ist, sodass eine Modifikation der Metalloberfläche und/oder haftvermittelnde Substanzen eingesetzt werden müssen [14, 19, 102].

Häufig wird zur Ermöglichung eines Stoffschlusses eine Zwischenschicht – im Folgenden als Haftvermittler deklariert – als eigenständige Komponente im Hybridverbund eingesetzt. Diese kann eventuelle Unterschiede im elektrochemischen Potenzial der Werkstoffe durch eine isolierende Wirkung ausgleichen (Kontaktkorrosion). Darüber hinaus relativiert der Haftvermittler – insbesondere, wenn elastische Additive verwendet werden – die Steifigkeitsunterschiede der eingesetzten Werkstoffe. Voraussetzung dafür ist eine ausreichend hohe Schichtdicke [14, 19]. Um die Mehrkosten der Zusatzbehandlung zu minimieren, können Haftvermittler im Coil-Aufwicklungsprozess integriert, oder partiell über eine Sprühapplikation aufgetragen werden [56, 79, 107–109].

Die Kompensation der Steifigkeitsunterschiede ist essenziell, da Metalle und Kunststoffe mitunter stark unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten besitzen, sodass bei Temperaturänderungen erhebliche mechanische Spannungen an den Verbindungsstellen induziert werden. Dies ist insbesondere bei thermischen Wechselbelastungen zu berücksichtigen, die zu einem irreversiblen Verlust der Haftfestigkeit führen können [14, 18, 23, 95].

Ein weiterer Ansatz zur Vermeidung von thermisch induzierten Spannungen besteht in der Auswahl von Materialpaarungen mit einer möglichst geringen Differenz bzgl. der Wärmeausdehnungskoeffizienten. Die Verstärkung von Polymeren durch Glas- oder Kohlenstofffasern stellt einen wirksamen Ansatz dar, da sich dadurch ihre Ausdehnung verringern und besser an das thermische Dehnungsverhalten von Metallen angleichen lässt. Dies kompensiert insbesondere die bei erhöhten Temperaturen ausgeprägten Unterschiede zwischen Polymeren und Metallen. Während die thermo-mechanischen Eigenschaften von Metallen im Einsatzbereich zwischen Raumtemperatur und 250 °C nahezu konstant sind, kommt es bei (unverstärkten) Thermoplasten zu einer prägnanten Steigerung des Wärmeausdehnungskoeffizienten bzw. Minderung von Steifigkeit und Festigkeit. Ab einer polymerspezifischen Temperatur tritt zudem eine irreversible Materialdegradation auf [23, 101, 102]. Diese Phänomene sind – ebenso wie weitere zeit- und umweltabhängige Materialeigenschaften der Polymere (vgl. Kapitel 2.3.1) – bei der Werkstoffauswahl zu berücksichtigen [23, 86, 101, 102].

Weitere konstruktive Aspekte betreffen die Anforderungen an Reparatur und Recycling. Aufgrund der begrenzten Möglichkeit zur Schadensbeurteilung und Instandsetzung von FKV sind Hybridstrukturen nach übermäßigen Belastungen über lösbare Verbindungen zum Gesamtsystem austauschbar zu gestalten (z.B. über Schraubverbindungen) [13, 25, 102]. Um den Anforderungen an ein sortenreines Recycling und die Wiedereinfuhr der Einzelwerkstoffe in die Wertschöpfungskette gerecht zu werden, sind thermoplastische Haftvermittlersysteme und Polymere vorteilhaft, da diese reversibel aufgeschmolzen und wieder aufbereitet werden können [74, 86, 101, 102, 110].

### **Auslegung der Werkzeug- und Prozesstechnik**

Im Zuge der Verarbeitung von Polymersystemen kommt es zu einem temperatur- und druckabhängigen Schwindungsverhalten, sodass die endgültige Kontur abweichend von der formgebenden Werkzeuggeometrie ist [23, 101, 102]. Die Wahrung der Maßhaltigkeit kann über die Durchführung von numerischen Prozesssimulationen zur Vorhersage der Schwindung (u.a. durch Faserorientierung, Temperaturgradient im Bauteil, etc.), eine gezielte Prozessführung sowie eine angepasste Bauteilgestaltung gewährleistet werden [18, 23, 79, 86, 96, 103]. Besonders herausfordernd wird dies, wenn die IMA-Technik genutzt wird, da die generierte Verbindung zur metallischen Komponente eine Dehnungsbehinderung im Schwindungsprozess darstellt. Zusätzlich kühlen Metalle aufgrund der höheren Wärmeleitfähigkeit deutlich schneller ab. In diesem Kontext sind die Vorerwärmung der metallischen Einleger, duktile bzw. relaxationsfähige Polymere (vgl. Kapitel 2.3.1) und die Verwendung elastischer Zwischenschichten von Vorteil, um Eigenspannungen zu minimieren [14, 16, 18, 23, 86, 103].

Die Verstärkung von Metallstrukturen durch Kunststoffe kann mit Mehraufwand hinsichtlich der Anlagen- und Prozesstechnik einhergehen [13, 111, 112]. Im Sinne der IMA-Technik kann dies kompensiert werden, indem thermisch unterstützte Prozessstufen mit einem hohen Automatisierungsgrad für Komponenten mit maximierter Funktionsintegration kombiniert werden [9, 13, 19, 86]. Zusätzlich sollten Werkstoffe mit unkomplizierter und schneller Verarbeitbarkeit eingesetzt werden [17, 19]. Dies reduziert die benötigte Anzahl an Werkzeugen, die Zykluszeit, den Personaleinsatz, die Energiekosten und den Montageaufwand. Darüber hinaus ist bei der Auslegung des Prozesses sicherzustellen, dass die metallischen Einleger eine hohe Positionsgenauigkeit aufweisen und die Kavität abgedichtet ist [9, 13, 18, 19, 23, 86].

Der für die adressierten Herausforderungen notwendige Entwicklungsaufwand ist nicht zu vernachlässigen, jedoch ist bei hohen Stückzahlen mit einer Amortisierung der getätigten Aufwände zu rechnen. Zusätzlich können generierte Erkenntnisgewinne in Zukunft auf ähnliche Strukturen und Prozesse übertragen werden [13].

## 2.2 Metallische Blechwerkstoffe für Hybridstrukturen

Metallische Blechhalbzeuge mit Relevanz für Leichtbau mit hohen Stückzahlen beschränken sich durch die Eigenschaftsprofile und Materialpreise auf Aluminium (Al)- und Stahl (St)-Legierungen [6, 14, 36]. Während die E-Module (Al.: 70.000 MPa, St.: 210.000 MPa) im umgekehrten Verhältnis zur Werkstoffdichte (Al.: 2,7 g/cm<sup>3</sup>, St.: 7,85 g/cm<sup>3</sup>) stehen und unabhängig von der Legierungsmodifikation nahezu konstant sind, ergeben sich bei den Werkstoffen große Unterschiede in der erreichbaren Festigkeit. Über entsprechende Legierungselemente und spezielle Prozessrouten lassen sich Zugfestigkeiten für Al-Legierungen von bis zu 675 MPa und für St-Legierungen von bis zu 2.000 MPa erreichen [14, 36, 113, 114]. Die extrem hohen Festigkeiten der Stahllegierungen sind insbesondere in der Automobilkarosserie für den direkten Schutz der Insassen bei geringem Bauraum und Deformationsweg geeignet (z.B. B-Säule) und finden dementsprechend eine breite Anwendung [14, 113]. Werden die Festigkeiten jedoch analog zu Kapitel 2.1.1 auf die Dichte bezogen, zeigt sich eine hohe Ähnlichkeit der spezifischen Eigenschaften beider Werkstoffklassen (vgl. Bild 2-6) [115, 116].

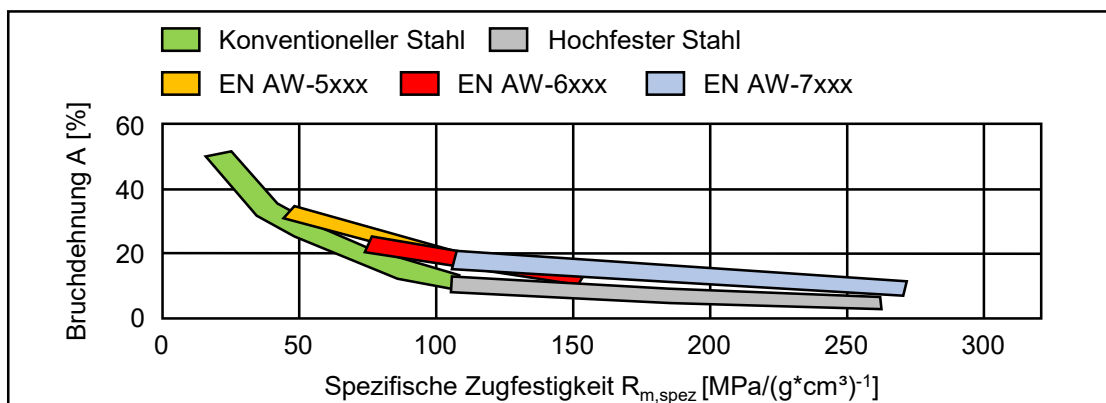


Bild 2-6: Spezifische Festigkeit ausgewählter Stahl- und Aluminiumlegierungen (EN AW-XXXX) in Relation zur erreichbaren Bruchdehnung nach [115, 116].

Ersichtlich wird, dass die Erhöhung der Festigkeit mit einer Verringerung der Duktilität einhergeht. Für komplexe Geometrien und eine hohe Energieaufnahme im Crashlastfall eignen sich demnach Legierungen mit moderaten Festigkeitswerten [6, 14, 36]. Die in Bild 2-6 dargestellten Legierungen stellen Standard-Konstruktionswerkstoffe dar. Detaillierte Informationen zur Nomenklatur, Möglichkeit der Unterteilung, Eigenschaftsmodifikation und Prozessierung sind der Fachliteratur zu entnehmen [14, 113, 114].

Im Kontext von Hybridstrukturen kommt den Oberflächen der Metalle eine besondere Bedeutung zu, da diese einen direkten Einfluss auf die Haftfestigkeitseigenschaften zum FKV haben [104]. Diese können sich gegenüber dem Werkstoffinneren durch mechanische und thermische Einwirkungen des Fertigungsprozesses, Umgebungseinflüsse, aufgebraute Beschichtungen und Verunreinigungen unterscheiden (vgl. Bild 2-13) [114, 117]. Während Al-Legierungen einen natürlichen Widerstand gegen korrosive Einflüsse durch eine selbstausbildende Oxidschicht besitzen, sind für St-Legierungen i.d.R. metallische Überzüge oder spezielle Lacke erforderlich [14]. Verfahren zur Herstellung eines definierten Oberflächenzustands werden in Kapitel 2.4.5.2 behandelt.

## 2.3 Thermoplastische Faser-Kunststoff-Verbunde

Unverstärkte Kunststoffe weisen i.d.R. unzureichende mechanische Eigenschaften auf, um (semi-)strukturellen Anforderungen gerecht zu werden. Das Eigenschaftsprofil von Polymeren kann erheblich verbessert werden, indem sie durch die Integration von Verstärkungsfasern zu Faser-Kunststoff-Verbunden (FKV) erweitert werden. Innerhalb dieses Verbundsystems fungiert das Polymer als Matrix, deren primäre Funktion darin besteht, die Verstärkungsfasern zu fixieren und zu stützen. Die Verstärkungsfasern übernehmen wiederum die essenzielle Aufgabe, einen Großteil der mechanischen Lasten zu tragen [14, 25, 36].

Der wirtschaftliche Großserieneinsatz eines Materials für Leichtbauanwendungen ergibt sich aus seiner gewichtsbezogenen Leistungsfähigkeit in Relation zu den Materialpreisen, dem Verarbeitungsaufwand und der Möglichkeit zum Recycling. Neben der Art, Länge und Orientierung der Verstärkungsfasern hat speziell die Matrix von FKV einen fundamentalen Einfluss auf die adressierten Attribute [14, 25]. Besonders vielversprechend gestaltet sich im Zusammenhang dieser Arbeit die Synergie von thermoplastischen Matrixsystemen mit Glasfasern, weshalb diesen Komponenten im weiteren Verlauf besondere Aufmerksamkeit gewidmet wird.

### 2.3.1 Polymere Matrixsysteme

Das verwendete Polymersystem, bestehend aus der Verbindung mehrerer Monomere (Moleküleinheiten), legt die wesentlichen Merkmale eines FKV fest und kann durch Additive (z.B. Reduktion des Fließwiderstands) sowie insbesondere durch Verstärkungsfasern in seinem Eigenschaftsprofil erweitert werden. Dies bezieht sich u.a. auf die gewichtsbezogenen mechanischen Kennwerte, das thermo-mechanische Verhalten und die Beständigkeit gegenüber Umwelteinflüssen. Aus mechanischer Sicht ist die Matrix die Schwachstelle des Verbundwerkstoffs, jedoch kommen ihr bedeutende Aufgaben zu, damit die Verstärkungsfasern ihre volle Wirkung entfalten können. Dazu zählen die Fixierung sowie Stützung der Fasern, die Lastein- bzw. -weiterleitung, die Lastaufnahme bei Schubbeanspruchung und der Schutz der Fasern vor äußeren Einflüssen (mechanisch/chemisch/physikalisch) [14, 17, 25].

Polymere lassen sich grundsätzlich nach ihrer Struktur und ihren Bindungsmechanismen in die Klassen der Duroplaste, Thermoplaste und Elastomere einteilen (vgl. Bild 2-7) [14, 25]. Duroplaste und Elastomere haben gemein, dass die Molekülketten ungeordnet (amorph) sind und zwischen den Ketten unlösliche, räumliche Vernetzungen vorliegen. Letztere entstehen durch chemische Vernetzungsreaktionen und können durch Wärme, Strahlung oder Katalysatoren initiiert werden. Die Ketten- und Vernetzungsdichte ist bei Elastomeren jedoch deutlich geringer, sodass aufgrund einer zu geringen Steifigkeit keine Eignung für strukturelle Anwendungen besteht (vgl. Bild 2-7 c-d). Duroplaste weisen eine ausgezeichnete Steifigkeit und Festigkeit auf. Zusätzlich liegt eine hohe Wärmebeständigkeit in Kombination mit einer geringen Kriechneigung (zeitabhängige,

plastische Deformation durch mechanische Belastung) vor. Entscheidende Nachteile sind verschärfte Maßnahmen zur Arbeitssicherheit in der Verarbeitung (Exposition gegenüber Chemikalien), erhöhte Zykluszeiten durch Vernetzungsvorgänge, eine geringe Schlag- und Bruchzähigkeit und vor allem die beschränkte Möglichkeit zum Recyclen, da Duroplaste nicht reversibel schmelzbar sind [14, 25].

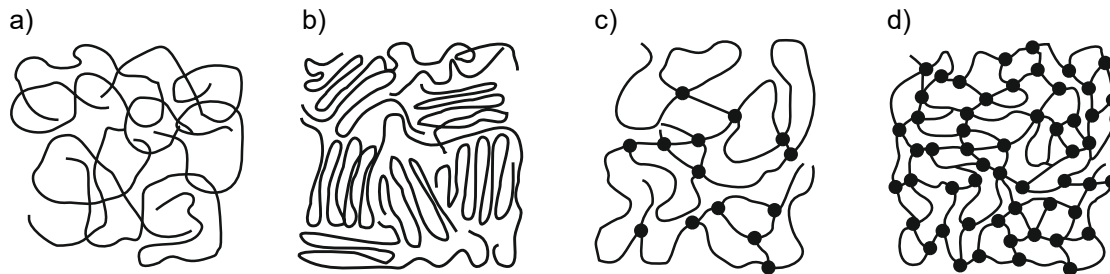


Bild 2-7: Schematischer Aufbau von Polymeren. a) amorpher Thermoplast, b) teilkristalliner Thermoplast, c) Elastomer und d) Duroplast nach [25, 118].

Im Gegensatz dazu sind die Molekülketten der **Thermoplaste** nicht vernetzt und liegen entweder ungeordnet (amorph, vgl. Bild 2-7 a) oder mit einer Teilorientierung in amorpher Umgebung (teilkristallin, vgl. Bild 2-7 b) vor. Die strukturelle Eignung von Thermoplasten für Strukturanwendungen basiert auf Nebervalenzbindungen zwischen den Ketten, welche im Zuge der Annäherung der Moleküle durch Verschlaufungen und Kristallbildung entstehen. Dabei gilt, je näher die Molekülketten aneinander liegen, wie bspw. bei kristallinen Anordnungen, desto höher sind die Bindungskräfte. Konkret erhöht dies die Steifigkeit, Festigkeit, Härte und die Schmelztemperatur. Umgekehrt sinkt jedoch die Schlagzähigkeit [26]. Eine Übersicht gängiger Thermoplaste ist in Bild 2-8 dargestellt. Eine Unterteilung wird hinsichtlich der (temperaturabhängigen) Leistungsfähigkeit über den Temperaturindex  $T_i$  und der Kettenanordnung vorgenommen. Analog zur Leistungsfähigkeit steigt der Materialpreis bzw. sinkt das Produktionsvolumen [14, 119].

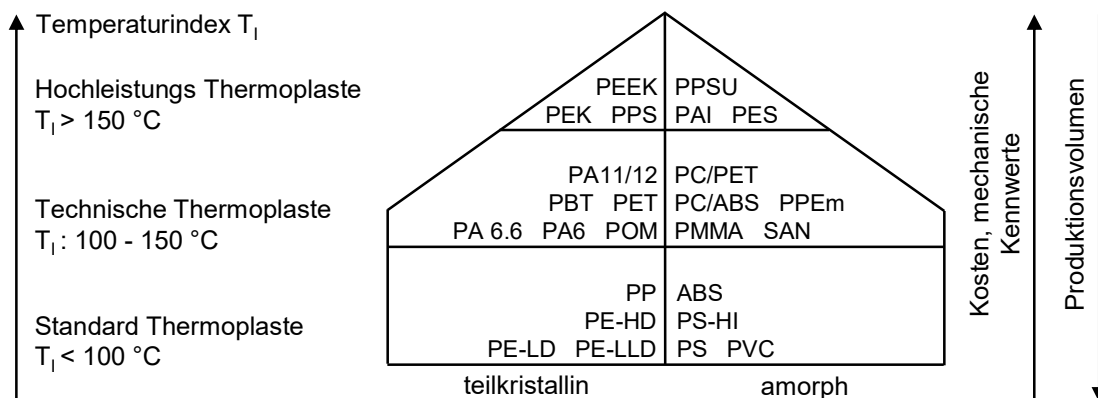


Bild 2-8: Einteilung der Thermoplast-Systeme nach [14, 119]. Die Abkürzungen und die jeweiligen Eigenschaften sind bspw. [14, 26, 118] zu entnehmen.

Zur Visualisierung des thermo-mechanischen Verhaltens von Thermoplasten wird der Schubmodul  $G'$  von einem amorphen (Polystyrol) und teilkristallinen (Polyethylen) Thermoplasten in Abhängigkeit der wirkenden Temperatur dargestellt (vgl. Bild 2-9 a). Die physikalische Größe, auch bekannt unter der Bezeichnung „Speichermodul“, ist ein Maß für die linear elastische Verformung eines Kunststoffes und kann für Festkörper über



eine dynamische-mechanische Analyse (kurz: DMA) ermittelt werden [26]. Unterhalb der Glasübergangstemperatur  $T_G$  verhalten sich die Polymere spröde. Oberhalb von  $T_G$  nimmt der Schubmodul sukzessive ab. Grundsätzlich ist dieses Verhalten auf die gesteigerte, temperaturinduzierte *Brownsche* Molekularbewegung zurückzuführen, die einen erhöhten Abstand der Molekülketten nach sich zieht. Während es beim amorphen Polystyrol zu einer signifikanten Reduktion der Steifigkeit kommt, ist der Übergang des Polyethylens aufgrund der teilkristallinen Ordnungsstruktur gemäßigt. Dementsprechend können teilkristalline Thermoplasten auch für Anwendungen oberhalb ihrer Glasübergangstemperatur eingesetzt werden [14, 25, 26].

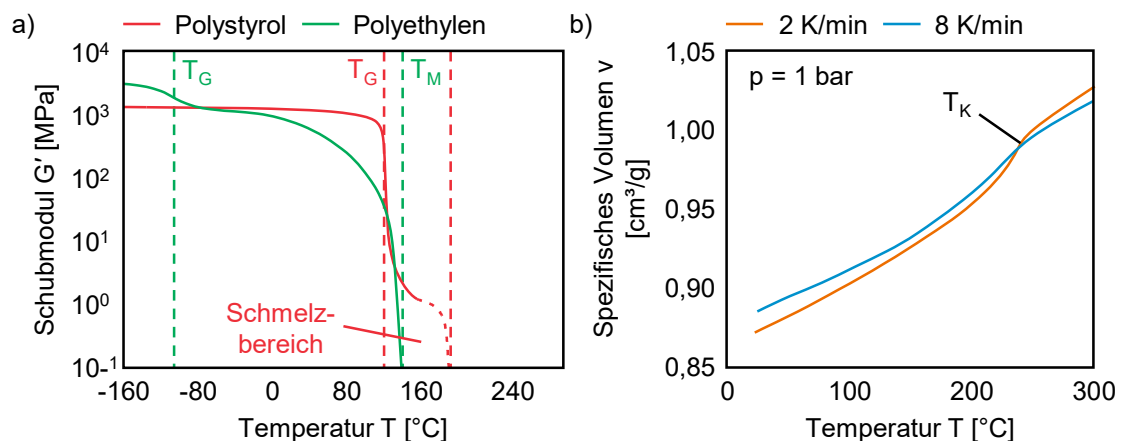


Bild 2-9: Thermisches Verhalten von Thermoplasten nach [26]. a) Aufheizverhalten mit amorpher (Polystyrol) und teilkristalliner (Polyethylen) Anordnung der Molekülketten, b) Abkühlverhalten eines teilkristallinen Thermoplasts am Beispiel von PA66.

Ab einer polymerspezifischen Temperatur kommt es zu einem vollständigen Abgleiten der Ketten und der Thermoplast nimmt den Zustand einer hochviskosen Flüssigkeit ein. Während sich dieser Bereich bei amorphen Thermoplasten über ein großes Temperaturspektrum erstreckt (Schmelzbereich), ergibt sich bei teilkristallinen Thermoplasten aufgrund der kristallinen Anteile ein klar definierter Schmelzpunkt  $T_M$  (vgl. Bild 2-9 a). Dieses Materialverhalten ist – mit Beachtung der Zersetzungstemperatur – reversibel, wodurch sich die Polymerart ausgezeichnet lagern, verarbeiten, schweißen und recyceln lässt [14, 25, 26].

Nachdem ein teilkristalliner Thermoplast aus dem schmelzflüssigen Zustand wieder abkühlt, wird die gezielte Ordnung der Molekülketten (Kristallisation) wiederhergestellt. Die Temperatur, ab dem dieser Vorgang initiiert, wird als Kristallisationstemperatur  $T_K$  bezeichnet. Nach *Baur et al.* lässt sich diese Temperatur bspw. im PVT-Diagramm (engl.: Pressure-Volume-Temperature, deutsch: Druck-Volumen-Temperatur) des Polymers identifizieren. Da die Packungsdichte der Polymerketten im teilkristallinen Zustand deutlich höher ist, tritt ein prägnanter Abfall im spezifischen Volumen des Polymers ab der Temperatur  $T_K$  auf. Ebenso sichtbar wird, dass das Maß der Kristallisation in Korrelation zur Abkühlgeschwindigkeit steht. Je langsamer der Abkühlvorgang, desto höher ist der Kristallinitätsgrad (vgl. Bild 2-9 b) [26]. Dementsprechend können die Eigenschaften des Polymers über eine gezielte Prozessführung beeinflusst werden [99, 120–124]. Wird das Polymer langsam abgekühlt, indem bspw. der Temperaturgradient zwischen der

Polymerschmelze und dem Formwerkzeug über eine hohe Werkzeugtemperatur minimiert wird, ist der Kristallinitätsgrad höher. Dies resultiert i.d.R. in einer höheren Steifigkeit und Festigkeit des Polymers, jedoch auch in einer geringen Duktilität [125–128].

Bedingt durch die nicht vorhandene chemische Vernetzung neigen Thermoplaste zu einem viskoelastischen Materialverhalten. Dies führt dazu, dass eine erhöhte Kriechneigung, aber auch die Möglichkeit zum zeitabhängigen Spannungsabbau nach erfolgter Verformung (Relaxation), besteht [26]. Letzteres kann sowohl vorteilhaft (Abbau von Eigenspannungen) als auch nachteilig (Verlust von Vorspannung bei Inserts) sein [16].

### 2.3.2 Verstärkungsfasern

Die hervorragende Verstärkungswirkung von Fasern beruht u.a. auf dem geringen Verhältnis zwischen Faserdurchmesser und -länge, wodurch statistisch gesehen die Anzahl festigkeitsreduzierender Fehlstellen im Vergleich zu größeren Volumina sinkt. Hinzu kommt, dass durch den geringen Faserquerschnitt die Größe der Fehlstellen und damit deren festigkeitsmindernde Wirkung gesenkt wird. Bezogen auf den gesamten FKV wird das beanspruchte Werkstoffvolumen in viele kleine Volumina aufgeteilt. Tritt innerhalb des Verbundwerkstoffs ein Versagen auf, erfolgt eine Umverteilung der Last auf die umliegenden Fasern, was einen wirksamen Beitrag zur Verhinderung des Risswachstums leistet [14, 25]. Für eine optimale Symbiose zwischen Fasern und Matrix ist eine ausreichende Haftfestigkeit notwendig, wofür u.a. haftvermittelnde Substanzen, auch Schlichte genannt, eingesetzt werden [14, 25, 129–133].

Wie diverse (semi-)strukturelle Anwendungsfälle zeigen, basieren Verstärkungsfasern für Kunststoffe in strukturellen Anwendungen i.d.R. auf Glas und Kohlenstoff [17, 28, 61–90]. Neben der Erhöhung der mechanischen Eigenschaften haben FKV durch die Fasertypen eine geringere Kriechneigung und eine an die metallischen Werkstoffe angegliche Wärmeausdehnung. Im Vergleich zwischen CF und GF weisen Kohlenstofffasern deutlich höhere Steifigkeiten (230 GPa zu 73 GPa), gesteigerte Zug-Festigkeiten (3.430 MPa zu 2.400 MPa) und eine geringere Dichte ( $1,74 \text{ g/cm}^3$  zu  $2,54 \text{ g/cm}^3$ ) auf. Allerdings neigen CF zu einem anisotropen Materialverhalten und aufgrund ihrer elektrischen Leitfähigkeit zur Korrosion bei direktem Kontakt mit Metall. Die Herstellung der Fasern ist sehr energieintensiv, wodurch die hohen Materialkosten einen Einsatz nur für Hochleistungs-Anwendungen rentabel machen [14, 25].

Glasfasern haben eine anorganische Basis und beziehen ihre vergleichsweise hohe Festigkeiten aus den kovalenten Bindungen zwischen Silizium und Sauerstoff ( $\text{SiO}_2$ ). Über die Hinzugabe von Metalloxiden wird eine orientierte Ausrichtung der Moleküle verhindert, sodass ein isotropes Eigenschaftsprofil vorliegt. Die Fasern sind elektrisch und thermisch isolierend, besitzen eine hohe chemische Beständigkeit und sind vergleichsweise preiswert [14, 25].

Die Verstärkungswirkung der Fasern und die Formbarkeit des FKV wird weiterhin durch die Länge, die Orientierung sowie den prozentualen Anteil der Fasern im Vergleich zum

Matrixmaterial definiert. Hinsichtlich der Länge lassen sich die Verstärkungselemente in Kurz- (0,1-1 mm), Lang- (1-50 mm) und Endlosfasern ( $> 50$  mm) einteilen [25]. Grundsätzlich steigen die mechanischen Eigenschaften mit höherer Faserlänge, jedoch sinken dafür die Formbarkeit und Gestaltungsfreiheit [25, 134–137]. I.d.R. werden die Fasern zunächst zu Textil-Halbzeugen verarbeitet, bevor eine Verbindung mit dem Kunststoff erfolgt (Imprägnierung). Je nach Länge der Verstärkungselemente ist u.a. eine Produktion von Geweben, Gelegen, Matten oder Vliesen möglich. Unidirektionale Bandgewebe und Gewebe mit Leinwandbindungen ermöglichen hohe Festigkeiten und Steifigkeiten, während Matten oder Vliese aus geschnittenen Fasern in zufälliger Orientierung (Wirrfasermatten) aufgrund ihrer guten Formbarkeit besonders vorteilhaft sind [14, 25]. Der mögliche prozentuale Massen- oder Volumenanteil der Fasern ist vom jeweiligen Halbzeug abhängig und kann nicht beliebig maximiert werden, da dadurch die Faser-Matrix-Haftfestigkeit und Stützwirkung der Matrix in einem kritischen Maß reduziert werden können [25, 36, 138, 139].

### 2.3.3 Halbzeuge und ihre Verarbeitung

Zur Klassifizierung und Bewertung der Formbarkeit von FKV nutzen *Henning et al.* eine Einteilung in diskontinuierlich (Kurz- und Langfasern, fließfähig) und kontinuierlich (Lang- und Endlosfasern, formbar) verstärkte Halbzeuge [14]. Alle Halbzeuge und Verfahren haben gemeinsam, dass Fasern und Matrix vorab verbunden werden (Imprägnierung), die Polymermatrix zur Verarbeitung aufgeschmolzen wird (Plastifizierung), die Formgebung in einem temperierten Werkzeug ( $T_w < T_K$ ) erfolgt (Erstarrung der Matrix) und dabei der Pressdruck aufrechterhalten wird, um eine vollständige Formfüllung und ein porenfreies FKV zu erzielen (Konsolidierung). Eine hohe Werkzeugtemperatur ist essenziell für vollständige Formfüllung und hohe Oberflächenqualität. Bei zu niedrigen Temperaturen kann die hohe Abkühlrate sonst zur Exposition der Fasern an der Oberfläche führen [14, 26, 140–144]. Bild 2-10 bietet eine Übersicht der Halbzeuge und deren Verarbeitung und wird im Folgenden erläutert.

Das Spritzgussverfahren ist das am weitesten verbreitete Fertigungsverfahren zur Verarbeitung von Kunststoffen und überzeugt durch eine exzellente Gestaltungsfreiheit, Automatisierbarkeit und wirtschaftliche Effizienz für Großserien. Fasern und Kunststoff werden in einem vorgeschalteten Prozess zu einem Granulat verarbeitet und über eine beheizte sowie rotierende Schnecke plastiziert. Mittels des axialen Vorschubs der Schnecke wird die Formmasse mit Drücken von 300 – 2.000 bar in das meist isotherm beheizte Formwerkzeug injiziert. Anschließend wird der Druck in einer reduzierten Form aufrechterhalten, um eine vollständige Formfüllung zu gewährleisten und Verzug während des Abkühlens zu vermeiden. Die Orientierung der Fasern in Richtung des Materialflusses führt zu einem anisotropen Materialverhalten. Über die Verwendung von Langfasergranulat können die mechanischen Eigenschaften erhöht werden, jedoch ist die resultierende Faserlänge oftmals deutlich geringer als der Ausgangszustand, da es durch die Plastifizierung und Formfüllung zu Faserbrüchen kommt (vgl. Bild 2-10 a) [14, 25].

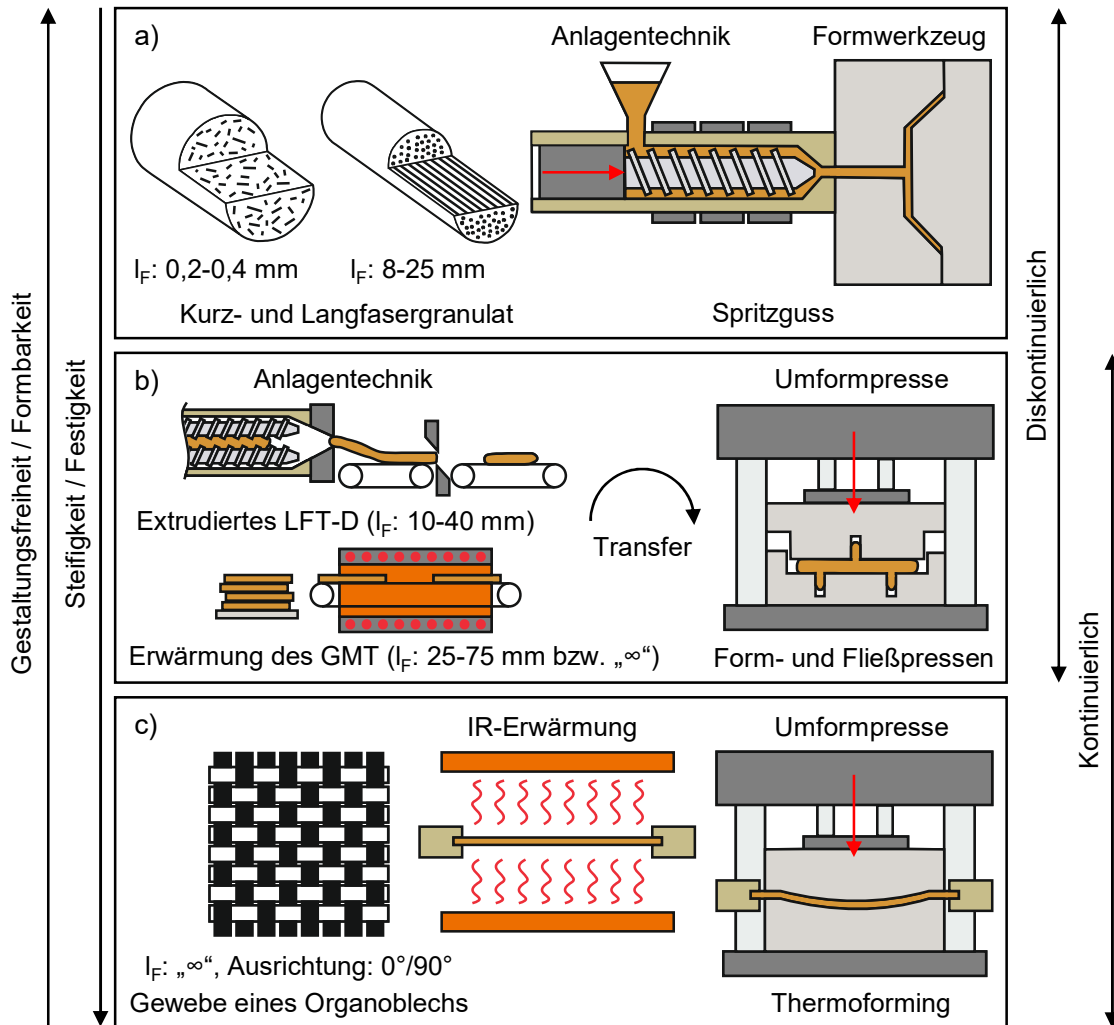


Bild 2-10: Darstellung relevanter Halbzeugarten unter Angabe der Faserausgangslänge  $l_F$  mit der jeweiligen Verarbeitungsmethode unter Verwendung von [14, 145–148].  
a) Spritzguss von Kurz- u. Langfasergranulat, b) Fließpressen von LFT-D Rohmaterial bzw. GMT-Halbzeug, c) Thermoforming von Organoblechen.

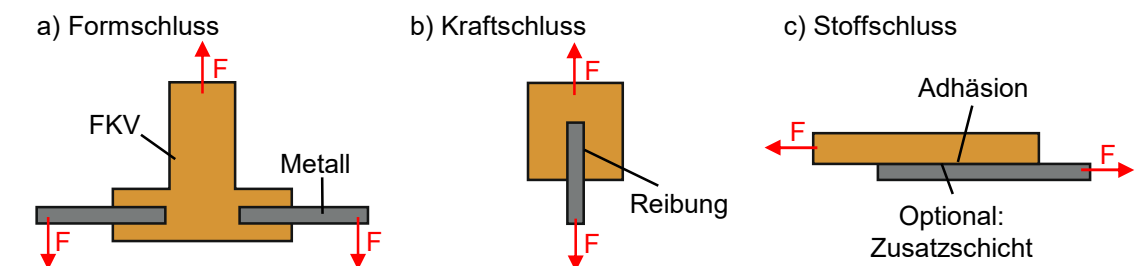
Im Fließpressen können u.a. sowohl Halbzeuge in Plattenform (Glasfasermattenverstärkte Thermoplaste, kurz: GMT) als auch extrudierte Formmassen im Direktverfahren (Langfaserverstärkte Thermoplaste, kurz: LFT-D) verarbeitet werden. Die Aufbereitung des LFT-D Materials gleicht der Plastifizierung im Spritzgussprozess (vgl. Bild 2-10 a), jedoch werden die Langfasern erst im Extruder zur Kunststoffschmelze hinzugegeben. Außerdem wird die Formmasse nicht in das Formwerkzeug injiziert, sondern als Ganzes in die offene Formhälfte transferiert (vgl. Bild 2-10 b) [14, 25]. Zur Herstellung von GMT werden zunächst Glasfasermatten als textiles Halbzeug produziert. Für eine hohe Fließfähigkeit werden Matten mit geschnittenen, zufällig orientierten Langfasern verwendet. Über einen Vernadelungsprozess wird der Zusammenhalt der Fasern gewährleistet und zusätzlich eine Orientierung der Fasern in Normalrichtung zur Ebene realisiert, sodass ein annähernd isotropes Eigenschaftsprofil erreicht wird. Es ist jedoch auch möglich, orientierte Endlosfasern zu verwenden, wodurch GMT sowohl zu den diskontinuierlich als auch kontinuierlich verstärkten FKV gezählt werden kann. Anschließend erfolgt die Imprägnierung mit dem Matrixmaterial, die Konsolidierung, die Abkühlung und die

Lagerung als Plattenware. Die Verarbeitung – nach vorheriger Erwärmung des GMT – erfolgt je nach Faserarchitektur im Form- oder Fließpressverfahren. Die Werkzeuge werden über Tauchkanten abgedichtet, und es werden spezifische Pressdrücke von bis zu 200 bar in einem isotherm beheizten Werkzeug aufgebracht (vgl. Bild 2-10 b) [14, 25]. Im Vergleich zum Spritzguss eignet sich das Verfahren insbesondere für mittlere bis große Komponenten. Das Verfahren vereint damit die Vorteile einer hohen Gestaltungsfreiheit mit gesteigerten mechanischen Eigenschaften [13]. Analog zum Injektionsverfahren kann es bei großen Fließwegen zu einer strömungsbedingten Ausrichtung der Fasern kommen. Damit die im Vergleich deutlich längeren Fasern homogen im Bauteil verteilt werden, sind insbesondere bei Verstärkungsrippen definierte Gestaltungsrichtlinien zu beachten [28, 149, 150].

Sogenannte Organobleche bestehen aus orientierten Endlosfasern (unidirektionale Ausrichtung,  $0/90^\circ$  Gewebe, etc.) und einer thermoplastischen Matrix. Aufgrund der geringen Dicken eignet sich zur Erwärmung des Materials insbesondere die Infrarot-Erwärmung, da diese eine kurze Zykluszeit bei hoher Energieeffizienz gewährleistet. Bedingt durch die kontinuierliche Verstärkung liegt eine maximale Leistungsfähigkeit, aber dafür nur eine geringe Formbarkeit des Materials vor. Im Formprozess sind deshalb keine Maßnahmen zur Abdichtung gegenüber austretender Polymerschmelze und deutlich geringere Drücke im Vergleich zum Fließpressen (ca. ein Zehntel) notwendig (vgl. Bild 2-10 c) [14, 25, 151]. Bei Verwendung einer kompatiblen Polymermatrix lassen sich Organobleche exzellent mit den Materialien und Prozessen des Spritzgusses und Fließpressens kombinieren [14, 61–69, 143, 152].

## 2.4 Hybridisierungsverfahren und Verbindungsmechanismen

Damit hybride Bauteile ihr volles Leistungspotenzial erreichen, ist eine prozesssichere Verbindung der Werkstoffe essenziell [18, 79, 84, 103]. Die Assemblierung erfolgt, abhängig von der gewählten Fertigungsroute, entweder nach einer separierten Fertigung der Einzelteile (PMA, sequenziell) oder im Rahmen der Formgebung des Thermoplasts (IMA, prozessintegrativ) [153]. Die Verbindung der artverschiedenen Werkstoffe in Hybridsystemen lässt sich grundlegend auf die Verbindungsmechanismen Form-, Kraft- und Stoffschluss zurückgeführt werden (vgl. Bild 2-11). Je nach Fügeverfahren treten die Mechanismen singulär oder kombinierter mit unterschiedlicher Dominanz auf [84, 95].



**Bild 2-11:** Visualisierung der grundlegenden Verbindungsmechanismen einer Fügeverbindung am Beispiel der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik nach [29, 84, 95].

### 2.4.1 Sequenzielle Herstellungsverfahren

Sequenzielle Verfahren lassen sich in die mechanische und thermische Füge-technik sowie Klebtechnik einordnen. Zum mechanischen Verbinden der Werkstoffe können Hilfsfügeelemente (Schrauben, Nieten, etc.) eingesetzt werden. Vorteilhaft ist, dass die aus dem Metallbau verfügbare Anlagentechnik für eine schnelle, reproduzierbare Verbindungsherstellung genutzt werden kann. Allerdings entstehen bei dieser Verfahrenstechnik oft Spannungskonzentrationen und Faserschädigungen, die die Fügepunkte zu lokalen Schwachstellen machen. Zudem erhöhen die Hilfsfügeelemente das Gewicht und die Korrosionsgefahr [154–157]. Vielversprechend sind Verfahren ohne Hilfsfügeelemente, bei denen der Thermoplast lokal plastifiziert und über eine Umformoperation formerschonend mit dem vorgelochten Metall formschlüssig verbunden wird (vgl. Kapitel 2.4.3 u. 2.4.4) [95, 158–160].

Thermische Verfahren schmelzen den Kunststoff oberflächlich auf, um unter Applikation eines definierten Pressdrucks eine stoffschlüssige Verbindung mit dem Metall eingehen zu können (vgl. Kapitel 2.4.5). Zur Einbringung der Energie werden in Forschung und Praxis u.a. Laser- [27, 33, 161–164], Ultraschall- [165–167], Induktions- [168–171], Widerstandserwärmungs- [172], Kontakterwärmungs- [28, 173–177] und Reibschweiß-Verfahren [178–180] eingesetzt.

Darüber hinaus können zur stoffschlüssigen Verbindung diverse Klebstoffsysteme verwendet werden. Diese arbeiten i.d.R. auf Duroplast-Basis, sodass bis zur vollständigen, zeitaufwendigen Aushärtung eine Fixierung notwendig ist [24, 104, 181]. Thermoplastische Systeme (Schmelzklebstoffe) sind schneller belastbar, benötigen jedoch externen Energieeintrag und oft ein oberflächliches Aufschmelzen der FKV-Komponente [95, 104]. Da durch direkte Adhäsion (vgl. Kapitel 2.4.5) vergleichbare Festigkeiten mit geringerer Prozesszeit und weniger Energie erreicht werden, bleibt diese Prozessroute im weiteren Verlauf unberücksichtigt [170, 171].

### 2.4.2 Prozessintegrative Herstellungsverfahren

Prozessintegrative Verfahren kombinieren den Urformprozess des FKV (vgl. Kapitel 2.3.3) mit der Verbindung zum Metall. Neben einer vorgeschalteten Formgebung des Metalls durch konventionelle Techniken kann die Umformung durch die Schließbewegung des Kunststoff-Formwerkzeugs sowie wirkmedienbasiert durch die schmelzflüssige Formmasse erfolgen. I.d.R. wird das Metall für einen besseren Zusammenhalt, geringere Eigenspannungen und minimierten Verzug vor dem FKV-Formprozess erwärmt [18, 182]. Der Zusammenhalt der artverschiedenen Werkstoffe wird form- und kraftschlüssig über die Infiltration der Polymerschmelze in Aussparungen im Metall (vgl. Kapitel 2.4.3 u. 2.4.4) oder stoffschlüssig über Adhäsionsmechanismen realisiert (vgl. Kapitel 2.4.5) [119, 138, 183].

Das hybride Spritzgießen zeichnet sich durch eine hohe Automatisierbarkeit, Zuverlässigkeit und geringe Nachbearbeitung aus. Über die Integration der In- und Onsert-

Technik sind die Bauteile mit geringem Aufwand zu montieren [17, 86, 103, 184]. Die prominenteste Serienanwendung sind hybride Frontend-Träger im Automobil mit Stückzahlen im Millionen-Bereich [15–17, 83, 86]. Während erste Entwicklungen auf reinen formschlüssigen Verbindungen basierten, liegt ein zunehmender Fokus auf stoffschlüssigen Verbindungen, da diese nachgewiesen deutlich höhere Leistungsfähigkeiten vorweisen [18, 84]. Sonderverfahren behandeln die wirkmedienbasierte Umformung des Blechwerkstoffs durch die Polymerschmelze [8, 185, 186]. *Landgrebe et al.* bescheinigen der Prozessführung ein Energieeinsparpotenzial von bis zu 20 % gegenüber der konventionellen Fertigung [8].

Grundsätzlich besteht eine hohe Ähnlichkeit zwischen dem hybriden Fließpressen und Spritzgießen (vgl. Kapitel 2.3.3). Populäre Umsetzungen des Hybridverfahrens finden sich in der *3D-Hybrid-Technologie* (u.a. Technische Universität Dresden), im *IMA-Fließpressen* (Universität Paderborn) und im *Multi-Form-Verfahren* (u.a. Universität Siegen). Die *3D-Hybrid-Technologie* vereint eine flächige (Organoblech) und räumliche (LFT-D) Verstärkung (vgl. Bild 2-5) eines vorgeformten Metalleinlegers [13, 72, 79]. Die Technologie wird in Serie für die A-Säule des *Porsche 911er* (Typ: 992, Modelljahr: 2019) eingesetzt [76–78]. *Stallmeister* stellt mittels des *IMA-Fließpressen* Strukturbauteile her, die beidseitig durch einen Metallgurt verstärkt werden und durch die GMT-Mittelstruktur einem *Doppel-T-Träger* gleichen [29]. Eine Anwendung wird anhand eines Bremspedals demonstriert [88]. Das *Multi-Form-Verfahren* basiert ebenfalls auf einer LFT-D-Formmasse, jedoch wird die metallische Komponente über das Formwerkzeug und die Formmasse im Prozess umgeformt. Zur Vermeidung einer Faltenbildung wird die Werkzeug-Technologie um einen Niederhalter ergänzt. In verschiedenen Publikationen wird die Eignung für Fahrwerksbauteile und Komponenten mit hoher Energieaufnahme im Crashlastfall veranschaulicht [87, 187, 188].

Das kombinierte Thermoformen von Organoblechen und metallischen Blechwerkstoffen ähnelt stark der Verarbeitung von Faser-Metall-Laminaten (vgl. Kapitel 2.1.2). Zur Vorbereitung der Umformung werden die Komponenten gestapelt und gemeinsam erwärmt. Die Formgebung gleicht dem konventionellen Tiefziehprozess und wird zur Vermeidung der Faltenbildung mit einem Niederhalter durchgeführt. Im Prozess muss eine Verdrängung der Matrix durch zu hohe Umformgrade oder Niederhalterkräfte vermieden werden. Abhilfe kann eine Strukturierung der Metalloberfläche schaffen [64, 189–191].

### 2.4.3 Formschluss

Durch das Ineinandergreifen von Komponenten wird eine Relativverschiebung in Belastungsrichtung durch einen Hinterschnitt verhindert [84]. Gemäß *Kleffel* muss die geometrische Ausprägung größer als 1 mm sein, um als (Makro-)Formschluss zu gelten (vgl. Bild 2-11 a). Kleinere Formschlüsse werden im Rahmen dieser Arbeit der mechanischen Adhäsion und damit dem Stoffschluss zugeordnet (vgl. Kapitel 2.4.5 bzw. Bild 2-12 a) [99]. Die Festigkeit stoffschlüssiger Verbindungen ist direkt abhängig von der Festigkeit des verwendeten Polymers. *Paul et al.* können bspw. für PA6 deutlich höhere

Festigkeiten als für PP erreichen [138]. Im Vergleich zum Stoffschluss bieten formschlüssige Verbindungen meist geringere Steifigkeiten und Festigkeiten, jedoch ein duktileres Versagensverhalten mit hoher Energieaufnahme [119, 138, 183].

Ebenso können metallische Makro-Formschlusselemente auf dem Blechwerkstoff zur Erzeugung eines Formschlusses genutzt werden. Diese werden über Schweiß- [153, 192–195], Umform- [100, 196–198] und Zerspanungsprozesse [199, 200] hergestellt. Eine derartige Modifikation eignet sich ausgezeichnet für einen prozessintegrativen Fügevorgang und ist besonders effizient, da die Fasern nicht geschädigt werden und die Last in das Innere des FKV eingeleitet werden kann. Eine Umformung dieser Bleche ist allerdings nur begrenzt möglich und die Vorbereitung der Formschlusselemente mitunter sehr aufwendig [100, 153, 192–200],

Das Umspritzen von metallischen Einlegern zählt nach DIN 8593-4 zum „Fügen durch Urformen“ und gehört zu einem der wirtschaftlichsten formschlussbasierten Fügeverfahren. Die metallischen Einleger werden in einem vorgelagerten Umformprozess mit Aussparungen versehen, welche anschließend im Injektions- oder Fließpressprozess durch die schmelzflüssige Formmasse infiltriert werden. Bedingt durch die Schwindung des Kunststoffes kommt es neben dem Form- auch zu einem Kraftschluss [18, 84, 95, 201]. Einzelheiten zur Auslegung und Wirksamkeit derartiger Verbindungen können der Literatur entnommen werden [18, 138, 202]. Limitiert wird diese Methode durch die minimierte Stanzbarkeit hochfester Metalle, Designrestriktionen und den potenziellen Verlust der strukturellen Integrität durch eine zu hohe Anzahl an Aussparungen. Zusätzlich kann die thermische Anbindung an benachbarte Baugruppen durch das Umspritzen der Flansche behindert werden [22, 24, 96].

#### 2.4.4 Kraftschluss

Wie im vorherigen Kapitel adressiert, basiert der Kraftschluss in der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik i.d.R. auf der Schwindung der Polymerschmelze im IMA-Formprozess (vgl. Bild 2-11 b). Der metallische Verbundpartner verhindert einen vollständigen Abbau des Materialschwunds (Dehnungsbehinderung), sodass eine Druckspannung  $\sigma_D$  auf die Kontaktfläche  $A_K$  entsteht. In Relation zum wirkenden Haftreibungskoeffizienten  $\mu$ , welcher u.a. von den verwendeten Materialien und ihrer Oberflächenbeschaffenheit abhängt, wird eine Relativbewegung verhindert, solange die maximale Haftreibungskraft  $F_R$  nicht überschritten wird (vgl. Formel 2-1) [84, 95, 99].

$$F_R = \sigma_D * A_K * \mu \quad 2-1$$

Darüber hinaus können kraftschlüssige Verbindungen über mechanische Hilfsfügeelemente (z.B. Schrauben) oder über Presspassungen erzeugt werden. Zu beachten ist, dass der Kraftschluss zeit-, temperatur- und medienabhängig ist, sodass durch das viskoelastische Materialverhalten und damit einhergehende Relaxationsvorgänge ein Verlust der Vorspannung auftreten kann. Der Verbindungsart kommt daher eine untergeordnete Rolle zu [18, 95, 138].



### 2.4.5 Stoffschluss

Der Stoffschluss beschreibt den flächigen Zusammenhalt der Konstituenten und basiert auf atomaren sowie molekularen Wechselwirkungen zwischen den Werkstoffen. Ein vollflächiger Kontakt verhindert Spannungsspitzen, sodass die Leistungsfähigkeit der einzelnen Materialien zu einem hohen Grad ausgenutzt wird. Die Anziehungskräfte in der Grenzschicht können durch die Theorien der Adhäsion beschrieben werden und ergeben in Summe die Haftfestigkeit  $\sigma_H$ . Letztere kann näherungsweise über eine Verbindungsprüfung (z.B. Scher- oder Kopf-Zug-Prüfung) ermittelt werden, indem der Quotient aus der maximalen Prüfkraft  $F_{max}$  und der theoretischen Klebfläche  $A_K$  bestimmt wird (vgl. Formel 2-2). Liegt vornehmlich eine Schubbeanspruchung in der Verbindungszone vor, wird die Haftfestigkeit oftmals auch als Scher- bzw. Schubfestigkeit  $\tau_H$  bezeichnet. Die maximal erreichbare Festigkeit hängt u.a. von der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe, der Oberflächenbeschaffenheit sowie von der (zeitabhängigen) Temperatur- und Medienbelastung ab. Im Kontext von FKV-Metall-Hybridsystemen kann der Stoffschluss durch die Polymermatrix selbst, haftvermittelnde Zusatzschichten oder Strukturklebstoffe generiert werden (vgl. Bild 2-11 c). Erfolgt die Verbindungsausbildung prozessintegriert, wird im Sinne der Literatur von „direkter Adhäsion“ gesprochen. Beim Einsatz einer separaten Zwischenschicht (Haftvermittler, Klebstoff) muss neben der jeweiligen Haftfestigkeit von Metall und Kunststoff (Adhäsion) die innere Festigkeit (Kohäsion) der Schicht beachtet werden (vgl. Kapitel 2.3.1) [95, 104, 203, 204].

$$\sigma_H = \frac{F_{max}}{A_K} \quad 2-2$$

#### 2.4.5.1 Grundlagen der Bindungskräfte und Theorien der Adhäsion

Der Zusammenhalt in der Grenzschicht ergibt sich durch chemische (Hauptvalenz-) und zwischenmolekulare (Nebervalenz-) Bindungen. Zu den Hauptvalenzbindungen zählen u.a. die kovalenten Bindungen und Ionenbindungen. Kovalente Bindungen, auch Atombindung genannt, sind hauptverantwortlich für den Zusammenhalt von Nichtmetallen. Ionenbindungen entstehen durch die Anziehungskraft entgegengesetzt geladener Atome und nehmen eine untergeordnete Rolle ein [95, 104].

Nebervalenzbindungen beruhen auf Anziehungs- und Abstoßungskräften zwischen Molekülen. Diese treten auf, wenn zwei oder drei Elektronenpaare zwischen benachbarten Atomen geteilt werden. Im Gegensatz zu Einfachbindungen sind diese Verbindungen deutlich reaktionsfreudiger. Die Dipol-, Dispersions- und Induktionskräfte werden zu den *Van-der-Waals*-Kräften gezählt. Dipolkräfte resultieren aus der Wechselwirkung zwischen permanenten Dipolen in Molekülen, die aufgrund einer ungleichen Verteilung von Elektronen entstehen. Derartige Moleküle werden auch als polar bezeichnet. Dispersionskräfte basieren auf vorübergehenden Elektronenfluktuationen innerhalb der Moleküle, die zu kurzzeitigen Dipolen führen und eine vorübergehende Anziehung zwischen den Molekülen verursachen. Induktionskräfte führen zu einer temporären Anziehung, wenn ein Dipol die Ladungsverteilung in einem neutralen Molekül oder einem anderen Dipol vorübergehend verschiebt und dadurch ein Dipolmoment induziert [95, 104].

Eine Sonderform der Dipolkräfte stellen die Wasserstoffbrückenbindungen dar, da diese besonders performant sind. Wasserstoffbrückenbindungen treten zwischen einem Wasserstoffatom, das an ein stark elektronegatives Atom wie Sauerstoff oder Stickstoff gebunden ist, und einem benachbarten elektronegativen Atom auf. Diese Bindungen sind aufgrund ihrer speziellen molekularen Geometrie und der hohen Elektronegativitätsunterschiede zwischen den beteiligten Atomen stärker als typische Dipol-Dipol-Wechselwirkungen [95, 104].

In realen Anwendungen treten alle genannten Bindungskräfte mit unterschiedlicher Dominanz auf. Zu beachten ist, dass besonders die Nebenvalenzbindungen temperaturabhängig und nur in einem sehr geringen Abstand wirksam sind. Um den Abstand zwischen den Konstituenten zu minimieren und die Kräfte dadurch zu erhöhen, sollte eine hohe Benetzbarkeit der Oberflächen vorliegen. Dies ist insbesondere bei polaren Kunststoffen der Fall. Die Benetzung beschreibt dabei, wie gut sich eine Flüssigkeit (Polymer-schmelze, Klebstoff) auf einer Oberfläche (Metall) ausbreiten kann. Inwiefern eine Oberfläche benetzbar ist, kann durch Kontaktwinkelmessungen bestimmt und über die *Young-Gleichung* beschrieben werden [95, 104].

Die Theorien der Adhäsion greifen die unterschiedlichen Bindungsmechanismen auf und gehen teilweise darüber hinaus. Eine Anwendung der Theorien kann in singulärer oder kombinierter Form auftreten und hängt mitunter von den verwendeten Werkstoffen und der Prozessführung ab. Die **mechanische Adhäsion** beschreibt den Formschluss auf Nano- bis Mikroebene eines Stoffes (z.B. Polymer) in der Oberflächenstruktur des Verbundpartners (z.B. Metall). Voraussetzung für die Infiltration ist eine ausreichend geringe Viskosität der Polymerschmelze. Durch eine gezielte Aufrauhung kann entscheidend zur Haftfestigkeit beigetragen werden (vgl. Bild 2-12 a) [95, 104].

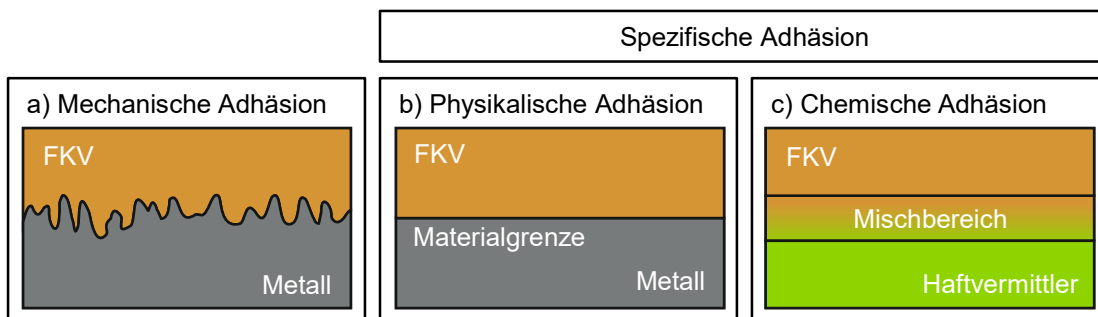


Bild 2-12: Einordnung der Adhäsionstheorien am Beispiel der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik nach [95, 104].

Voraussetzung für die **spezifische Adhäsion** sind physikalisch oder chemisch reaktive Stellen an der Oberfläche („aktivierte Oberfläche“). Dies sind u.a. Carboxyl(-COOH)-, Carbonyl(-C=O)-, Amino(-NH<sub>2</sub>)- und Hydroxyl(-OH)- Gruppen. Werden Polymere um diese funktionellen Gruppen erweitert, besteht die Möglichkeit, mit den stets an Metalloberflächen vorhandenen Oxid(-O)- oder Hydroxid(OH<sup>-</sup>)-Gruppen Verbindungen einzugehen. Die **physikalische Adhäsion** ist vor allem bei chemisch inkompatiblen Substanzen mit einer prägnanten Materialgrenze relevant und basiert i.d.R. auf Nebenvalenz-Bindungen (vgl. Bild 2-12 b). Entsprechende Erklärungen liefern die Polarisations-,

Adsorptions- und Elektrostatische-Theorie(n). Liegt eine Kompatibilität zwischen den Werkstoffen vor, können – vorzugsweise im schmelzflüssigen Zustand – chemische Bindungen unter dem Sammelbegriff der **chemischen Adhäsion** erzeugt werden. Für homogene Materialkombinationen – wie z.B. bei Haftvermittlersubstanzen und FKV auf gleicher Polymerbasis – tritt eine Diffusion auf Basis der *Brownschen* Molekularbewegung in den Grenzbereichen auf (Theorie der Autohäsion). Die Ausbildung von chemischen Bindungen bei heterogenen Werkstoffpaarungen kann durch die Diffusions- und Chemisorptions-Theorie beschrieben werden. Für Details zu den jeweiligen Theorien sei auf die Fachliteratur verwiesen [95, 104].

Grundsätzlich kann eine Verbesserung der Haftfestigkeitseigenschaften über die Modifikation der Oberflächen der Konstituenten, die Verwendung haftvermittelnder Substanzen sowie eine angepasste Prozessführung erreicht werden [204]. Im Kontext der prozessintegrierten Verbindungsausbildung wird in dieser Arbeit die reine Oberflächenbehandlung des Polymers nur am Rande betrachtet, da sich die Oberfläche des Kunststoffes erst im Formgebungsprozess ausbildet.

#### 2.4.5.2 Modifikation der Metalloberfläche

Technische Oberflächen weisen i.d.R. Verunreinigungen durch Öle und Fette sowie eine Adsorption von Wasser und Kohlenwasserstoffe aus der Umgebungsluft auf. Darüber hinaus liegt eine undefinierte Morphologie (chem. Zusammensetzung) und Topografie (Struktur) im Zuge der Halbzeug-Herstellung vor (vgl. Bild 2-13) [104, 114, 117].

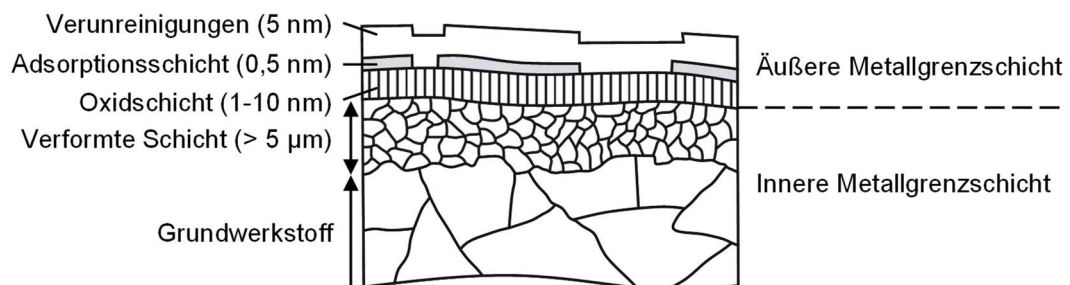


Bild 2-13: Schematische Darstellung einer Metalloberfläche nach [104, 114, 117, 205].

Für reproduzierbare Haftfestigkeitseigenschaften und eine optimale Benetzung werden die Oberflächen deshalb durch mechanische (Strahlen, Laserstrukturierung, etc.), chemische (Lösungsmittel, Säuren), elektrochemische (Anodisieren) und/oder physikalische Methoden (Plasmabehandlung, Beflammen, Corona-Entladung) vorbehandelt, um einen definierten Oberflächenzustand herzustellen. Die Reinigung mittels chemischer Lösungsmittel (Aceton, Isopropanol, etc.) ist eine Standardprozedur und den anderen Prozessen vorgelagert. Die Vorbehandlungen haben gemein, dass Verunreinigungen entfernt, reaktive Gruppen integriert bzw. freigelegt werden, und die wirksame Oberfläche vergrößert sowie strukturiert wird. Während eine Strukturierung die mechanische Adhäsion begünstigt, ermöglicht die Vergrößerung der wirksamen Oberfläche die Optimierung der spezifischen Adhäsion, weil in Summe mehr Bindungsstellen zur Verfügung stehen. Da die Modifikationen zeitlich reversibel sind, muss eine zeitnahe Hybridisierung erfolgen [95, 104, 114, 206, 207].

Die **mechanische Vorbehandlung** von Oberflächen zielt zunächst darauf ab, eine definierte Topographie herzustellen. Dieser Zustand kann eine definierte Geometrieabfolge darstellen (Laserstrukturierung) oder einem stochastischen Muster folgen (Strahlen von abrasiven Partikeln). Bei der Anwendung müssen verfahrensspezifische Parameter berücksichtigt werden. Die optimierte Laservorbehandlung ergibt sich in Abhängigkeit des Lasertyps (Festkörper, CO<sub>2</sub>, etc.) aus dem Zusammenspiel der eingebrachten Leistung, der Bearbeitungsgeschwindigkeit und dem Abstand der Laserbahnen [165, 208–210]. Bei Strahlverfahren müssen der verwendete Partikeltyp (Glasperlen, Korund, etc.), die Partikelgröße und die Höhe der Beschleunigung (Druckluft) beachtet werden [211]. Grundsätzlich besteht eine positive Korrelation zwischen der Oberflächenrauigkeit – welche durch eine hohe abrasive Wirkung erzielt werden kann – und der Haftfestigkeit. Zu hohe Rauigkeiten können jedoch zu einer unvollständigen Füllung durch die Polymer-schmelze, einer Begünstigung von Spannungsspitzen und damit zu einer Rissinitiierung führen [33, 212–214]. Darüber hinaus muss die jeweilige Vorbehandlung auf das verwendete FKV abgestimmt werden. *Hümbert* beobachtet, dass sich für ein fließfähiges GMT eine feine Strukturierung und für ein weniger fließfähiges Organoblech eine grobe Laserstrukturierung besser eignet [169].

Durch die Vorbehandlung wird ebenso die Morphologie der Oberfläche angepasst, indem schwach haftende Oxide, intermetallische Phasen und nichtmetallische Fremdpartikel durch die abrasive Wirkung der Verfahren entfernt werden. Im Speziellen ist die natürliche Oxidschicht der Aluminiumwerkstoffe abhängig von der gewählten Legierungsart, dem Herstellungsverfahren und den Lagerungsbedingungen (Zeit, Umgebungsmedien) [114, 207]. **Chemische Verfahren** zielen darauf ab, die von Natur aus mechanisch schwache und inhomogene Oxidschicht (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), Teile des Aluminiums (Al) und Kontaminationen abzutragen und eine neue, homogene Oxidschicht mit definiertem Eigenschaftsprofil aufzubauen [215, 216]. In der Literatur werden dazu alkalische Natriumhydroxid(NaOH)- und ätzende Salpetersäure(HNO<sub>3</sub>)-Lösungen eingesetzt [215–224]. Unterschieden wird, ob eine reine alkalische Behandlung (I) [216, 219] oder eine konsekutive Behandlung mit alkalischer (I) und saurer Lösung (II) [216, 220–224] durchgeführt wird. NaOH dissoziiert in einer Lösung in seine Bestandteile Na<sup>+</sup> und OH<sup>-</sup>, sodass die Hydroxidionen das Aluminiumoxid auflösen können. Für Details sei auf [219, 221, 222, 225, 226] verwiesen.

Die nachfolgende Behandlung mit Salpetersäure (HNO<sub>3</sub>), welche ebenfalls in H<sup>+</sup> und NO<sub>3</sub><sup>-</sup> dissoziiert, entfernt noch vorhandene Oxidschichten, legt geometrisch definierte Oberflächenstrukturen frei und entfernt intermetallische Partikel und Korrosionsprodukte, die während der Behandlung mit NaOH entstanden sind. Diese Produkte sind abhängig von der Legierungszusammensetzung, fördern die Korrosion und behindern die Ausbildung der Haftfestigkeit [216, 220–222]. *Golru et al.* können bspw. nach der Säurebehandlung eine verbesserte Adhäsion über Kontaktwinkelmessungen und Scherzug-Prüfungen nachweisen [222]. Für Details zu den Reaktionsgleichungen sei auf [104, 222, 223, 226, 227] verwiesen.

Eine erweiterende Oberflächenmodifikation ist über die **elektrochemische Vorbehandlung** möglich. Diese greift die vorherigen Prozesse (I + II) auf und führt anschließend einen Anodisierungsprozess durch [217, 218, 226, 228, 229]. Über die Prozessroute der elektrochemischen Vorbehandlung kann im Vergleich zum natürlichen Zustand (2-3 nm), eine 50- bis 5.000-fach dickere Oxidschicht aufgebaut werden [114, 230]. Dazu wird das Aluminium zusammen mit einem weiteren Metall (Elektrode) in eine saure Elektrolytlösung getaucht. Um die Reaktion zu initiieren, werden das Aluminium (Anode, positive Ladung) und die Elektrode (Kathode, negative Ladung) über eine Gleichspannungsquelle verbunden [203]. Im Verlauf des Anodisierungsprozesses bildet sich auf der Oberfläche des Aluminiums eine dünne und kompakte Sperrschicht aus Oxid (etwa 0,1 bis 2,0 % der finalen Gesamtdicke). Das Aluminium unterliegt in den folgenden Prozessstufen Oxidations- und Reduktionsvorgängen, die die Bildung einer feinporigen und kontinuierlich wachsenden Deckschicht zur Folge haben. Die Entstehung der Poren in der Deckschicht resultiert aus einem teilweisen Dissoziieren von Aluminiumoxid in der Elektrolytlösung und einer anschließenden Regeneration an anderen Stellen [114, 203]. Durch die anliegende Spannung kann das Wachstum der Oxidschicht sowohl von der Metall/Oxid-Grenzschicht als auch von der Oxid/Elektrolyt-Grenzschicht erfolgen [203, 230]. Für weitergehende Reaktionsgleichungen – u.a. mit Einbezug der sauren Elektrolytlösung – sei auf [104, 203, 230] verwiesen.

Die geometrische Ausprägung (Schichtdicken, Porendurchmesser, etc.) wird u.a. über die Aluminiumlegierung, die Vorbehandlung, die Zusammensetzung des Elektrolyts und die Betriebsbedingungen (Spannung, Temperatur u. Zeit) während der Anodisierung bestimmt [114, 203, 217, 218, 230, 231]. Im Kontext hybrider Fügeverbindungen ermöglicht die poröse Struktur einen erhöhten Korrosionswiderstand, einen sanften Steifigkeitsübergang zwischen Metall und FKV, einen effektiven Widerstand gegen Risswachstum und eine verbesserte Benetzbarkeit bzw. Adhäsion. Letztere ist auf die Homogenität der Oxidschicht, die vergrößerte wirksame Oberfläche und die Infiltration der Kunststoffschmelze in die Poren des Oxids zu einem Mikro-Formschluss zurückzuführen. Insbesondere für eine Normalbeanspruchung von Hybridverbindungen ergeben sich Vorteile, da die Strukturierung auch senkrecht zur Oberfläche einen Mikro-Formschluss ermöglicht [104, 114, 203, 228, 230, 232, 233].

In diversen Forschungsarbeiten kann bewiesen werden, dass die Haftfestigkeitseigenschaften polarer Kunststoffe durch eine mechanische Oberflächenstrukturierung der Metalle wirksam erhöht werden können. Die Haftfestigkeit ist dabei so stark, dass haftvermittelnde Substanzen keinen (deutlichen) Mehrwert bieten. In Abhängigkeit des verwendeten Prüfkörpers werden für Polyamid Scherfestigkeiten von 20 – 30 MPa erreicht [79, 89, 191, 234–236]. Hybride Verbindungen auf Basis des unpolaren Polypropylens (PP) erreichen deutlich geringere Festigkeiten. Zu beachten ist, dass Scherfestigkeiten immer von der gewählten Prüfgeometrie, der Dicke und Steifigkeit der Werkstoffe abhängig sind. Die angegebenen Festigkeiten dienen daher nur als Orientierung. *Li et al.* erreichen für ein strukturiertes Aluminiumblech (Strahlen) und ein unverstärktes PP eine Scherfestigkeit von 1,7 MPa [237]. *Öztoprak* und *Gencer* ermitteln für ein laserstrukturiertes

Aluminiumblech und ein langfaserverstärktes PP eine Festigkeit von 2,2 MPa [176]. In der Arbeit von *Hümbert* wird die Verbindung eines PP-GF und PA6-GF zu einer Stahlliegierung analysiert. Ohne spezifische Vorbehandlung des Stahls können für das PA6 bereits Scher-Zug-Festigkeiten von bis zu 6 MPa erreicht werden. Das PP bildet hingegen keine Adhäsion aus, sodass eine Prüfung nicht möglich ist. Über eine mechanische Vorbehandlung können die Scher-Zug-Festigkeiten des PA6 auf bis zu 18-20 MPa gesteigert werden. Die Festigkeitszuwächse für das PP sind deutlich geringer (Strahlen: 2 MPa, Laserstrukturierung: bis 6 MPa) [169]. Analoge Ergebnisse ergeben die Arbeiten von [18, 27, 138, 161]. *Ku et al.* untersuchen für eine sequenzielle Hybridisierung die Erweiterung der PP-Oberfläche durch Carbonylgruppen ( $-C=O$ ) mittels Atmosphärendruckplasma. Die Behandlung ermöglicht eine Scher-Zug-Festigkeit von ca. 4,5 MPa [238]. Neben der geringeren Grundfestigkeit (vgl. Bild 2-8) und dem damit verringerten Einfluss der mechanischen Adhäsion ist die geringe Haftfestigkeit auf den unpolaren Charakter des Polymers zurückzuführen. Aufgrund der rein kovalenten Bindung zwischen Kohlenstoff und Wasserstoff in PP-Molekülen entsteht keine signifikante Elektronegativitätsdifferenz und damit keine Polarität. Als Konsequenz können keine wirksamen Bindungen mit der polaren Aluminiumoxid-Oberfläche eingegangen werden [25–27].

Im Gegensatz zu den referenzierten Untersuchungen können *Heckert et al.* mittels einer Laserstrukturierung eine Scherfestigkeit von 12 MPa für ein unverstärktes PP und Aluminium ermitteln. Die Autoren begründen die hohe Festigkeit mit einer dicken, porösen Oxidschicht auf dem Aluminium, welche durch eine pulsierende Laservorbehandlung generiert wird [239]. Diese Vermutung wird durch die Untersuchungen von *Ramarathnam et al.* und *Du et al.* bestätigt [166, 240]. In den jeweiligen Untersuchungen wird das Aluminium anodisiert und sequenziell mit PP verbunden. Es können Festigkeiten von ca. 11 MPa [240] und 22,4 MPa [166] ermittelt werden. Zu berücksichtigen ist, dass die Hybridisierung sequenziell und teilweise unter Verwendung von Ultraschall durchgeführt wird. Es ist davon auszugehen, dass die Polymerschmelze im Vergleich zur konventionellen Hybridisierung durch diese Technik umso besser die Oberfläche infiltrieren kann. Neben der verbesserten mechanischen Adhäsion führen *Heckert et al.* und *Du et al.* die hohe Haftfestigkeit auf eine optimierte spezifische Adhäsion zurück [166, 239]. *Du et al.* bestimmen in ihrer Studie die Morphologie im Übergang der artverschiedenen Werkstoffe und können eine Diffusion der Kohlenstoff- und Aluminiumatome feststellen, sodass neben den *Van-der-Waals*-Kräften chemische Bindungen zur Adhäsion beitragen [166].

#### 2.4.5.3 Modifikation der Polymermatrix

Ein weiterer Ansatz zur Erhöhung der Adhäsionskräfte unpolarer Kunststoffe besteht in der Erweiterung des Polymers durch reaktive Gruppen in der Oberfläche. Derartige Verbindungen werden auch als Copolymer bezeichnet. Ein Copolymer ist ein makromolekulares Polymer, das sich aus der kovalenten Verknüpfung von zwei oder mehr unterschiedlichen Monomeren zusammensetzt [26]. Nach *Chung* hat die Erweiterung von PP durch Maleinsäureanhydrid (MAH,  $C_4H_2O_3$ ) aus kommerzieller Sicht die größte

Bedeutung [241]. MAH wird in mehreren Forschungsarbeiten genutzt, um die Adhäsion zu metallischen Werkstoffen [27, 30, 217, 218, 220, 242–244], aber auch die Faser-Matrix-Haftfestigkeit [130–132] zu optimieren.

Die Polarität der reaktiven Gruppe basiert auf den beiden Carbonylgruppen ( $\text{-C=O}$ ) des Moleküls. Diese sind elektronegativer als die umgebenden Kohlenstoff- und Wasserstoffatome, sodass die Elektronen stärker zu den Sauerstoffatomen gezogen werden. Daraus resultiert eine negative Ladung an der Außenseite des MAH. Folglich kann MAH starke sekundäre und u.U. auch primäre chemische Bindungen eingehen. Die Einbindung von MAH in die Ketten des PP kann – unter Verwendung von Katalysatoren oder Radikalinitiatoren – in der Kunststoffherstellung oder nachträglich durch eine Oberflächenbehandlung erfolgen. Die Verbindung ist schematisch in Bild 2-14 a) dargestellt. Durch die Reaktion wird das MAH-Molekül hinsichtlich seiner räumlichen Orientierung fixiert, sodass die Sauerstoffatome mit hoher Elektronegativität nach außen zur Aluminiumoberfläche gerichtet sind. Diese ermöglichen zu den Aluminium-Ionen des Aluminiumoxids eine starke Dipol-Wechselwirkung (vgl. Bild 2-14 b) [27, 217, 218, 241, 245].

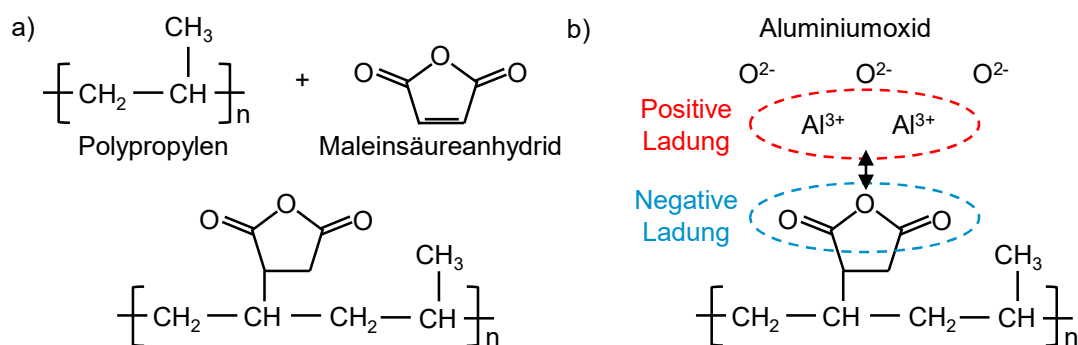


Bild 2-14: a) Modifikation von Polypropylen (PP) mit Maleinsäureanhydrid (MAH), b) Anziehungskraft zwischen PP-MAH und Aluminiumoxid. Nach [27, 217, 218, 241, 245].

Anvar u. Akbarzadeh können über Kontaktwinkelmessungen nachweisen, dass über die MAH-Modifikation die Oberflächenenergie der PP-Oberfläche wirksam erhöht werden kann. Zusätzlich sinkt die Viskosität des Copolymers, sodass eine verbesserte Annäherung der artverschiedenen Werkstoffe – und damit eine Optimierung der Adhäsionsmechanismen – möglich ist [243]. Darüber hinaus wird eine Adsorption der MAH-Gruppen auf der Metalloberfläche und damit die Ausbildung einer ausgeprägten Grenzschicht zwischen dem Aluminium und PP-Basispolymer beobachtet. Durch die adsorbierte Feuchtigkeit auf der Metalloberfläche kommt es zu einer chemischen Reaktion des MAH und Bildung von Carboxylgruppen ( $\text{-COOH}$ ), die u.a. eine Diffusion der Aluminiumatome in die Grenzschicht erleichtern [30, 243–246]. Grundsätzlich korreliert die Haftfestigkeit mit steigendem MAH-Anteil, jedoch tritt ab einem gewissen Gewichtsanteil zunächst eine Sättigung und anschließend ein Abfall der Verbindungsfestigkeit auf. Dies ist damit zu begründen, dass eine zunehmende Orientierung bzw. Ansammlung der MAH-Gruppen an der Oberfläche des Metalls einen Abfall der Kohäsionsfestigkeit des Polymers nach sich ziehen. In der Literatur liegt das Optimum bei 20 Gewichtsprozent MAH [30, 245, 247]. Alternative Ansätze zur Modifikation der Polymerstruktur finden sich in den Arbeiten von [30, 244, 248, 249].

Bei Betrachtung der erreichbaren Scherfestigkeiten zeigt sich, dass eine Modifikation mittels MAH besonders vorteilhaft ist, wenn zusätzlich die Metalloberfläche strukturiert wird. In der Arbeit von *Temesi* u. *Czigany* kann die Scher-Zug-Festigkeit durch die Verwendung von MAH von 0,5 MPa auf 1,75 MPa (ohne Laserstrukturierung) bzw. von 2,5 MPa auf 4,2 MPa (mit Laserstrukturierung) gesteigert werden. Eine Ausnutzung der Schubfestigkeit des unverstärkten PP ist damit bis zu 79 % möglich [27]. *Chen et al.* ermitteln für eine polierte Oberfläche eine Haftfestigkeit von 1,8 MPa [217], während eine anodisierte Aluminiumoberfläche abhängig vom Elektrolyt (Oxalsäure: 6,6 MPa, Phosphorsäure: 10,9 MPa [218]) signifikant höhere Werte aufweist. Die Autoren *Chen et al.* erreichen hingegen mit einem simplen Aufrauen der Oberfläche durch Schleifpapier Festigkeiten von 3,5 MPa (0% MAH) bis hin zu 10,5 MPa (20% MAH) [30]. Dieser Unterschied lässt sich darauf zurückführen, dass der verwendete MAH-Gewichtsanteil in [30] im Vergleich zu [217, 218] (ca. 4,2 %) deutlich höher ist.

#### 2.4.5.4 Einsatz von Haftvermittlern in der Grenzschicht

Zur Optimierung der Haftfestigkeitseigenschaften werden haftvermittelnde Schichten auch direkt auf das Metall aufgetragen. *Chen et. al.* können bspw. durch die Verwendung einer funktionalisierten Silan-Schicht auf der Aluminiumoberfläche und PP-MAH (20% MAH) die Haftfestigkeit von 10,5 MPa (vgl. [30]) auf bis zu 14,5 MPa steigern [31]. Im Mittelpunkt funktionalisierter Silane steht ein Siliziumatom, welches jeweils an eine organofunktionelle Gruppe und eine hydrolysierbare Alkoxygruppe angebunden ist. Die organofunktionelle Gruppe reagiert dabei mit dem Polymer (z.B. über Aminogruppen (-NH<sub>2</sub>)) und die Alkoxygruppen interagieren mit den Hydroxylgruppen auf der Metalloberfläche. Während die Verbindung zum Metall auf chemische Bindungen und Adsorptionsmechanismen zurückzuführen ist, basiert die Verbindung zum Polymer auf Diffusions- und Vernetzungsvorgängen [31, 172, 203, 250–252].

Neben einer Lösungsmittelbehandlung wie in [31] können Haftvermittler (HV) auch über Sprüh- [84, 108, 109, 253, 254] oder Kaschierprozesse [56, 84, 89, 107, 234, 253, 255] aufgetragen werden. Dadurch muss nicht das gesamte Polymer modifiziert werden, und die reaktiven Gruppen werden gezielt in die Grenzschicht eingebracht. Aus den referenzierten Publikationen ergeben sich dadurch Vorteile hinsichtlich einer idealen Automatisierbarkeit sowie Großserienfähigkeit (z.B. Kopplung der Beschichtung mit der Coil-Wicklung), einer guten Beständigkeit (Lagerung, Korrosion) und einer hohen Flexibilität. Die Beschichtung kann im Sinne der Ressourceneffizienz partiell vor und nach dem Umformprozess des Metalls aufgebracht werden. Dies ist insbesondere vorteilhaft, wenn die Umformtemperatur die Zersetzungstemperatur des HV überschreiten würde. Nach *Frey* besitzen die HV für die Metallumformung eine ausreichend hohe Zähigkeit und Elastizität, um nicht beschädigt zu werden [255]. *Schild* beobachtet hingegen für sprühbasierte HV eine deutliche Beeinträchtigung der Adhäsionseigenschaften, wenn der im Vorhinein aufgetragene Haftvermittler Dehnungen von 15-30 Prozent erfahren hat [186].

Derartige Systeme sind i.d.R. Copolymere und bestehen aus einem Basis-Polymer und Additiven. Letztere dienen der gezielten Anpassung der Haftfestigkeit (Ergänzung



reaktiver Gruppen), der Viskosität (Widerstand gegen Verdrängung), der mechanischen Eigenschaften (Festigkeit, Duktilität) und des Widerstands gegen Umweltbelastungen (Temperatur) [84, 256–258]. Als Polymer werden nach [256–259] Thermoplaste wie Polyolefine (z.B. Polyethylen (PE), Polypropylen (PP)) [34, 177, 206, 220, 257, 260–262] oder Polyamide (PA) [32, 84, 254], aber auch thermoplastische Elastomere wie Ethylenvinylacetat (EVA) [263, 264] oder Styrol-Block-Copolymere [33] genutzt. Bedingt durch die Thermoplast-Basis sind kurze Prozesszeiten durch den Wegfall etwaiger Vernetzungsreaktionen und eine gute Rezyklierbarkeit gewährleistet. Darüber hinaus kann das Metall in einem vorgeschalteten Prozess beschichtet werden, da der HV reversibel schmelzbar ist [177, 242, 255–257, 260]. Für den Beschichtungsprozess, für den nach [255] oftmals keine spezifische Vorbehandlung der Metalloberfläche erforderlich ist, ist grundsätzlich eine Erwärmung notwendig. Ziel ist eine optimale Benetzung zur Erhöhung der mechanischen und spezifischen Adhäsion des HV zum Metall [84, 89, 234, 254, 255]. Im Rahmen von Kaschierprozessen erfolgt die Beschichtung unter der Einwirkung von Druck in einer Aufheiz- und Abkühlphase. Dadurch werden Lufteinschlüsse entfernt und eine ausreichende Konsolidierung des HV gewährleistet [89, 234, 255]. Für Sprühprozesse ist dieses druckbasierte Vorgehen nicht bekannt. In der Literatur wird nach dem Sprühvorgang lediglich von einer Einbrennphase (200 °C, 5 min) berichtet [84, 254].

Die Basis des HV muss nicht zwangsläufig identisch zum Polymer aus der Hybridverbindung sein, Voraussetzung ist allerdings eine ausreichende Kompatibilität der Polymerketten [258]. *Khan et al.* nutzen bspw. einen Film auf PA6-Basis mit funktionellen Carbonylgruppen ( $-C=O$ ) und können für die Kombination Aluminium mit PP so hohe Festigkeiten erzielen, dass ein Substratversagen des PP auftritt [32]. Für eine optimale Kompatibilität zu den artverschiedenen Werkstoffen in Hybridsystemen können HV über Mehrschicht-Verbunde aufgebaut werden. Eine Herstellung ist über das Verfahren der Blasextrusion mit anschließender Kaschierung zum Metall möglich [89, 255]. *Stallmeister* und *Pöhler* können unter Verwendung des HV A21.4500 der Firma *nolax* für das System Aluminium GMT-PP bspw. Scherfestigkeiten von 13,8 MPa [28] bis 15,1 MPa [29] erreichen. Dabei ist in [28] die Haftfestigkeit des HV zum Metall so gut, dass für die Verklebung Al-Al Scher-Zug-Festigkeiten von bis zu 17 MPa ermittelt werden.

Auf Basis der betrachteten Publikationen kann die Aussage getroffen werden, dass die Dicke der eingesetzten HV üblicherweise zwischen 0,1 – 0,3 mm liegt. Über die Verwendung dicker elastischer Klebschichten kann ein Ausgleich für die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Werkstoffe ermöglicht werden. Zu große Dicken begünstigen dafür ein Kohäsionsversagen, da etwaige Defekte wie Poren verstärkt zum Versagen beitragen [119, 257]. In der Arbeit von *Poggel* u. *Engel* wird ein PA6-basierter HV zur Verklebung von zwei Stahlblechen eingesetzt. Während mit einer Dicke von 0,1 mm eine Scher-Zug-Festigkeit von 21,5 MPa erzielt werden kann, reduziert sich diese für einen 0,22 mm dicken HV auf 18,5 MPa [254].

Auch wenn eine Vorbehandlung der Metalloberflächen für die Verwendung von HV nicht unbedingt notwendig ist, kann diese entscheidenden Einfluss auf die Haftfestigkeit

haben. Dies ist einerseits auf die mechanische Adhäsion und die vergrößerte Oberfläche zurückzuführen, andererseits auf die Morphologie der Oberfläche. *Gonzalez-Canche et al.* analysieren die Verbindung von zwei Aluminiumblechen durch einen PP-MAH-basierten HV. Mit einer simplen Reinigung durch Lösungsmittel kann eine Scher-Zug-Festigkeit von 8,9 MPa erzielt werden. Diese wird durch das Aufrauen durch Schleifpapier auf 13,5 MPa und über eine chemische Behandlung mittels alkalischer und saurer Lösungen (vgl. Kapitel 2.4.5.2) auf bis zu 15,7 MPa gesteigert. Neben der erhöhten Oberflächenenergie (Benetzung), können *Gonzalez-Canche et al.* mittels XPS-Messungen (engl.: X-ray photoelectron spectroscopy, deutsch: Röntgenphotoelektronenspektroskopie) eine Korrelation zwischen der Haftfestigkeit und dem Oxid-Anteil des Aluminiums feststellen. Wie in Kapitel 2.4.5.3 beschrieben, ist ein hoher Oxid-Anteil vorteilhaft für die Verbindung zu PP-MAH [220]. Dies ist allerdings kein allgemeingültiger Zusammenhang. *Hino et al.* verwenden einen HV auf Basis eines thermoplastischen Elastomers (Styrol-Block Copolymer) zwischen Aluminium und einem unverstärktem PP. Die Polarität der Zwischenschicht wird entweder durch eine Carboxy(-COOH)- oder Amino(-NH<sub>2</sub>)-Gruppe hervorgerufen. Anschließend wird das Metall mit einer unterschiedlichen Kombination von sauren und alkalischen Lösungen behandelt. Über XPS-Messungen kann festgestellt werden, dass die Haftfestigkeit mit dem erhöhten metallischen Anteil des Aluminiums im Vergleich zum oxidierten Anteil korreliert. Die Autoren führen die erhöhte Haftfestigkeit auf den veränderten Zustand der Hydroxyl-Gruppen(-OH) auf der Oberfläche des Metalls und damit auf die Wirkung der Wasserstoffbrückenbindung zurück [33]. *Reyes u. Gupta* untersuchen die Beschichtung eines Stahl-Werkstoffs (Feuerverzinken, Zinkphosphatieren u. Elektroverzinkung) für die Verbindung zu einem PP in Kombination mit einem Polyolefin-basierten HV. Die Feuerverzinkung ruft die höchsten Haftfestigkeiten hervor. Begründet wird dies mit der Oberflächentopografie (mechanische Adhäsion) und der positiven Ladung der Zink-Oberfläche (Abgabe von Elektronen an den Stahl), sodass eine elektrostatische Anziehung und Dipolmomente zum negativ geladenen Haftvermittler aufgebaut werden können. Die negative Ladung ist auf die ergänzten funktionellen Gruppen zurückzuführen [34].

Abschließend muss erwähnt werden, dass HV auf Basis von Thermoplasten anfällig gegenüber erhöhten Einsatztemperaturen sind [28, 84, 89, 257, 263]. *Pöhler* stellt fest, dass die Scher-Zug-Festigkeit für das System Al-Al von 17 MPa (RT) auf 10,7 MPa (80 °C) reduziert wird. Für die Kombination Al-GMT-PP verringert sich die Festigkeit von 13,8 MPa (RT) auf 10,4 MPa (80 °C) [28]. Während bei Raumtemperatur (RT) das GMT-PP den limitierenden Faktor für die Haftfestigkeit darstellt, sind die Festigkeiten bei hoher Temperatur nahezu identisch. Offensichtlich ist dies auf die temperaturabhängigen Eigenschaften des HV zurückzuführen. Darüber hinaus ist u.U. die Einwirkung von Umweltbelastungen bei der Auslegung derartiger Hybridverbindungen zu berücksichtigen [18, 28, 177, 204, 257]. *Pöhler* beobachtet unter Verwendung des Korrosionswechseltests VDA 621-415 [265] eine Reduktion der Haftfestigkeit für das System Al-GMT-PP von 13,8 MPa auf 12,7 MPa [28]. *Grujicic et al.* begründen den feuchtigkeitsinduzierten Adhäsionsverlust durch Reaktion der Feuchtigkeit mit den Hydroxyl-Gruppen des

Polymers. Dadurch werden intermolekulare Wasserstoffbrückenbindungen aufgebrochen und adsorbierte Hydroxylgruppen von der Oberfläche des Metalls verdrängt [204].

#### **2.4.5.5 Optimierung der Haftfestigkeit durch eine angepasste Prozessführung**

Die Optimierung des Fügevorgangs ist abhängig von der gewählten Prozessroute (PMA/IMA) und der primären Verbindungsmethode (Strukturierung der Oberfläche, HV). Bei einer prozessintegrativen Fertigung ist insbesondere zu beachten, ob der Metalleinleger vor der Formgebung vollflächig vom erwärmten Polymer bedeckt ist (Thermoformen, Formpressen), oder ob die Polymerschmelze erst während des Formgebungsprozesses mit dem Metall in Kontakt kommt (Spritzguss, Fließpressen).

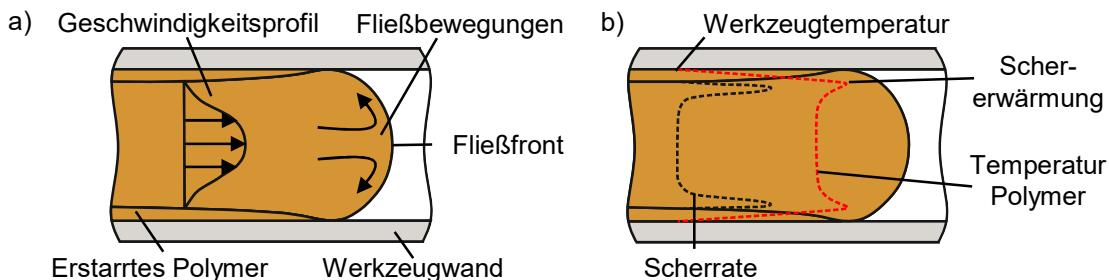
Für eine ideale Füllung der Mikrostrukturierung ist grundsätzlich eine hohe Temperatur des Metalls und des Polymers erforderlich, da die Viskosität von Polymeren bei hohen Temperaturen am niedrigsten ist und Oberflächen bei höheren Temperaturen besser benetzt werden können [18, 211, 213, 214, 237]. In PMA-Prozessen wird die Temperatur i.d.R. über den metallischen Verbundpartner in die Grenzschicht eingebracht. Durch die vergleichsweise geringe Wärmeleitfähigkeit des Kunststoffes kann so sichergestellt werden, dass nur die Grenzschicht plastifiziert wird. Zu hohe Erwärmungen sind zu vermeiden, da der Kunststoff thermisch degradieren kann (Zersetzung der Molekülketten). Der Energieeintrag sollte möglichst lokal sein, um zu vermeiden, dass der Werkstoff außerhalb der Fügezone ebenfalls plastifiziert. Dies ist von besonderer Relevanz, da eine unzureichende Konsolidierung des Werkstoffs während des Abkühlungsprozesses aufgrund fehlenden mechanischen Drucks auftreten kann. Zusätzlich ist ein zu hoher Pressdruck i.d.R. nachteilhaft, da dadurch das schmelzflüssige Polymer aus der Fügezone verdrängt wird [27, 33, 161–177, 211]. *Lippky et al.* können hingegen feststellen, dass geringe Temperaturen durch hohe Pressdrücke kompensiert werden können. Sind neben der Temperatur auch die Drücke niedrig, ist für eine tragfähige Verbindung eine längere Haltezeit des Drucks vorteilhaft [266].

In der IMA-Fertigung wird die resultierende Temperatur in der Grenzschicht durch das Maß der Vorerwärmung (Polymer u. Metall), einen etwaigen Transfer und den resultierenden (zeitabhängigen) Wärmeaustausch zur Umgebungsluft sowie durch den direkten Kontakt mit dem (beheizten) Formwerkzeug beeinflusst. Da der Formgebungsprozess aus wirtschaftlichen Gründen i.d.R. isotherm durchgeführt wird, ist die Werkzeugtemperatur i.d.R. unterhalb der Kristallisationstemperatur  $T_K$  und damit deutlich geringer als die Schmelztemperatur  $T_M$  des Polymers. Insbesondere durch den Kontakt zwischen Metalleinleger und Werkzeug kommt es zu einer rapiden Abkühlung, die für eine ausreichende Benetzung durch ein entsprechendes Maß an Vorerwärmung, eine hohe Werkzeugtemperatur und einen schnellen Transfer kompensiert werden muss [18, 26].

Die Hybridisierung muss zudem die verwendete Polymerart berücksichtigen. *Zhao* stellt fest, dass die Haftfestigkeit eines verzinkten Stahlblechs erst möglich ist, wenn die Temperatur der Oberfläche größer als die Kristallisationstemperatur des verwendeten teilkristallinen Thermoplasten ist [18]. *Kim et al.* betrachten die sequenzielle Hybridisierung

von PA6 (teilkristallin) mit Aluminium. Es wird beobachtet, dass eine langsame Abkühlung (2 K/min) von der Füge­temperatur (215 °C) zu erhöhten Verbundfestigkeiten führt. Das Maximum wird bei einer Zieltemperatur von 190 °C erreicht. Die Autoren begründen dies damit, dass die langsame Abkühlung eine erhöhte Kristallisation ermöglicht [124]. Diese Vorgänge können durch die Untersuchungen von *Ramani* u. *Zhao* grundsätzlich bestätigt werden. Dazu wird festgestellt, dass eine hohe Kristallisationsrate mit erhöhten Eigenspannungen einhergeht [123].

IMA-Fertigungsverfahren für komplexe Geometrien bedingen ein hohes Maß an Fließbewegungen der Polymerschmelze (Fließpressen, Spritzguss). Insbesondere bei Injektionsverfahren müssen verfahrensspezifische Aspekte der Rheologie berücksichtigt werden, um eine optimale Annäherung zwischen Polymer und Metall gewährleisten zu können [211, 267, 268]. In Bild 2-15 a u. b) ist der Zusammenhang zwischen der resultierenden Fließgeschwindigkeit, Scherrate und Temperatur der Polymerschmelze in Relation zur Werkzeugwand dargestellt. Aufgrund der ausgeprägten Wärmekapazität der metallischen Werkzeugwand erstarrt die Schmelze des Polymers unmittelbar an der Grenzfläche, wodurch eine erstarrte Grenzschicht gebildet wird. Der Temperaturaus­tausch und die Phasenumwandlung verursachen eine Fließbehinderung, die zu einer erhöhten Scherrate und lokalen Temperaturerhöhungen führt. Als Konsequenz resultiert eine Fließfront, die sich vom Zentrum nach außen hin ausbreitet [26, 269, 270].



**Bild 2-15:** Darstellung von Materialfließbewegungen im Formgebungsprozess. a) Ausbildung des Geschwindigkeitsprofils und der Fließfront nach [250, 269], b) Zusammenhang der Scherrate und des Temperaturprofils nach [99, 270].

*Kajihara et al.* stellen bspw. fest, dass eine Infiltration der Blechstrukturierung durch die Schererwärmung im Zuge höherer Scherraten (Fließgeschwindigkeit: 100 mm/s) vorteilhaft ist [211]. *Kimura et al.* begründen diese Optimierung zusätzlich damit, dass eine schnelle Formfüllung dazu führt, dass das Polymer in Relation zum Fließweg länger seine Temperatur halten kann (zeitabhängige Mechanismen der Wärmeübertragung) [267]. Diese Beobachtungen gelten jedoch nur für Strukturierungen auf Mikro-Ebene. Für Nano-Strukturen sind nach [267, 268] hohe Fließgeschwindigkeiten unvorteilhaft. Die Autoren begründen dies mit dem erhöhten Fließwiderstand der Schmelze im Zuge hoher Fließgeschwindigkeiten (Scherratenabhängigkeit) und der damit verminderten Fähigkeit zum Eindringen in Nano-Poren.

Die adressierten Optimierungen lassen sich grundsätzlich auf die Hybridisierung auf Basis eines Haftvermittlersystems übertragen. Aufgrund geringer Datenlage werden zusätzlich Publikationen zum Fügen von Polymeren (PMA: Schweißen von Kunststoffen,

IMA: Mehrkomponenten-Spritzguss, kurz: MKS) für die Verbindung des Polymers mit dem Haftvermittler herangezogen: Eine hohe Temperatur ermöglicht die bessere Annäherung des Haftvermittlers an die Mikro-Strukturierung des Metalls und ist vorteilhaft für den Aufbau von chemischen Bindungen [30, 243]. Gleiches gilt zunächst für die Verbindung Polymer-Polymer. Für eine Interdiffusion zwischen den Polymeren ist eine Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur erforderlich [175, 182, 260, 262, 271, 272]. Die Autoren *Aurrekoetxea et al.* können eine Korrelation für die IMA-Verbindung zwischen PP-PP und der Schmelztemperatur des Polymers definieren. Sobald der Mittelwert der Temperaturen des Einlegers und der Polymerschmelze oberhalb der Schmelztemperatur liegt, können signifikante Haftfestigkeiten ermittelt werden. Ein hoher Temperaturgradient durch Erhöhung der Formmassentemperatur ist besonders vorteilhaft, da die Polymerschmelze eine höhere Wärmekapazität innehält, und die Oberfläche des PP-Substrats dadurch umso besser plastifiziert werden kann. Der wirkende Druck hat für den MKS eine geringe Bedeutung [271]. Die Ergebnisse können durch *Schild* grundsätzlich bestätigt werden. In der zugrundeliegenden Dissertation werden Bleche mit verschiedenen Haftvermittlern beschichtet und ohne zusätzliche Vorerwärmung in einem temperierten Formwerkzeug (75-100 °C) platziert. Durch die hohe Temperatur der PA6-Formmasse (290-335 °C) können im IMA-Spritzguss Haftfestigkeiten bis 14 MPa erreicht werden [186]. Nach *Koshukow et al.* wird die Interdiffusion maßgeblich durch die Wahl des Matrixpolymers, der Vorwärmtemperatur des HV sowie der Formmassen- und Werkzeugtemperatur bestimmt. Aufgrund der geringen Dicke von Haftvermittlerschichten kann vereinfacht davon ausgegangen werden, dass die Temperatur des HV identisch zur Temperatur des Metalleinlegers ist [182, 273–275]. Zu hohe Temperaturen (und Drücke) führen bei der PMA-Hybridisierung jedoch zur Verdrängung der Polymerschmelze und des HV in der Grenzschicht [175, 260].

Bei der IMA-Hybridisierung mit einer Relativbewegung zwischen HV und Fließfront ist nach *Drummer et al.* grundsätzlich ein HV mit ausreichend hoher Viskosität zu wählen, um eine Verdrängung zu vermeiden. Da die Viskosität temperaturabhängig ist, muss das entsprechende Zusammenspiel aus Werkzeug-, Metall- und Formmassentemperatur betrachtet werden. In diesem Kontext beobachten die Autoren einen signifikanten Abfall der Haftfestigkeit von 12 auf 7,5 MPa bei erhöhten Einspritzgeschwindigkeiten (10 zu 100 mm/s) bzw. erhöhten Scherraten ( $1.000$  zu  $4.000\text{ s}^{-1}$ ). Dies wird mit der verringerten Zeit für die Wärmeübertragung (geringere Interdiffusion) begründet. Eine Erwähnung bzw. Untersuchung der Verdrängung des HV wird nicht durchgeführt [84]. *Schwarz et al.* beobachten neben der positiven Wirkung der Temperaturen einen vorteilhaften Einfluss eines höheren Nachdrucks auf die Haftfestigkeit und begründen dies mit der geringeren Volumenkontraktion des Polymers und den daraus resultierenden geringeren Eigenspannungen des HV. Darüber hinaus wird die Haftfestigkeit angussnah und -fern analysiert. Grundsätzlich können geringere Festigkeiten mit erhöhten Fließbewegungen (angussfern) beobachtet werden. Da bei Betrachtung der Bruchbilder kein Unterschied erkennbar ist, führen die Autoren dieses Verhalten auf die Verringerung der Temperatur- und Druckwerte im angussfernen Bereich zurück [276, 277].

Abschließend kann erwähnt werden, dass die Haftfestigkeit hybrider Verbunde auf Basis teilkristalliner Thermoplaste auch nachträglich optimiert werden kann. In verschiedenen Publikationen wird eine Steigerung der Festigkeit durch eine nachträgliche Temperierung festgestellt [18, 84]. Dies kann auf den Abbau von Spannungen und ein erhöhtes Maß der Kristallisation zurückgeführt werden [26].

### **3 Herangehensweise und Anforderungen an die Untersuchung**

Das vorliegende Kapitel fasst die wissenschaftlichen Grundlagen aus Kapitel 2 zusammen und leitet daraus die Zielsetzung und Vorgehensweise der vorliegenden Arbeit ab. Darüber hinaus werden Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik gestellt, um möglichst anwendungsnahe und allgemeingültige Verbindungskennwerte zu ermitteln.

#### **3.1 Ableitung der Zielsetzung und Vorgehensweise**

Die Zusammenfassung der wissenschaftlichen Grundlagen hat verdeutlicht, dass ein Leichtbau-Strukturkonzept besonders gewichtseffizient ist, wenn Werkstoffe mit hoher Gestaltungsfreiheit und ausgeprägten spezifischen Eigenschaften zum Einsatz kommen. Darüber hinaus sollte die Struktur in Bezug auf den Beanspruchungszustand variable mechanische Eigenschaften aufweisen. Aufgrund des daraus resultierenden ambivalenten Anforderungsprofils ergibt sich der Bedarf, mehrere Werkstoffe in einer Leichtbaustruktur einzusetzen [13, 14].

In diesem Kontext weist die Kunststoff-Metall-Hybridtechnik ein besonderes Leichtbaupotenzial auf, welches auf dem ergänzenden Eigenschaftsprofil sowie der divergenten Formgebungsmöglichkeit von Kunststoffen und Metallen basiert. Während metallische Strukturen einen entscheidenden Einfluss auf die globale Festigkeit und Steifigkeit der Struktur haben, ermöglicht der faserverstärkte Kunststoff eine beanspruchungsgerechte sowie gewichtseffiziente Erhöhung der Tragfähigkeit und Stabilität. Die in der Kunststofftechnik etablierte Funktionsintegration führt zu einer erweiterten Gewichtsreduktion durch die Substitution von Einzelteilen und entsprechenden Fügestellen. Zur optimierten Ausnutzung des Eigenschaftsprofils der verwendeten Grundwerkstoffe eignet sich eine stoffschlüssige Fügeverbindung, da diese eine flächige, homogene Kraftübertragung gewährleistet und eine Schadensinitiierung durch lokale Spannungsspitzen vermeidet.

Diverse Forschungsarbeiten zeigen – zumindest bis zu einem gewissen Schwellwert der Haftfestigkeit – eine positive Korrelation zwischen der Verbindungsfestigkeit und der Tragfähigkeit einer Struktur auf. Trotz der zahlreichen Vorteile der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik bestehen nach wie vor Herausforderungen, die einen flächendeckenden, wirtschaftlichen Einsatz derartiger Strukturen behindern. FKV bedingen i.d.R. einen erhöhten Materialpreis, zwischen Metallen und Kunststoffen besteht oftmals eine geringe Affinität zur Ausbildung eines leistungsfähigen Stoffschlusses, und die Kombination der artverschiedenen Werkstoffe geht mit einem gesteigerten Aufwand an die Werkzeug- sowie Prozesstechnik einher. Darüber hinaus muss die sortenreine Trennung der Werkstoffe und Wiedereinführung in die Wertschöpfungskette beachtet werden.

Ein vielversprechender Ansatz zur Bewältigung dieser Herausforderung besteht im Einsatz kosteneffizienter FKV auf Thermoplast-Basis in Kombination mit einer prozessintegrativen Verbindungsausbildung zur Herstellung der Hybridstruktur. Thermoplaste lassen sich ausgezeichnet lagern, automatisiert in kurzer Zeit verarbeiten und aufgrund der

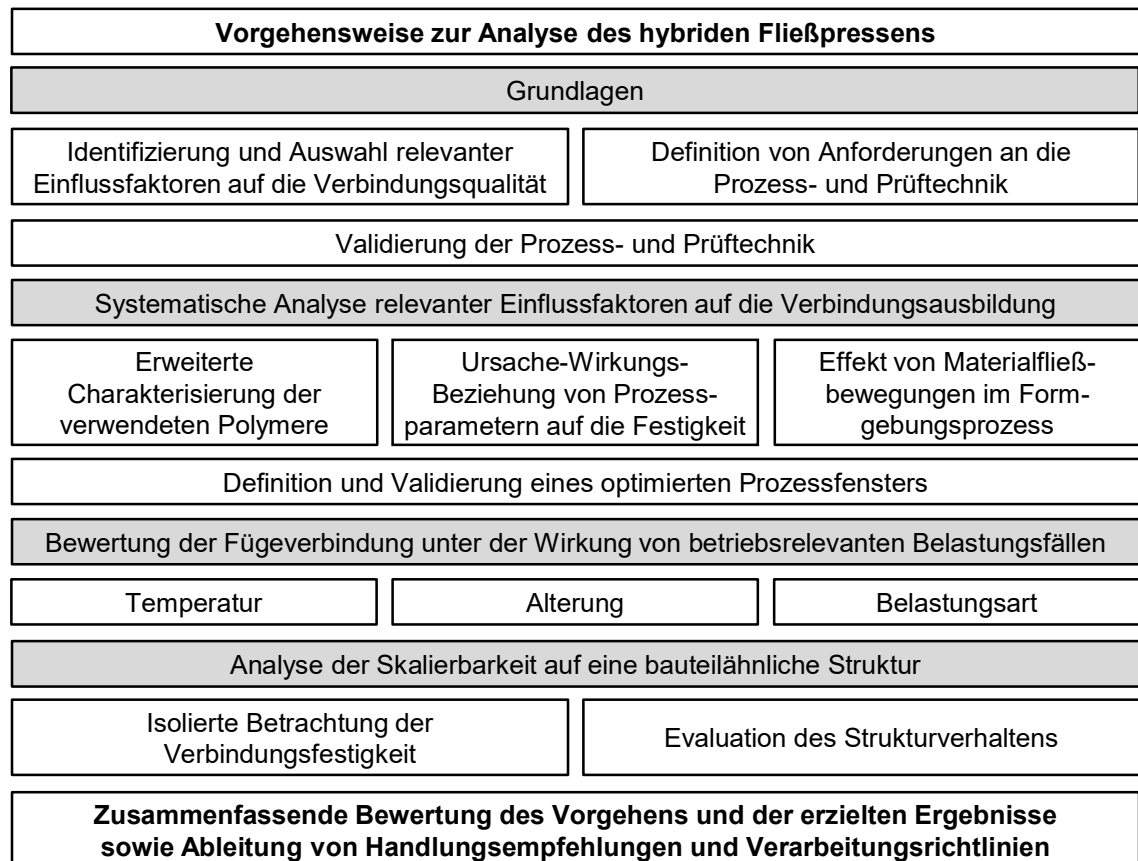
reversiblen Schmelzbarkeit hervorragend rezyklieren. Das Polymer Polypropylen gehört wegen des geringen Materialpreises, der simplen Verarbeitung und des ausgewogenen Eigenschaftsprofils zu den am meisten eingesetzten Thermoplasten [26]. Während das Basispolymer eher geringe mechanische Kennwerte aufweist, kann durch eine Glasfaserverstärkung das Eigenschaftsprofil bedeutend erweitert werden, sodass für das Polymer auch für semistrukturale Applikationen eine Eignung besteht. Insbesondere die Verarbeitung im Fließpressverfahren – als Kompromiss zwischen maximaler Gestaltungsfreiheit (Spritzguss) und maximalen mechanischen Eigenschaften (Thermoforming) – ermöglicht die Prozessierung von hohen Faserlängen bei nahezu gleichbleibender Designflexibilität [25]. In Kombination mit einer prozessintegrativen Verbindungsausbildung können die Anzahl der Werkzeuge, der Energieeinsatz und die resultierende Zykluszeit in der Fertigung von Hybridstrukturen wesentlich minimiert werden, indem thermisch unterstützte Prozessschritte zusammengefasst werden. Durch die bereits adressierte Funktionsintegration entfallen weiterhin zeitaufwendige Montageschritte, sodass Hybridstrukturen auch aus wirtschaftlicher Sicht in der Lage sind, solitäre Materiallösungen zu substituieren.

Nach *Chen et al.* wird der Einsatz von PP-basierten Hybridstrukturen im Großserienmaßstab vornehmlich durch die geringe Polarität des Polymers verhindert [30]. Ansätze in der Literatur zur Optimierung der Verbindungsfestigkeit zwischen Polymeren und Metall beschäftigen sich mit der Modifikation der Metalloberfläche, der Erweiterung der Polymermatrix um funktionelle Gruppen, dem Einsatz von Haftvermittlern in der Grenzschicht und einer angepassten Prozessführung. Während bei polaren Polymeren wie PA6 eine mechanische Strukturierung der Metalloberfläche zu hervorragenden Verbindungsfestigkeiten führt, sind diese Methoden auf das unpolare PP nicht übertragbar. Für PP erscheint insbesondere die Applikation von dünnen, thermoplastischen Haftvermittlerschichten auf der Metalloberfläche als vorteilhaft. Da entsprechende Verfahren in die Prozesskette integriert werden können, werden die Anforderungen an einen wirtschaftlichen Serienprozess grundsätzlich erfüllt [25]. Trotzdem ist der bisherige Kenntnisstand hinsichtlich des prozessintegrierten Fügens von FKV-Metall-Systemen auf Basis thermoplastischer Haftvermittler äußerst gering, sodass erheblicher Forschungsbedarf besteht, bevor die Technologie in Großserie eingesetzt werden kann.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll die prozessintegrierte Verbindungsausbildung zwischen einem GMT auf Polypropylen-Basis und einem metallischen Blechwerkstoff im hybriden Fließpressen analysiert werden. Zum Erreichen einer ausreichenden Haftfestigkeit zwischen dem Metall und dem unpolaren FKV wird ein sprühbasierter, thermoplastischer Haftvermittler eingesetzt. Dieser wird in einem vorgeschalteten Prozess auf das Metall aufgetragen. Die Ergebnisse der durchgeführten Studie sollen ein allgemeingültiges Verständnis über die Ursache-Wirkungs-Beziehung einzelner Prozessparameter und sonstiger Einflussfaktoren auf die Qualität der Verbindung zwischen den artverschiedenen Werkstoffen generieren. Nur durch eine optimale Verbindungsqualität kann das Leichtbaupotenzial einer Hybridstruktur maximiert und ein Beitrag zum ökonomischen Leichtbau durch den Einsatz eines kosteneffizienten Polymers sowie der



Reduktion thermisch unterstützter Prozessstufen geleistet werden. Auf Basis des generierten Wissens kann die Prozessführung zur Herstellung generischer Hybridstrukturen entsprechend gesteuert werden. Da das Fließpressen in den verschiedenen Ausführungen (geringe bzw. große Fließbewegungen des Polymers) eine hohe Ähnlichkeit zu den artverwandten Verfahren des Thermoformens und Spritzgusses aufweist, wird erwartet, dass die erzielten Ergebnisse eine hohe Allgemeingültigkeit besitzen. Die dazu verfolgte methodische Vorgehensweise ist in Bild 3-1 dargestellt und wird im Folgenden erläutert.



*Bild 3-1: Vorgehensweise und Abfolge der Arbeitspakete zur Analyse der Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen.*

Zur Erreichung der adressierten Zielstellung werden die wissenschaftlichen Grundlagen auf den Anwendungsfall projiziert, um relevante Einflussfaktoren auf die Verbindungsqualität zu identifizieren. Die parallele Definition von Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik, die entsprechende Auslegung sowie die nachfolgende Validierung erlaubt es, im weiteren Verlauf der Arbeit anwendungsnahe Kennwerte zu ermitteln. Eine Bewertung der Verbindungsqualität findet u.a. über die Bestimmung der Haftfestigkeit und Energieaufnahme sowie über eine optische Bewertung (Schliff- u. Bruchbilder der Grenzschicht) statt. Nicht sichtbare Vorgänge im Formgebungsprozess werden exemplarisch über eine numerische Prozesssimulation visualisiert und interpretiert.

Für eine ausgewählte GMT-Metall Kombination wird folgend eine detaillierte Analyse potenzieller Einflussfaktoren durchgeführt. Zur Begrenzung des Versuchsraums und zur Erlangung eines grundsätzlichen Verständnisses über das Materialverhalten der

verwendeten Polymere findet eine erweiterte Werkstoffcharakterisierung statt. Die Bestimmung der Ursache-Wirkungs-Beziehung zwischen ausgewählten Prozessparametern und der Verbindungsausbildung basiert auf Methoden der statistischen Versuchsplanung. Dieses Vorgehen reduziert den Versuchsaufwand bei gleichbleibender Ergebnisgüte und lässt die isolierte Betrachtung von Einflussfaktoren bzw. die Identifikation von Faktor-Wechselwirkungen zu. Während die Analyse der Prozessparameter zur Reduktion der Komplexität zunächst im Fertigungsszenario „Formpressen“ durchgeführt wird, werden die Effekte von Materialfließbewegungen im Formgebungsprozess in einem gesonderten Arbeitspaket untersucht („Fließpressen“). Abschließend wird ein Prozessfenster für eine optimierte Verbindungsausbildung definiert und unter der exemplarischen Variation weiterer Einflussfaktoren hinsichtlich der Übertragbarkeit validiert.

Um die Eignung der hergestellten Verbindung für verschiedene Anwendungsfälle zu prüfen, wird die hybride Werkstoffkombination betriebsrelevanten Beanspruchungszuständen ausgesetzt. Für eine erhöhte Temperatureinwirkung wird zusätzlich untersucht, ob das Anwendungsspektrum durch eine Modifikation der Metalloberfläche erweitert werden kann. In Summe ergeben sich essenzielle Hinweise für die Auslegung einer Hybridstruktur auf Basis der verwendeten Konstituenten und die anwendungsspezifische Anpassung des Designs an die vorherrschenden Lastfälle.

In einer abschließenden Studie wird die Skalierbarkeit der gewonnenen Erkenntnisse auf eine bauteilähnliche Struktur analysiert. Damit soll sichergestellt werden, dass eine hohe Allgemeingültigkeit der erzielten Ergebnisse mit den verwendeten Probenkörpern möglich ist. Zu diesem Zweck wird die Verbindungsausbildung der Struktur für eine ausgewählte Kombination von Prozessparametern zunächst isoliert bewertet. Nachfolgend wird das Strukturverhalten in einem Biegebelastfall evaluiert, um die Wirkung des Verbindungszustands auf das Strukturverhalten zu bestimmen. Insbesondere soll untersucht werden, bis zu welchem Grad eine Steigerung der Verbindungsfestigkeit eine Erhöhung der Tragfähigkeit nach sich zieht.

Zum Ende der Arbeit werden das gewählte Vorgehen und die generierten Erkenntnisse zusammengefasst. Entsprechend der Zielsetzung werden Handlungsempfehlungen sowie Verarbeitungsrichtlinien für die Auslegung und Verarbeitung von Hybridstrukturen im Fließpressen definiert.

### **3.2 Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik**

Die Analyse der prozessintegrierten Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen erfordert ein tiefgreifendes Verständnis der Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik. Beide sind eng miteinander verknüpft und bedingen sich gegenseitig. Die Prozesstechnik muss die spezifischen Randbedingungen des Fließpressens aus realen Anwendungsfällen wiederholgenau widerspiegeln, insbesondere in Bezug auf die prozessintegrierte Verbindungsausbildung. Währenddessen muss die Prüftechnik sicherstellen, dass betriebsrelevante Beanspruchungszustände in der Grenzschicht induziert werden

und eine hohe Aussagekraft der ermittelten Kennwerte sowie Vergleichbarkeit zu Daten aus der Literatur besteht. Bei der Aufbereitung der Probenkörper dürfen zudem keine Beschädigungen (mechanisch, thermisch, etc.) entstehen.

Da für prozessintegrativ hergestellte Hybridstrukturen kein standardisiertes Verfahren zur Ermittlung der Haftfestigkeit verfügbar ist, wird i.d.R. auf genormte Prüfkörper aus der Klebtechnik zurückgegriffen [79, 119, 278]. Nach *Weber* weisen entsprechende Prüfkörper die höchste Reproduzierbarkeit und Vergleichbarkeit auf, sind dafür aber nicht direkt auf Bauteilstrukturen übertragbar. Bauteilnahe Prüfkörper bzw. Proben, welche direkt aus den Bauteilen extrahiert werden können, erlauben für die spezifische Anwendung die höchste Aussagekraft, sind aber u.U. nicht universell vergleichbar [119]. Nicht außer Acht zu lassen ist, dass bauteilnahe Prüfkörper mit einem hohen Aufwand hinsichtlich des Materialeinsatzes, des Fertigungsaufwands und der Aufbereitung der Proben einhergehen und damit aufwendige Parameterstudien erschweren bzw. nicht realisierbar machen. Darüber hinaus können Wechselwirkungen zwischen verschiedenen Prozessparametern in der Herstellung u.U. nicht beherrscht werden.

Für die vorliegende Studie ist es essenziell, dass die isolierte Betrachtung einzelner Einflussfaktoren möglich ist und damit ein Verständnis über die Ursache-Wirkungs-Beziehung auf die Verbindungsqualität aufgebaut werden kann. Insbesondere für die Bewertung des Haftvermittlers muss die hybride Werkstoffkombination vornehmlich innerhalb der Grenzschicht versagen (vgl. Bild 3-2).

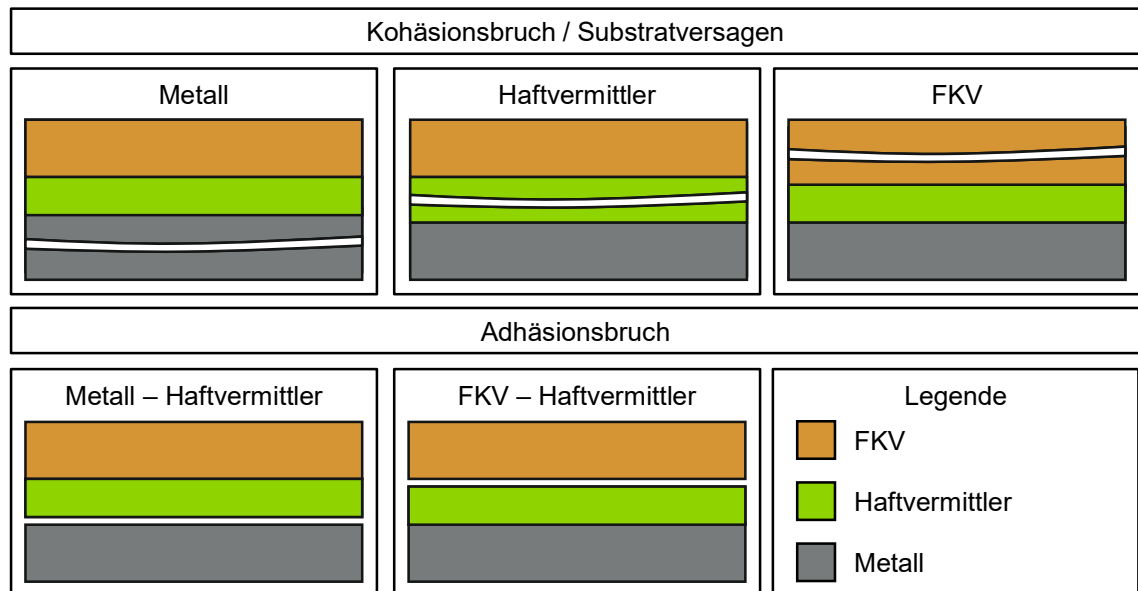


Bild 3-2: Versagensbilder der hybriden Werkstoffkombination in Anlehnung an DIN EN ISO 10365 [279].

Zulässige Bruchtypen sind die Typen des Adhäsionsbruchs sowie der Kohäsionsbruch in der Haftvermittlerschicht. Ein Versagen der Grundwerkstoffe (Kohäsionsbruch bzw. Substratversagen von FKV und/oder Metall) ist für die Anwendung selbst zunächst vorteilhaft, da das Werkstoffpotenzial voll ausgenutzt wird. Im Kontext der Bewertung des Zustands der Grenzschicht lässt sich jedoch keine eindeutige Aussage treffen, sodass

diese Bruchtypen im Rahmen der Arbeit als unzulässig angesehen werden. Ein Mischbruch als Kombination der adressierten Bruchtypen ist je nach Ausprägung als bedingt zulässig zu bewerten (vgl. Bild 3-2).

Da stoffschlüssige Fügeverbindungen ihre höchste Leistungsfähigkeit unter Schubbeanspruchung aufweisen, ist es sinnvoll, dass die hergestellten Probenkörper primär für diese Beanspruchungsart aufbereitet und charakterisiert werden. Trotzdem muss es in der Arbeit ebenfalls möglich sein, die Verbindung einer Normalbeanspruchung auszusetzen. Im Idealfall ist dies mit dem identischen Probenkörper möglich, sodass etwaige Einflüsse durch eine unterschiedliche Herstellung vermieden werden.

Die Validierung dieser Ergebnisse ist unerlässlich, um ihre praktische Anwendbarkeit zu gewährleisten. Dazu soll die Verbindungsausbildung für einen exemplarischen Parametersatz an einer bauteilähnlichen Struktur bewertet werden. Vorzugsweise sollte das Prüfverfahren, das zur Bestimmung der Einflüsse in der Parameterstudie genutzt wurde, auch bei der Kennwertermittlung angewandt werden, um eine konsistente Bewertung sicherzustellen. Allgemein ergibt sich daraus die Anforderung, dass die Struktur eine geometrische Ausprägung aufweisen muss, die es erlaubt, geeignete Probenkörper zu extrahieren. Da in realen Anwendungen zumeist komplexe Belastungen auftreten, soll die verwendete Gesamtstruktur ebenfalls in einem geeigneten Lastfall getestet werden. Durch diese Maßnahme kann der Einfluss der Verbindungsqualität auf das Strukturverhalten bestimmt werden.

In Summe ergibt sich der Bedarf nach mindestens zwei Prüfkörpern für diese Arbeit: ein Prüfkörper für die Durchführung einer detaillierten Parameterstudie und ein Prüfkörper zur Sicherstellung der Anwendungsnähe sowie Skalierbarkeit. Im folgenden Kapitel 4.3 werden, in Bezugnahme auf die definierten Anforderungen, die ausgewählten Geometrien und Verfahren erläutert.

## 4 Werkstoffe und Methoden

Als Grundlage für die Darstellung der durchgeführten Forschungsarbeiten werden in diesem Kapitel die eingesetzten Werkstoffe und Methoden erläutert. Letztere beziehen sich vornehmlich auf die Herstellung der Prüfkörper und die experimentelle Charakterisierung. Darüber hinaus werden die Grundlagen der eingesetzten Methoden der numerischen Prozesssimulation und der statistischen Versuchsplanung erläutert.

### 4.1 Eingesetzte Werkstoffsysteme

#### Metall

In Analogie zu einer Vielzahl der referenzierten Forschungsarbeiten in Kapitel 2.4.5 wird für die metallische Komponente des Hybridsystems eine Aluminium-Knetlegierung eingesetzt. Die Legierung des Typs EN AW-5754 H22 (auch bekannt unter 3.3535 bzw. AlMg3) zählt zu den naturharten Werkstoffen und weist eine ausgezeichnete Verformbarkeit, Schweißbarkeit sowie Korrosionsbeständigkeit auf [14, 40, 280, 281]. Im Rahmen der Arbeit wird die Legierung in den Dicken  $t$ : 1,5 mm und  $t$ : 3,0 mm eingesetzt. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 4-1 dargestellt. Eine Übersicht der legierungsspezifischen mechanischen Eigenschaften folgt in Tabelle 4-2.

Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AW-5754 in Massenprozent nach DIN EN 573-3 [40, 280, 281].

Elemente	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Mn + Cr	Andere
Min.:					2,60				0,10	
Max.:	0,40	0,40	0,10	0,50	3,60	0,30	0,20	0,15	0,60	0,15

Tabelle 4-2: Mechanische Kennwerte der Aluminiumlegierung EN AW-5754 H22 nach DIN EN 485-2. Angaben gültig für Blechdicken zwischen 1,5 und 3,0 mm [40, 280, 281].

Mindestdehngrenze $R_{p0,2,min}$	Zugfestigkeit $R_m$	Mindestbruchdehnung $A_{50mm,min}$
[MPa]	[MPa]	[%]
130	220-270	10

#### Faser-Kunststoff-Verbund (FKV)

Der eingesetzte FKV ist i.d.R. ein Glasfasermattenverstärkter Thermoplast (GMT) auf Polypropylen-Basis, welcher in Plattenform geliefert und im Fließpressverfahren verarbeitet werden kann. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden GMT-Typen der Firma *Mitsubishi Chemical Advanced Materials Composites AG* in unterschiedlichen Konfigurationen verwendet. Gemein haben alle Typen, dass die Verstärkung über geschnittene und anschließend vernadelte Glasfasern (Länge: 25-75 mm) erfolgt. Diese Verstärkungsform stellt sicher, dass das GMT ein ausgewogenes Eigenschaftsprofil bei guten Fließeigenschaften aufweist. Üblicherweise werden die GMT durch mineralische Füllstoffe in ihrem Eigenschaftsprofil erweitert (Minimierung des Verzugs, Optimierung der Kristallisierung). Der GMT Typ *D110F30* weist darüber hinaus weitere Additive auf, die eine stoffschlüssige Verbindung des GMT mit metallischen Komponenten optimieren sollen [26, 145, 282–284]. Für einen exemplarischen Vergleich wird zudem ein PP-GF-basiertes Organoblech des Typs *Woven PP-GF70* vom Hersteller *W8SVR* betrachtet.

Die Endlosfasern sind in einer Leinwandbindung (0°/90°-Orientierung) ausgerichtet [285]. Eine Übersicht der wesentlichen Eigenschaften ist in Tabelle 4-3 dargestellt.

*Tabelle 4-3: Physikalische und mechanische Kennwerte der eingesetzten FKV auf Basis der Datenblätter nach ISO 527, 1172 u. 1183 sowie EN ISO 14125 [282–285].*

Eigenschaft [Einheit]	S130A248-N1	D110F30	S153A248-M1	W8SVR PP-GF70
<b>Lieferzustand</b>				
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	1,11	1,12	1,34	1,65
Fasermassenanteil $\psi$ [%]	30	33	52	70
Dicke $t$ [mm]	4,8	5,4	4,8	1,5
<b>Konsolidiert</b>				
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	1,13	1,16	1,40	1,65
Zug-E-Modul $E$ [MPa]	4.700	4.600	8.600	19.500
Zugfestigkeit $R_m$ [MPa]	75	70	145	425
Bruchdehnung $A$ [%]	2,3	2,2	2,3	2,4

### Haftvermittler

Zur Erreichung einer ausreichenden Haftfestigkeit zwischen dem eingesetzten GMT und Metall wird der sprühbasierte Haftvermittler *PowderBond* der Firma *Powdertech Surface Science* eingesetzt. Der Beschichtungsprozess wird vom Hersteller durchgeführt und beinhaltet neben dem Sprühvorgang eine anschließende Wärmebehandlung (vgl. [84, 254]). Die beschichteten Bleche können für mindestens zwölf Monate gelagert werden. Während eine ausgezeichnete Beständigkeit gegenüber Umweltbelastungen (Feucht-Warm-Auslagerung, Salzsprühnebel) bescheinigt wird, ergibt sich eine Reduktion der Scher-Zug-Festigkeit bei erhöhten Einsatztemperaturen. Im Vergleich zu den Kennwerten bei Raumtemperatur (100 %) wird für die Kombination von Aluminium mit PP-GF eine Reduktion der Verbindungsfestigkeit von ca. 40 % angegeben [286]. Die folgende Tabelle 4-4 gibt einen Überblick über die vom Hersteller referenzierten Tragfähigkeiten.

*Tabelle 4-4: Herstellerseitig angegebene Kennwerte des eingesetzten Haftvermittlertyps unter Angabe der verwendeten Prüfnormen [286].*

Scher-Zug-Festigkeit [MPa]	Kopf-Zug-Festigkeit [MPa]	Schäl-Zug-Festigkeit [N/mm]
> 15 (interne Norm)	> 10 (ISO 4624)	10 (ASTM D 1876)

## 4.2 Werkstoffcharakterisierung

Die eingesetzten Methoden der Werkstoffcharakterisierung geben Aufschluss über die Zusammensetzung der verwendeten Materialien und ermöglichen die Identifizierung charakteristischer Kennwerte. Neben der methodisch unterstützten Eingrenzung des Prozessfensters für die vorliegende Materialkombination und Anwendung lassen sich allgemeingültige Zusammenhänge für den Transfer auf weitere Materialien und Anwendungen erschließen.

### 4.2.1 Dynamische Differenzkalorimetrie

Die dynamische Differenzkalorimetrie (engl.: Differential Scanning Calorimetry, kurz: DSC) ist nach DIN EN ISO 11357 ein Verfahren zur thermischen Analyse von

Polymeren. Das zu untersuchende Polymer wird mit einem Referenzobjekt einem Temperatur-Zeit-Profil in einer definierten Atmosphäre ausgesetzt. Über die Messung der Differenz der Wärmeströme zwischen Probe und Referenz lassen sich die im Zuge von Phasenumwandlungen entstehenden endo- und exothermen Reaktionen identifizieren und auf Basis dessen u.a. die Schmelz- und Kristallisationstemperaturen ( $T_M$  bzw.  $T_K$ ) bestimmen [287]. Das Prinzip der DSC-Messung ist in Bild 4-1 dargestellt. Die durchgeführten Untersuchungen werden mit dem Produkt *DSC 214 Polyma* der Firma *Netzsch* mit einer Heiz- und Kühlrate von 20 K/min in einer Stickstoffatmosphäre durchgeführt.

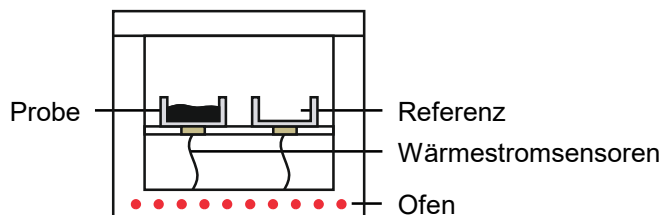


Bild 4-1: Schematische Darstellung des Grundprinzips der dynamischen Differenzkalorimetrie unter Kennzeichnung der wesentlichen Komponenten nach [287, 288].

#### 4.2.2 Thermogravimetrische Analyse

Zur Identifikation der Zersetzungstemperatur eines Polymers wird eine thermogravimetrische Analyse (TGA) nach DIN EN ISO 11358 durchgeführt. Unter Applikation einer konstanten Erwärmungsrate bei einer definierten Atmosphäre wird kontinuierlich die Masse des Polymers gemessen (vgl. Bild 4-2). Etwaige Degradationseffekte sind über eintretende Massenverluste erkennbar [289]. In der Arbeit wird die Thermowaage *TGA PT 1000* der Firma *Linseis* eingesetzt. Die Messungen erfolgen bei einer Heizrate von 10 K/min. Als Atmosphäre wird synthetische Luft verwendet, ein Gasgemisch aus etwa 78 % Stickstoff und 21 % Sauerstoff, das frei von Verunreinigungen ist. In Anlehnung an *Beuscher* erlaubt die Analyse mittels synthetischer Luft die Simulation realer Oxidationsvorgänge [288].

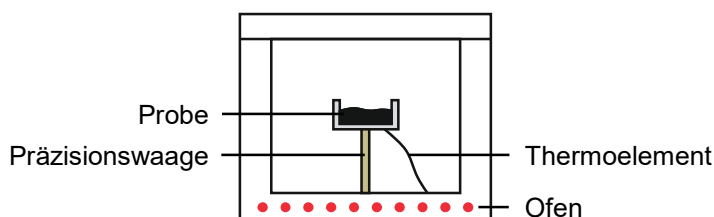


Bild 4-2: Schematische Darstellung des Grundprinzips der thermogravimetrischen Analyse unter Kennzeichnung der wesentlichen Komponenten nach [288, 289].

#### 4.2.3 Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie

Die Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie (FTIR) ermöglicht die Charakterisierung der chemischen Bindungsverhältnisse von Feststoffen. Hierbei wird das zu analysierende Material mittels breitbandiger Infrarotstrahlung bestrahlt, wodurch die Moleküle einen Teil der Strahlung absorbieren und diese Energie in Schwingungen umwandeln.

Die spezifische Wellenlängenabhängigkeit dieser Absorption ist charakteristisch für jeden Feststoff und ermöglicht somit eine Identifikation der chemischen Komposition bzw. der funktionellen Gruppen. Ein Spektrometer erfasst zunächst die reflektierte oder durchgelassene Strahlung und leitet daraus ein Interferogramm ab. Durch die Anwendung einer Fourier-Transformation wird anschließend ein Infrarotspektrum erzeugt, das die Absorption als Funktion der Wellenlänge darstellt. Die Charakterisierung der verwendeten Polymere wird mit dem Gerät *Cary 630* der Firma *Agilent* durchgeführt. Durch Verwendung eines ATR-Moduls (engl.: Attenuated Total Reflectance, deutsch: abgeschwächte Totalreflexion) ist die Probenvorbereitung besonders effizient [290, 291]. Das Messprinzip ist vereinfacht in Bild 4-3 dargestellt. Für jedes Material werden pro Durchlauf 256 Messungen bei einer Auflösung von  $4\text{ cm}^{-1}$  durchgeführt.

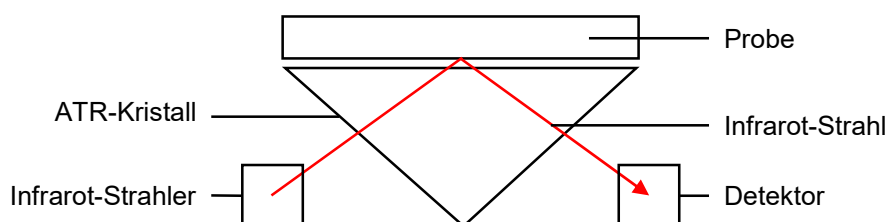


Bild 4-3: Schematische Darstellung einer ATR-FTIR-Messung nach [291].

#### 4.2.4 Mikroskopie

Eine optische Bewertung der Verbindungszone im intakten Zustand bzw. nach der Prüfung erfolgt mit dem digitalen Konfokalmikroskop *VHX5000* der Firma *Keyence*. Das Mikroskop bietet Vergrößerungen von 20 bis 1.000 sowie die automatische Zusammensetzung von Mehrfachaufnahmen, wodurch auch größere Bereiche in einem Bild dargestellt und analysiert werden können. Während die Bewertung von Bruchbildern (vgl. Bild 3-2) bereits charakterisierter Proben unmittelbar auf dem motorisierten Probentisch möglich ist, erfordert die Analyse der intakten Verbindung eine definierte Vorbereitung.

Die hergestellten Hybridproben werden mittels eines Nasstrennschleifers des Typs *Cuto 20* vom Hersteller *Jean Wirtz* aufgetrennt. Durch das eingesetzte Verfahren werden definierte Schnittkanten erzeugt und thermische Einflüsse über den kontinuierlichen Strom an Kühlmittel auf ein Minimum reduziert. Für die eingesetzte Materialkombination konnten die besten Ergebnisse mit Siliciumcarbid-Trennscheiben des Typs *SC G60-N-BA* der Firma *Cloeren Technology* erzielt werden. Der extrahierte Bereich wird in ein duroplastisches Harzsystem (*CEM 1000 Blue*, *Cloeren Technology*) eingebettet, was eine vereinfachte Handhabung und definierte Weiterverarbeitung beim Schleifen und Polieren ermöglicht. Die mechanische Bearbeitung schafft eine spiegelglatte Oberfläche für eine präzise, artefaktfreie mikroskopische Analyse der Verbindungszone. Dazu wird die Schleif- und Poliermaschine *Saphir 250* des Herstellers *ATM Qness* in Kombination mit absteigender Korngröße der Schleifpapiere (P500, P1.200 u. P2.500) bzw. Poliertücher (6, 3,  $1\text{ }\mu\text{m}$ ) verwendet. Vor jedem Wechsel der Korngröße erfolgt eine Reinigung im Ultraschallbad. Abschließend wird eine Oxidpoliersuspension eingesetzt, um die letzten Kratzer und Verformungen der Schliffbilder zu beseitigen.



#### 4.2.5 Energiedispersive Röntgenspektroskopie

Zur Bestimmung der elementaren Zusammensetzung des hybriden Werkstoffsystems wird die energiedispersive Röntgenspektroskopie (engl.: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, kurz: EDX) eingesetzt. Die Probenkörper werden dazu zunächst eingebettet (vgl. Kapitel 4.2.4) und mit einer sehr dünnen Gold-Palladium-Schicht im Sputter-Coater des Typs *SCD 500* der Firma *BAL-TEC* beschichtet. Dies wird durchgeführt, da eine vollständige Leitfähigkeit der Substratoberfläche notwendig ist. Folgend wird mittels eines Rasterelektronenmikroskops (kurz: REM) des Typs *Neon 40* der Firma *Zeiss* ein fokussierter Elektronenstrahl auf die Probe gerichtet (Beschleunigungsspannung: 5 kV). Durch das Auftreffen eines Primärelektrons auf der Substratoberfläche werden Elektronen aus einer der kernnahen Schalen herausgeschlagen. Der energetisch instabile Zustand wird ausgeglichen, indem Elektronen aus energiereicheren Schalen die entstehenden Lücken füllen. Bei diesem Übergang wird Energie in Form von charakteristischen Röntgenstrahlen emittiert, die spezifisch für das jeweilige Element sind. Die Röntgenstrahlung wird vom *Ultra Dry*-Detektor der Firma *Thermo Fisher Scientific*, welcher im REM integriert ist, erfasst und automatisch analysiert. Eine Darstellung der Messdaten erfolgt i.d.R. in Form von Energiespektren, welche die Intensität der gemessenen Strahlung in Relation zu ihrer Energie darstellen (vgl. Bild 4-4).

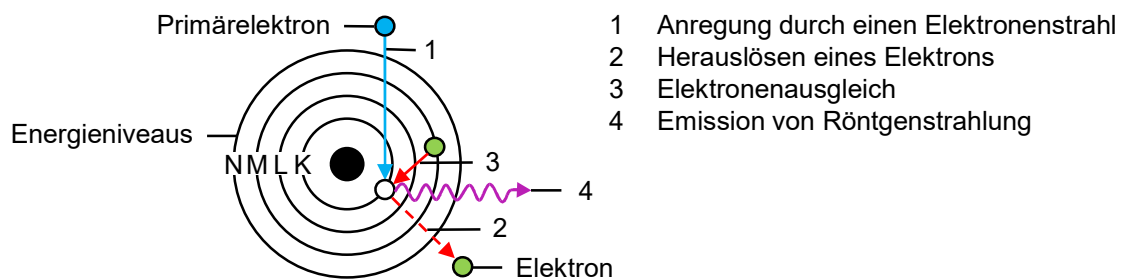


Bild 4-4: Darstellung des Prinzips der energiedispersiven Röntgenspektroskopie nach [292].

Darüber hinaus kann die Elementverteilung entlang einer definierten Linie (engl.: Line Scan) oder über ein Elementverteilungsbild dargestellt werden. Letzteres nutzt eine REM-Aufnahme als Grundlage und ordnet die jeweiligen Einzelspektren den Grauwerten des Bilds zu. Über die Variation der Farbintensität wird die Konzentration des jeweiligen Elements anschaulich dargestellt [292].

#### 4.3 Probenkörper sowie korrelierende Prozess- und Prüftechnik

Die Herstellung der Hybridkörper bildet die fundamentale Grundlage zur Analyse der Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen. Im Einklang mit den in Kapitel 3.2 definierten Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik werden verschiedene Formwerkzeuge entwickelt bzw. eingesetzt, um Probenkörper zu produzieren und in einem nachgeschalteten Vorgang Kennwerte für die Verbindungsqualität zu ermitteln. Das grundsätzliche Vorgehen in der Herstellung entspricht dem Stand der Technik (vgl. Kapitel 2.3.3 u. 2.4.2) und ist schematisch in Bild 4-5 dargestellt.

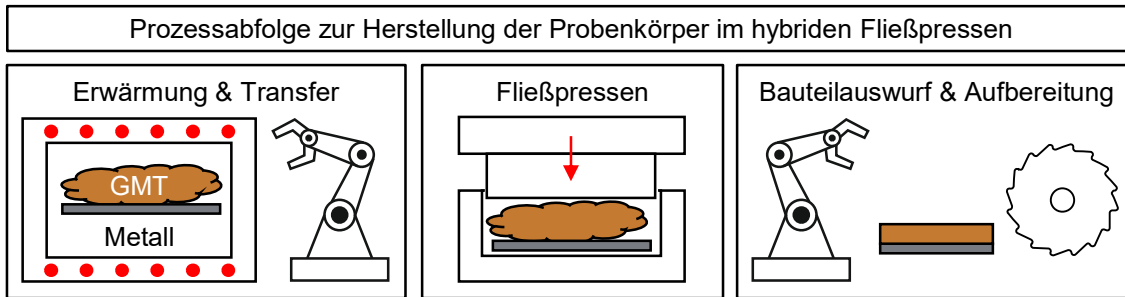


Bild 4-5: Schematische Darstellung der Prozessabfolge zur Herstellung der Probenkörper im hybriden Fließpressen.

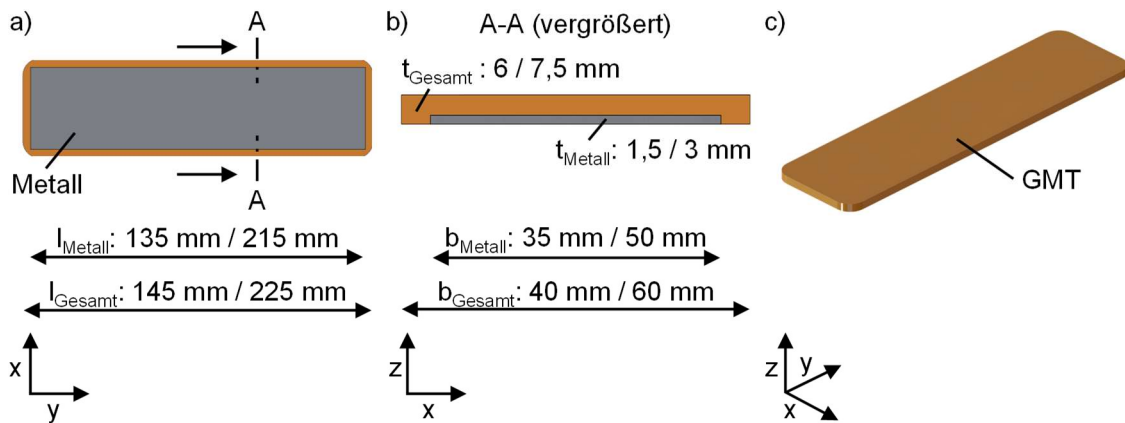
Gemein haben alle Prozessrouten, dass die Erwärmung des GMT im Umluftofen *TR 240* der Firma *Nabertherm*, welcher Temperaturen von bis zu 300 °C ermöglicht, stattfindet. Für eine möglichst homogene Erwärmung werden die GMT-Zuschnitte auf einem feinmaschigen Drahtgitter gelagert, sodass die Umluft auch unterhalb des GMT zirkulieren kann. Die Erwärmung des Metalls wird für jeden Probekörper einzeln erläutert. Der anschließende Transfer des erwärmten Materials zum Formwerkzeug erfolgt manuell.

Das Fließpressverfahren wird mit Formwerkzeugen durchgeführt, die den gängigen Verarbeitungsrichtlinien entsprechen [145]. Dazu zählt bspw. eine Spielpassung von wenigen hundertstel Millimetern zwischen beiden Formhälften des Werkzeugs (vgl. Bild 4-5), um einen Austritt des schmelzflüssigen Polymers im Pressprozess zu verhindern. Ein direkter Kontakt von Stempel und Matrize – und damit die Gefahr einer Beschädigung des Werkzeugs – im Zuge einer missbräuchlichen Bedienung wird durch Distanzelemente auf der Oberseite der Kavität vermieden. Beheizte Komponenten des Werkzeugs werden über eine druckfeste Isolierung von der Peripherie thermisch entkoppelt, um eine homogene Erwärmung des Bauteils zu gewährleisten. Die gezielte Temperierung der Formhälften erfolgt über elektrische Heizpatronen, welche über Thermoelemente (i.d.R. Typ K) auf Basis des Heizreglers *Vario 8* der Firma *Fiege Electronic* geregelt werden.

Der BauteilAuswurf wird i.d.R. über integrierte Auswerferstifte im Formwerkzeug durchgeführt. Anschließend kühlen die Probenkörper an der Umgebungsluft ab und werden, falls notwendig, manuell nachbearbeitet (Entfernen von Grat, etc.). Für den Fall, dass Proben für die jeweilige Prüftechnik aus dem Hybridkörper extrahiert werden müssen, wird vornehmlich der bekannte Nasstrennschleifer verwendet.

#### 4.3.1 Ebene Hybridkörper

Die Geometrie der ebenen Hybridkörper geht auf die ursprünglich in Kapitel 2.1.3.1 (vgl. Bild 2-5) definierten geometrischen Zusammenhänge der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik zurück. Als Resultat der Positioniermöglichkeiten des Metalleinlegers und der vertikalen Schließbewegung des Formwerkzeugs ergibt sich i.d.R. ein vollflächiger Kontakt zwischen dem FKV und Metall. Der Hybridkörper stellt diesen Anwendungsfall abstrahiert dar. Damit erfüllt die eingesetzte Prozesstechnik die Anforderung, möglichst anwendungsnah zu sein. Zur Untersuchung eines potenziellen Effekts der Dimensionierung werden die ebenen Hybridkörper in zwei Größen hergestellt (vgl. Bild 4-6).

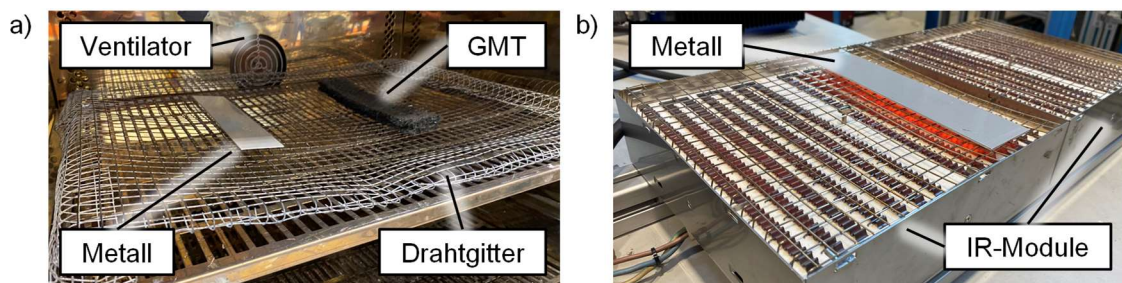


**Bild 4-6:** Ebene Hybridprüfkörper mit Angabe der relevanten Abmaße für beide Varianten. a) Draufsicht, b) Schnittansicht A-A (vergrößert), c) isometrische Ansicht (nicht maßstabsgetreu). Die Dickenangabe bezieht sich auf das GMT PP-GF33.

#### 4.3.1.1 Prozesstechnik

Zur Vorbereitung der Herstellung werden die flächigen Halbzeuge zunächst mit einer Tafelschere des Typs *MTBS 2550-40 B* vom Hersteller *Metallkraft* auf eine einheitliche Größe gebracht. Die Maße für das GMT und das beschichtete Blech sind für das Prozessszenario mit geringen Fließwegen („Formpressen“) identisch und betragen in Abhängigkeit der verwendeten Zielgröße 135 mm x 35 mm bzw. 215 mm x 50 mm. Die Maße werden bewusst kleiner als die jeweilige Kavität des Formwerkzeugs gewählt, um Komplikationen im Einlegeprozess zu vermeiden. Für die Simulation eines Prozessszenarios mit erhöhten Fließwegen werden die GMT-Zuschnitte in Längsrichtung gedrittelt (45 mm x 35 mm bzw. 71,7 mm x 50 mm).

Die Erwärmung des Metalls erfolgt entweder ebenfalls im Umluftofen oder kann entkoppelt per mittellwelliger Infrarotstrahlung durchgeführt werden. Dazu wird die unbeschichtete Seite des Blechs auf dem Drahtgitter und unmittelbar über der Heizzone eines Infrarotheizstrahlers des Typs *G14-25 Mini* des Herstellers *Krelus* platziert. Zur Vermeidung eines inhomogenen Temperaturfelds zum Rand des Strahlers werden zwei IR-Module nebeneinander platziert (vgl. Bild 4-7). Die Beheizung beider Module erfolgt leistungsge-regelt über einen weiteren Heizregler vom Typ *Vario 8*. Die maximale Leistung pro Infrarot-Modul beträgt 2,5 kW.

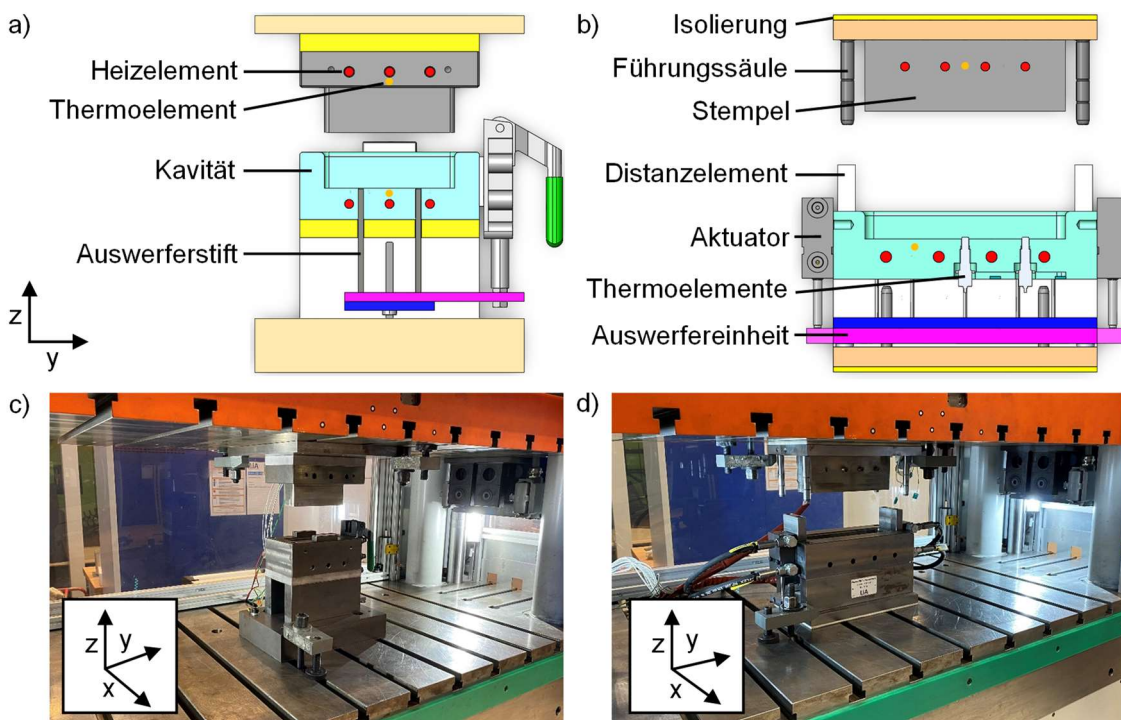


**Bild 4-7:** Erwärmungsmethoden für das GMT und Blech. a) gemeinsame Erwärmung im Umluftofen, b) Erwärmung des Metalls über IR-Strahlung.

Um die Transferzeit und den damit einhergehenden Temperaturverlust zu minimieren, wird die Anlagentechnik in unmittelbarer Nähe zum Formwerkzeug platziert. Unabhängig

von der gewählten Erwärmungstechnik wird die Beendigung der jeweiligen Aufheizphase von GMT und Metall so abgestimmt, dass beide gleichzeitig den Zielwert erreichen. Für den Transfer zum Formwerkzeug wird das GMT auf die beschichtete Seite des Blechs gedrückt. Dies erleichtert das Handling durch ein direktes Anhaften, ermöglicht einen unmittelbaren Kontakt des GMT mit dem Haftvermittler und minimiert den Temperaturverlust in der Grenzschicht bis zum Pressvorgang. Im Falle des Szenarios „Fließpressen“ wird das GMT zunächst im Ofen gestapelt und dann deckungsgleich auf das linke Ende des Metalls gedrückt. Die erhitzten Materialien werden in der Kavität der unteren Formhälfte platziert.

Die Durchführung des Fließpressprozesses wird in eigens konzipierten und hergestellten Formwerkzeugen durchgeführt. Die Werkzeuge bestehen aus zwei Formhälften, die jeweils separat über elektrische Heizelemente beheizt werden können. Während das Thermoelement (TE) in der unteren Formhälfte unmittelbar unterhalb des Kavitätsbodens platziert ist, musste das obere TE aus konstruktiven Gründen oberhalb des Stempels angeordnet werden (vgl. Bild 4-8 a-b).



**Bild 4-8:** Formwerkzeuge zur Herstellung der ebenen Hybridkörper. Redundante Komponenten werden aus Gründen der Übersichtlichkeit nur einmal gekennzeichnet und sind eindeutig über die Farbgebung zuzuordnen. a-b) Mittige Schnittansicht in der z-y-Ebene und Beschriftung der wesentlichen Komponenten vom Werkzeug „145 mm x 40 mm“ (a) und „225 mm x 60 mm“ (b); c-d) Einbau der Formwerkzeuge „145 mm x 40 mm“ (c) und „225 mm x 60 mm“ (d) in der Spindelpresse.

Die Auswerfereinheit des Formwerkzeugs „145 mm x 40 mm“ wird manuell über einen Schubstangenspanner aktuiert. Für das größere Werkzeug „225 mm x 60 mm“ wurden hingegen zwei Hydraulikzylinder verbaut. Allgemein weist das zuletzt genannte Werkzeug einige Veränderungen bzw. Optimierungen in der Werkzeugtechnik auf. Dazu zählt neben dem erwähnten Mechanismus zur Betätigung des Bauteilauswurfs die

Verwendung von Führungselementen zwischen den Formhälften sowie für die Auswerfereinheit. Darüber hinaus konnten aufgrund des erhöhten Bauraums zwei Temperatursensoren in die Kavität integriert werden, welche durch eine Isolierung zur umgebenden Kavität thermisch entkoppelt sind. Die Sensoren sind auf einer Druckfeder gelagert, was einen definierten Anpressdruck zum Metall gewährleistet und ermöglicht, dass sich der Sensor im Boden der Kavität einebnet, sobald der Pressdruck aufgebracht wird. Durch die Kombination der Lagerung und der Gestaltung der Messstelle aus dünnen Kupferplättchen können während des Herstellungsprozess Informationen über die Temperatur des Metalleinlegers gewonnen werden (vgl. Bild 4-8 a-b).

Der Pressvorgang wird mittels der servomotorischen Spindelpresse des Typs 1M-300 vom Hersteller *synchropress*, welche Maximalkräfte von bis zu 300 kN aufbringen kann, durchgeführt. Bedingt durch den Synchronlauf der vier Spindeln besteht ein Maximalmaß an Parallelität zwischen Stößel und Tisch. Weiterhin ist eine flexible und mehrstufige Weg- und Kraftregelung des Prozesses möglich. Für die Herstellung der Hybridkörper wird eine zweistufige Wegregelung mit einer einstufigen Kraftregelung kombiniert. Der prinzipielle Verlauf – unter Kennzeichnung der wesentlichen Pressenparameter – ist in Bild 4-9 dargestellt.

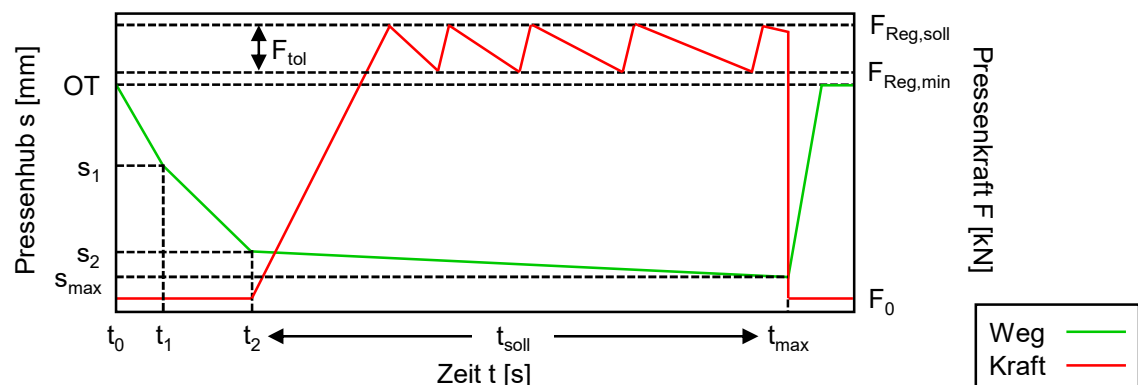


Bild 4-9: Charakteristischer Verlauf des Pressenhubs und der Pressenkraft für die Herstellung der ebenen Hybridkörper unter Angabe der wesentlichen Stellgrößen.

Der Prozess startet kontinuierlich am definierten oberen Totpunkt (OT) der Presse. Anschließend fährt der Pressenstößel mit der maximalen Geschwindigkeit (50 mm/s) abwärts, bis der Stempel in die Kavität eintaucht (Wegpunkt  $s_1$ ). Nachfolgend wird die Verfahrensgeschwindigkeit i.d.R. minimiert (5-50 mm/s). Der Stößel bewegt sich mit dieser definierten Wegrates, bis das erhitzte GMT fast vollständig komprimiert ist, jedoch noch kein signifikanter Anstieg der Presskraft auftritt (Wegpunkt  $s_2$ ). Je nach Höhe der Materialeinlage (eine oder drei Lagen) fängt das GMT zwischen den Wegpunkten  $s_1$  und  $s_2$  an zu fließen. In der nächsten Sequenz wird die Kraftregelung aktiviert, um die definierte Kraft  $F_{\text{Reg,soll}}$  zu erreichen. In der Kraftregelung wird die Verfahrensgeschwindigkeit auf eine maximale Regelgeschwindigkeit von 150-200  $\mu\text{m/s}$  begrenzt.

Als Resultat der Schwindung des Kunststoffes kommt es zu einem kontinuierlichen Abfall der Presskraft. In der Pressensteuerung wird dazu eine maximale Abweichung  $F_{\text{tol}}$  vom Sollwert eingestellt, sodass ab dem Kraftwert  $F_{\text{Reg,min}}$  eine Anpassung durch die



Pressensteuerung erfolgt. Der sägezahnartige Verlauf resultiert aus dem servoelektrischen Stellantrieb. Da die Schwindung mit fortschreitender Pressdauer immer weiter abnimmt, wird die Anzahl der Regeleingriffe entsprechend geringer. Während sich die Dauer der Wegregelungen ( $t_1$ ,  $t_2$ ) aus dem OT und den definierten Verfahrensgeschwindigkeiten ergeben, wird die Zeitspanne der Kraftregelung  $t_{\text{soil}}$  in der Pressensteuerung definiert. Nach Ablauf der Sequenz ( $t_{\text{max}}$ ) fährt der Pressenstößel automatisch in die Ausgangsposition zurück und die Presskraft fällt schlagartig auf Null (vgl. Bild 4-9).

#### 4.3.1.2 Prüftechnik

Nach erfolgtem Bauteilauwurf und Entfernung von GMT-Grat, welcher konstruktionsbedingt durch die Spielpassung entsteht, werden die ebenen Hybridkörper für die Charakterisierung der generierten Hybridverbindung aufbereitet. Grundsätzlich erlaubt die vorliegende Geometrie die Anwendung zweier etablierter Prüfverfahren.

In einer Vielzahl der verfügbaren Forschungsarbeiten (vgl. Kapitel 2.4.5) werden an die Klebtechnik angelehnte Scher-Zug-Probengeometrien nach DIN EN 1465 bzw. DIN 65 148 verwendet [293, 294]. Während die Geometrie nach DIN EN 1465 vor allem für eine sequenzielle Hybridisierung geeignet ist, kann die Form nach DIN 65 148 für den ebenen Hybridkörper verwendet werden. Im Rahmen der Arbeit wird nur der Probenkörper mit den Abmaßen 145 mm x 45 mm der Scher-Zug-Prüfung unterzogen. Dazu wird der Probenkörper gleichermaßen beidseitig in Längsrichtung per Nasstrennschleifer auf eine Breite von 25 mm reduziert. Zusätzlich werden über einen Fräsvorgang zwei Nuten mit einer Breite von 2 mm in die jeweiligen Werkstoffe eingebracht, sodass eine Überlappungsfläche  $A_K$  von 25 mm x 12,5 mm entsteht (vgl. Bild 4-10).

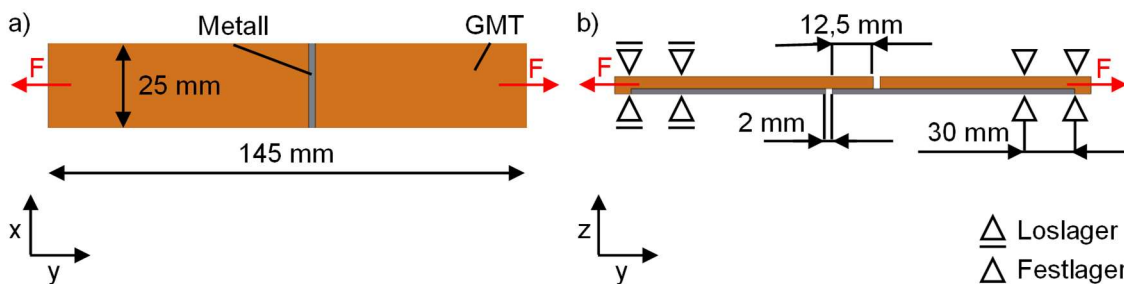


Bild 4-10: Scher-Zug-Prüfkörper in Anlehnung an DIN 65 148. a) Draufsicht, b) Seitenansicht mit Kennzeichnung der Einspannungsbedingungen.

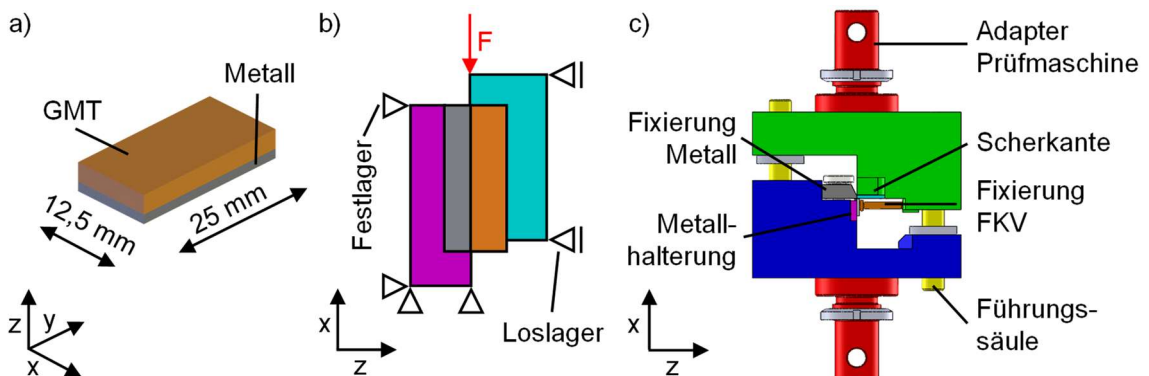
Die Scher-Zug-Prüfung wird auf einer servohydraulischen Prüfmaschine vom Typ *Landmark 810* des Herstellers *MTS* durchgeführt, indem parallel zur Fügefläche eine konstante Verschiebungsrate (5 mm/min) aufgebracht wird. Eingespannt werden die Proben beidseitig über ein hydraulisches Keilspannzeug auf einer Länge von jeweils 30 mm (vgl. Bild 4-10 b). Die Zug-Scherfestigkeit  $\tau_H$  lässt sich aus dem Quotienten der maximalen Prüfkraft  $F_{\text{max}}$  und der Überlappungsfläche  $A_K$  bestimmen (vgl. Formel 4-1).

$$\tau_H = \frac{F_{\text{max}}}{A_K} \quad 4-1$$

Da aus der Literatur hinlänglich bekannt ist, dass das durch den Kraftfluss resultierende Biegemoment einen komplexen Spannungszustand in der Grenzschicht der Scher-Zug-

Prüfkörper hervorruft, wird die resultierende Relativbewegung in der Grenzschicht, die Deformation sowie das Versagensverhalten über ein optisches Messsystem vom Typ *Aramis 5M* der Firma *Carl Zeiss GOM Metrology* erfasst [36, 104]. Dazu ist es notwendig, die Probe weiß zu grundieren und mit einem stochastisch verteilten Sprühmuster in Schwarz zu versehen. Das Muster wird über die zwei Kameras des Messsystems erkannt, sodass Verschiebungen in allen drei Raumrichtungen nach dem Prinzip der digitalen Bildkorrelation (englisch: Digital Image Correlation, kurz: DIC) erfasst bzw. berechnet werden können.

Neben der konventionellen Scher-Zug-Prüfung hat sich in diversen Forschungsarbeiten die Anwendung eines Druck-Scher-Versuchs zur Charakterisierung von Hybridverbunden als vorteilhaft erwiesen [29, 100, 295–297]. Die spezielle Prüfmethode, welche im Rahmen dieser Arbeit als Shear-Edge-Verfahren bezeichnet wird, geht u.a. auf das Patent *DE 10 2015 003 689 A1* von *Weidenmann et al.* zurück [298]. Das Verfahrensprinzip sieht vor, dass die FKV-Komponente eines rechtwinkligen Hybridkörpers über eine Druckkraft von der Metall-Komponente abgeschert wird (vgl. Bild 4-11 a-b). Durch eine Prüfvorrichtung wird die hybride Probe derartig eingespannt, dass ein Verkippen im Zuge der exzentrischen Krafteinleitung verhindert wird und ein sehr hoher Schubanteil in der Grenzschicht induziert werden kann (vgl. Bild 4-11 b-c).



**Bild 4-11:** Schematische Darstellung der Shear-Edge Prüfung in Anlehnung an [29]. a) Abmaße der SE Probe, b) Prinzip der Prüfmethode sowie Lagerungsbedingungen, c) Prüfvorrichtung mit Kennzeichnung der wesentlichen Komponenten.

Darüber hinaus ergeben sich deutliche Vorteile hinsichtlich des Materialverbrauchs, des Aufwands zur Probenaufbereitung und der Einsatzmöglichkeiten [296, 297]. Während bspw. in den Arbeiten von *Zinn* und *Triebus* das Verfahren zur Charakterisierung von ebenen Hybridkörpern verwendet wird, kann *Stallmeister* Proben aus einem dreidimensionalen Technologieträger extrahieren und folgend analysieren [29, 100, 295]. Im Sinne einer optimalen Vergleichbarkeit zwischen den Testmethoden werden die Shear-Edge(SE)-Proben im Rahmen dieser Arbeit in Analogie zum Scher-Zug-Probenkörper mit einer Überlappungsfläche  $A_K$  von 25 mm x 12,5 mm untersucht. In Bezugnahme auf den verwendeten Hybridkörper (145 mm x 45 mm) können theoretisch bis zu zehn SE-Proben extrahiert werden, während nur eine Scher-Zug-Probe untersucht werden kann.

Zur Einhaltung einer optimalen Maßhaltigkeit und Rechtwinkligkeit der SE-Probenkörper werden die Konturen der Proben mittels eines Beschriftungslasers (3-Achsen-

Beschriftungslaser der Firma *Keyence*, Typ: *MD-X1520C*) auf der Metalloberfläche des Hybridkörpers markiert. Zusätzlich wird über den Laser die jeweilige Probenbezeichnung eingraviert, um eine eindeutige Zuordnung zu gewährleisten. Folgend werden die Halbzuge über einen Anschlagwinkel rechtwinklig auf dem Maschinentisch des Nasstrennschleifers ausgerichtet und per Spannzeug fixiert. Die durchgeführten Untersuchungen haben gezeigt, dass die Standardabweichungen der ermittelten Haftfestigkeiten von jeweils im „Formpressen“ hergestellter Hybridkörper sehr gering sind, sodass für die Untersuchungen lediglich zwischen drei und fünf SE-Proben extrahiert werden. Für die Ermittlung der Haftfestigkeit in Relation zum Materialfließweg („Fließpressen“) werden zwischen fünf (145 mm x 45 mm) und acht (225 mm x 60 mm) Proben in Längsrichtung herausgetrennt (vgl. Bild 4-12).

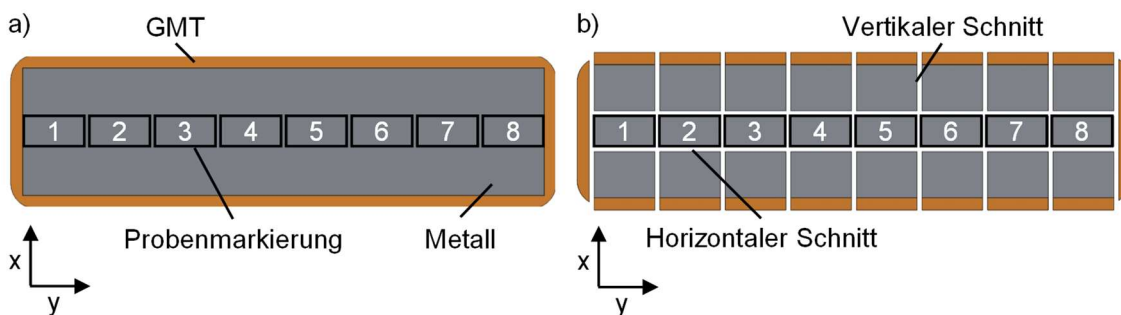


Bild 4-12: Probenextraktionsprozess der Shear-Edge Proben am Beispiel der Geometrie „225 mm x 60 mm“. a) markierter Hybridkörper im Ausgangszustand, b) extrahierte SE-Proben mit Kennzeichnung der vertikalen und horizontalen Schnitte.

Um die Abweichungen des manuellen Schneideprozesses zu erfassen, wird jede Probe pro Höhe  $h$  bzw. Breite  $b$  mindestens zwei Mal vermessen. Über die Multiplikation der Mittelwerte ( $h_{kor}$  bzw.  $b_{kor}$ ) wird die korrigierte Fläche  $A_{kor}$  der Proben berechnet. Die Verbindungsprüfung wird bei Raumtemperatur durchgeführt, indem die in Bild 4-11 c) dargestellte Prüfvorrichtung im oberen Lastrahmen der elektromechanischen Universalprüfmaschine *Criterion C45* der Firma *MTS* eingebaut wird. Nach dem Einlegen der Probe und Fixieren der Klemmschraube sieht die Prüfprozedur zunächst eine Vorspannungskraft von 90 N vor, bevor eine konstante Verschiebungsrate von (5 mm/min) appliziert wird. Während der Prüfung wird kontinuierlich die resultierende Prüfkraft  $F_s$  und Verschiebung  $s_Q$  des Querhaupts der Prüfmaschine erfasst. In Analogie zum Scher-Zug-Prüfkörper ergibt sich die Scher- bzw. Schubfestigkeit  $\tau_H$  aus der maximalen Prüfkraft  $F_{max}$  und der korrigierten Überlappungsfläche  $A_{kor}$  (vgl. Formel 4-2).

$$\tau_H = \frac{F_{max}}{A_{kor}} = \frac{F_{max}}{b_{kor} * h_{kor}} \quad 4-2$$

Die Prüfprozedur der Universalprüfmaschine sieht vor, dass die Prüfung automatisch abgebrochen wird, sobald der aktuelle Wert ca. zehn Prozent der gemessenen Maximalkraft  $F_{max}$  beträgt (vgl. Bild 4-13). Demnach weisen die SE-Proben i.d.R. eine gewisse Resttragfähigkeit auf, und die Grundwerkstoffe sind noch über den Haftvermittler verbunden. Um eine Einsicht auf die komplette Bruchfläche zu erhalten, kann das Querhaupt der Prüfmaschine manuell weiter verfahren werden, um die SE-Proben komplett zu trennen.



Die Analyse des resultierenden Kraft-Weg-Verlaufs erlaubt zunächst eine qualitative Bewertung über die optische Deutung des Versagensverhalten (duktil bzw. spröde). Darüber hinaus ist eine qualitative Bewertung möglich, indem die Energieaufnahme  $W_{SE}$  als Fläche unterhalb der Kraft-Weg-Kurve nach Formel 4-3 berechnet wird (vgl. Bild 4-13).

$$W_{SE} = \int_{s_{Q,min}}^{s_{Q,max}} F ds_Q \quad 4-3$$

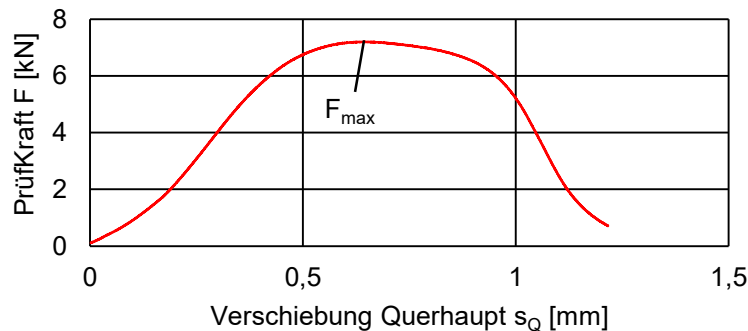


Bild 4-13: Exemplarischer Kraft-Weg-Verlauf einer Shear-Edge-Prüfung unter Kennzeichnung der Maximalkraft in Anlehnung an [29].

### 4.3.2 Adaptierte KS2-Geometrie<sup>2</sup>

Die am Laboratorium für Werkstoff- und Fügetechnik (LWF) der Universität Paderborn entwickelte KS2-Probe (Kopf-Zug-Scher-Zug-Probe 2) ist eine etablierte Prüfgeometrie zur lastwinkelabhängigen Ermittlung von Verbindungskennwerten und geht auf das Patent *DE 195 22 247 A1* zurück [301]. Während genormte Prüfkörper zur Scher- bzw. Kopf-Zug-Prüfung auf eine Belastungsrichtung beschränkt sind, kann bei der KS2-Methode über die Variation des Spannzeugs ein beliebiger Winkel zwischen der induzierten Prüfkraft und Grenzschicht generiert werden. Eine parallele Ausrichtung entspricht einer Scher-Zug-Prüfung (0°) und eine orthogonale Wirkungsline einer Kopf-Zug-Prüfung (90°). Darüber hinaus ist es üblich, kombinierte Beanspruchungszustände herbeizuführen (Lastwinkel i.d.R. 30° u. 60°), um den Einfluss des Verhältnisses aus Schub- und Normalbeanspruchung auf die Verbindungszone zu analysieren (vgl. Bild 4-14 a).

Für die Prüfung werden nach der konventionellen KS2-Methode zwei U-förmige Blech-Halbzeuge in einem vorgeschalteten Prozess miteinander verbunden. Während die Herstellung der Halbzeuge für einen sequenziellen Verbindungsprozess dem Stand der Technik entspricht (Metall: Biegen, FKV: z.B. Thermoformen), kann die Probengeometrie nicht ohne weiteres für einen prozessintegrierten Fügevorgang im Spritzguss oder Fließpressen verwendet werden. In Analogie zu *Roth et al.* wird daher für diese Arbeit eine adaptierte Probengeometrie entwickelt, um die Vorteile des Konzepts für einen prozessintegrativ hergestellten Prüfkörper anwenden zu können [79] (vgl. Bild 4-14).

<sup>2</sup> Die dargestellten Inhalte sind in Teilen den studentischen Arbeiten [299, 300] entnommen worden.

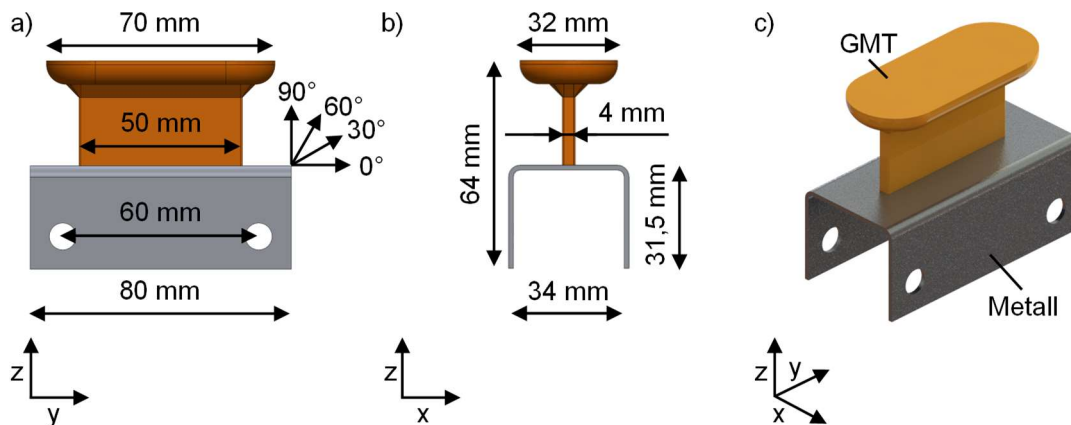


Bild 4-14: Adaptierte KS2-Probengeometrie. a) Ansicht in der z-y-Ebene unter Angabe der wesentlichen Maße sowie Kennzeichnung der Lastwinkel, b) Ansicht in der z-x-Ebene unter Angabe der wesentlichen Abmaße, c) isometrische Ansicht und Kennzeichnung der Materialart.

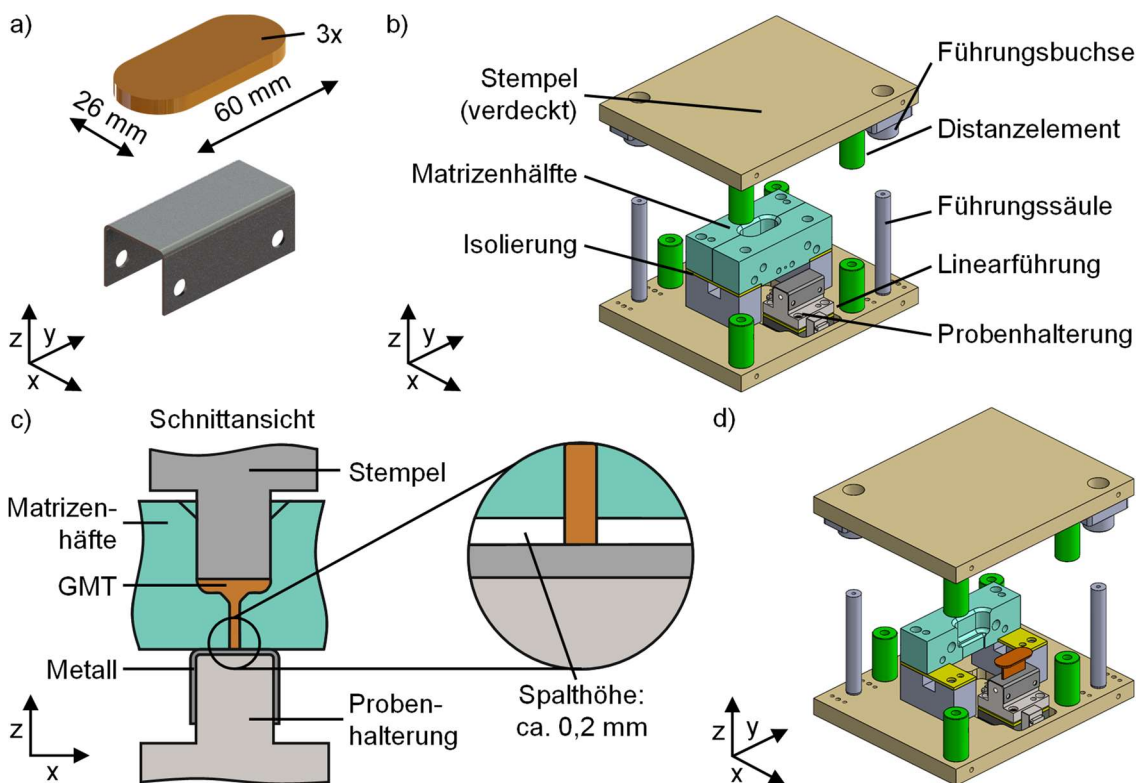
Das Konzept sieht zunächst vor, dass die Metallkomponente grundsätzlich der konventionellen Methode entspricht. Unter Beachtung der Faserlänge im FKV und der entsprechenden Wahrung einer hohen Übertragbarkeit auf reale Anwendungsfälle wird eine Skalierung der Geometrie vorgesehen. Im Vergleich zur konventionellen Geometrie wird die Länge der Probe von 50 mm auf 80 mm, die Höhe von 20 mm auf 30 mm sowie das Innenmaß von 22 mm auf 34 mm erhöht. Anstelle einer U-förmigen Schalenstruktur wird für das GMT eine rippenartige Geometrie verwendet. Durch die Multiplikation der Rippenbreite (4 mm) mit der Rippenlänge (50 mm) ergibt sich eine Fügefläche  $A_K$  von 200 mm<sup>2</sup>. Die FKV-Struktur berücksichtigt einerseits die Fertigungsrandbedingungen des Fließpressprozesses und ermöglicht darüber hinaus die Applikation einer Prüfkraft über den Kopf der Rippe (vgl. Bild 4-14).

#### 4.3.2.1 Prozesstechnik

Der Herstellung der Prüfkörper geht die Vorbereitung der Halbzeuge voraus. Die metallische Komponente wird per CNC-Biegeoperation (engl.: Computerized Numerical Control, deutsch: rechnergestützte numerische Steuerung) wiederholgenau in die dargestellte Form gebracht. Dazu ist es notwendig, die beschichteten Bleche in einem vorge-schalteten Prozess zu konturieren. Im Rahmen der Arbeit wird dazu das Verfahren des Wasserstrahlschneidens verwendet. Dieses wird ausgewählt, da es im Gegensatz zum Laserstrahlschneiden keinen thermischen Einfluss auf den Haftvermittler hat. Für das GMT erfolgt ebenfalls ein Zuschnitt per Wasserstrahlbeschnitt, um die Kavität des Formwerkzeugs optimal auszunutzen. Da GMT und Haftvermittler auf PP-Basis sind, ist kein negativer Einfluss durch eine Wasseraufnahme zu erwarten. Zur Herstellung der GMT-Rippe werden drei Zuschnitte verwendet (vgl. Bild 4-15 a).

Die Erwärmung der Komponenten erfolgt analog zum beschriebenen Vorgehen in Kapitel 4.3.1.1 (GMT: Umluftofen, Metall: IR-Strahler). Nach Erreichen der definierten Heizzeiten wird das GMT im Ofen gestapelt und in die Öffnung der Matrize platziert. Parallel transferiert ein zweiter Bediener die erwärmte KS2-Probe auf die Probenhalterung. Letztere kann mittels einer Linearführung unterhalb der Matrize positioniert werden.

Zwischen der aufgesteckten KS2-Probe und der Unterseite der Matrize ist ein Spalt von ca. 0,2 mm vorgesehen, um einen Kontakt zwischen dem Haftvermittler und dem Werkzeug während des Positionierungsvorgangs zu vermeiden. Ein Anschlag am Ende der Linearführung gewährleistet eine wiederholgenaue Positionierung. Sowohl die Matrize als auch die Probenhalterung sind thermisch entkoppelt und können separat auf eine gezielte Temperatur geregelt werden. Dabei ist die Matrize in zwei symmetrische Hälften aufgeteilt, sodass nach erfolgter Probenfertigung der stoffschlüssig verbundene Prüfkörper wieder entnommen werden kann. Eine Verschraubung sowie Verstiftung stellt eine Abdichtung und eine exakte Positionierung sicher (vgl. Bild 4-15 a-c).



**Bild 4-15:** Herstellung der adaptierten KS2-Probengeometrie. a) Halbzuge vor dem Erwärmungsvorgang, b) geöffnetes Formwerkzeug unter Kennzeichnung der wesentlichen Bestandteile, c) vereinfachte Darstellung des Formgebungsprozesses sowie überhöhte Hervorhebung des Spalts zwischen Matrize und Probenoberfläche, d) geöffnetes Werkzeug im Entnahme-Zustand.

Für die Durchführung des Fertigungsprozesses wird analog zu Kapitel 4.3.1 die servomotorische Spindelpresse *synchropress 1M-300* eingesetzt. Die Einbausituation und der prinzipielle Ablauf der Weg- und Kraftregelung können daher dem Kapitel 4.3.1.1 entnommen werden. In Bild 4-15 c) sind die wesentlichen Komponenten des Werkzeugs dargestellt, die für den Formgebungsprozess verantwortlich sind. Im illustrierten Zustand ist das eingelegte GMT bereits konsolidiert und die Rippenform ausgeprägt. Anders als in der Abbildung dargestellt, wird in der Praxis der ca. 0,2 mm dicke Flansch Spalt mit GMT infiltrierte, sodass sich unterhalb der Matrize ein dünner Flansch ausbildet. Zum Abschluss des Herstellprozesses fährt der Stempel in die Ausgangsposition zurück und die Verschraubung der rechten Matrizenhälfte wird gelöst. Daraufhin wird die Hälfte temporär entfernt und der hybride Probenkörper kann entnommen werden (vgl. Bild 4-15 d).

#### 4.3.2.2 Prüftechnik

Zur Verbindungscharakterisierung nimmt die jeweilige Prüfvorrichtung die metallischen Halbzeuge vollflächig und formschlüssig auf, sodass etwaige Deformationen wie bei der Scher-Zug-Prüfung verhindert werden. Über Aussparungen in den Seitenflächen der metallischen KS2-Probe erfolgt eine zusätzliche form- und kraftschlüssige Verbindung mittels einer Schraubverbindung. Die Aufnahme für die GMT-Rippe ist zweiteilig aufgebaut, sodass die Komponenten formschlüssig eingesetzt und über das anschließende Verschrauben des Deckels kraftschlüssig eingespannt werden. Sowohl die Ober- als auch Unterseite werden jeweils über einen Gelenkbolzen mit einem Gabelkopf verbunden, der wiederum mit der Prüfmaschine gekoppelt ist. Der rotatorische Freiheitsgrad stellt sicher, dass keine Zwangskräfte während der Verbindungsprüfung induziert werden können (vgl. Bild 4-16). I.d.R. wird der resultierende Flansch mittels eines Messers von der Hauptverbindungszone vor der Charakterisierung getrennt, sodass nur die Fügefläche  $A_K$  zur Verbindungfestigkeit beiträgt.

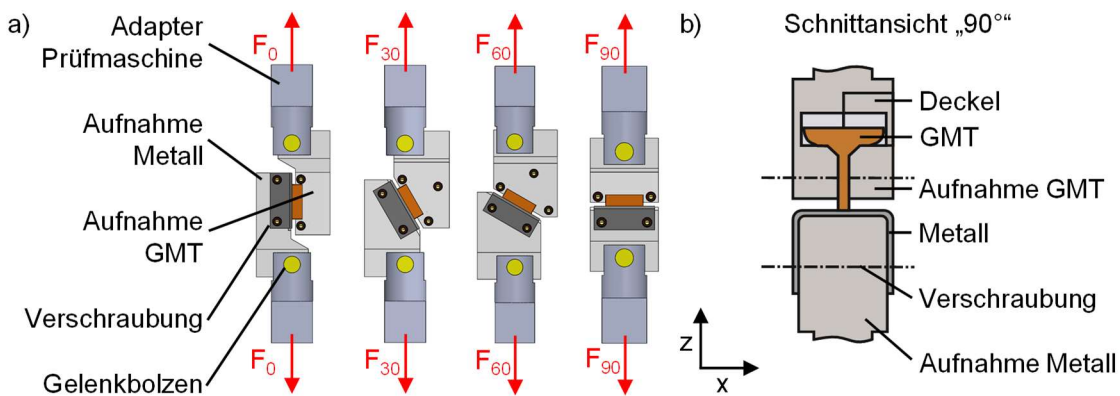


Bild 4-16: Adaptierte KS2-Prüftechnik. a) Prüfvorrichtungen für die Lastwinkel 0°-90° nach [302], b) Schnittansicht der Prüfvorrichtung für den Lastwinkel 90°.

Die Durchführung der Versuche erfolgt im unteren Lastrahmen der *MTS Criterion C45* bei einer Prüfgeschwindigkeit von 5 mm/min. Eine Bewertung der Verbindungsqualität ist zunächst über die Bestimmung der Nennspannung möglich. Da der Spannungszustand in der Grenzschicht vom jeweiligen Lastwinkel abhängig ist, wird einfachheitshalber im Folgenden der Index  $\sigma_H$  verwendet. Die Haftfestigkeit lässt sich aus der maximalen Prüfkraft  $F_{max}$  und der Fügefläche  $A_K$  bestimmen (vgl. Formel 4-4). Darüber hinaus erfolgt eine Analyse der resultierenden Bruchbilder.

$$\sigma_H = \frac{F_{max}}{A_K} \quad 4-4$$

#### 4.3.3 Hybridbalken

In diversen Forschungsarbeiten werden Technologieträger zur Bewertung der Eigenschaften von Leichtbaustrukturkonzepten unter definierten Belastungszuständen eingesetzt. Diese sind i.d.R. abstrahiert von realen Anwendungsobjekten, sodass mit reduzierter Komplexität eine hohe Ergebnislösung sowie -übertragbarkeit erreicht werden kann. Im Kontext der prozessintegrativen Herstellung von Hybridstrukturen auf Thermoplast-

Basis kommt dem *Erlanger Träger* die größte Aufmerksamkeit zu. Hierbei wird eine offene Profilstruktur („Hutprofil“) über eine Rippenstruktur im Spritzgussverfahren verstärkt (vgl. Bild 2-5) [16, 18, 84–86, 89]. Ähnliche Ansätze werden für das Fließpressverfahren in den Forschungsvorhaben *MultiForm* und *QPro* verfolgt [72, 79, 87]. Gemein haben alle Technologieträger, dass eine Charakterisierung vornehmlich durch eine *3-Punkt-Biegung* in Universalprüfmaschinen durchgeführt wird.

*Stallmeister* setzte auf diesem Entwicklungsstand auf und entwickelte eine im Fließpressverfahren hergestellte Hybridstruktur, die für einen Biegebelastfall optimiert ist. Durch Anordnung der Metallgurte in den Randzonen und Verwendung einer funktionalisierten Mittelschicht aus GMT-Rippen gleicht der *Paderborner Träger* einem konventionellen *Doppel-T-Träger*. Da durch die querkraftinduzierte Biegung eine Druck- bzw. Zugbeanspruchung in den Randzonen hervorgerufen wird, resultiert eine Schubbeanspruchung zwischen den eingesetzten Metallgurten und der GMT-Mittelschicht. Auf Basis eines analytischen Ansatzes, welches bis zur Dehngrenze der eingesetzten Metallgurte gültig ist, berechnet *Stallmeister* eine Schubspannung in der Grenzschicht im Bereich zwischen 3,1 und 3,7 MPa. Er hebt jedoch hervor, dass diese Werte deutlich ansteigen werden, sobald eine Kaltverfestigung des Metalls und/oder ein Versagen der GMT-Kernstruktur auftritt [29].

Demnach eignet sich der Technologieträger exzellent, um die in dieser Arbeit erzielten Ergebnisse auf Strukturebene zu übertragen und einen direkten Rückschluss auf die Verbindungsqualität zu erlangen. Darüber hinaus wird das entsprechende Formwerkzeug genutzt, um eine Balkenstruktur aus GMT herzustellen. Die Biegeprüfung der GMT-Balken lässt eine isolierte Bewertung der Tragfähigkeit auf das gesamte Tragfähigkeitsvermögen zu. Zusätzlich kann die Wirkung einzelner Prozessparameter auf die GMT-Qualität erfasst werden (vgl. Bild 4-17).

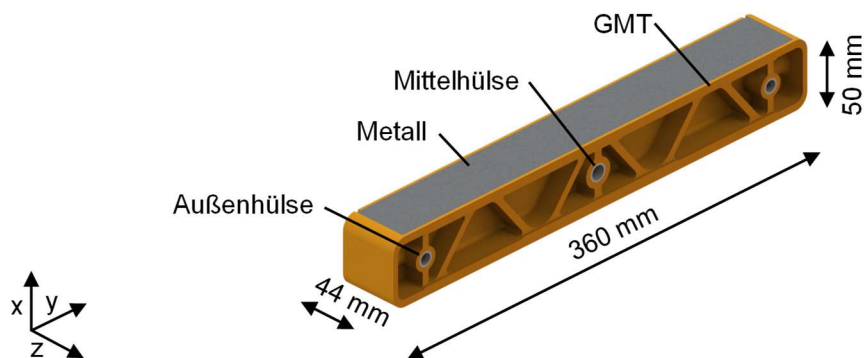


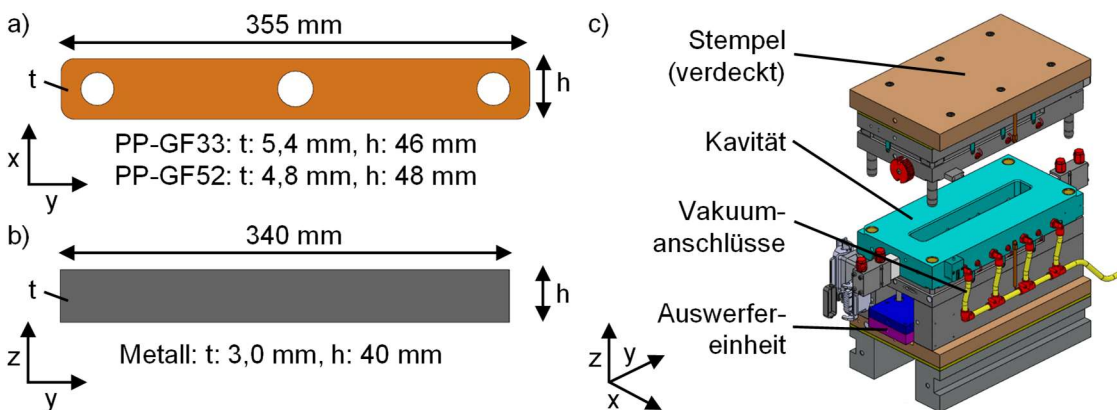
Bild 4-17: Hybridbalken bzw. Paderborner Träger mit den wesentlichen Komponenten und Abmaßen aus der Arbeit von Stallmeister [29].

#### 4.3.3.1 Prozesstechnik

Durch die Verwendung ebener Blechstrukturen muss das Metall nicht in einem vorge-schalteten Prozess umgeformt werden, sodass der Hybridbalken in einem Schritt hergestellt werden kann. Da die verwendete Anlagentechnik durch *Stallmeister* entwickelt und bereits in seiner Dissertation detailliert vorgestellt wird, wird sich im Folgenden auf die wesentlichen Grundlagen beschränkt. Einzelheiten sind demnach [29] zu entnehmen.



Für die Herstellung des Hybridbalkens werden zwei Außenhülsen ( $d_a$ : 11 mm,  $d_i$ : 8 mm), eine Mittelhülse ( $d_a$ : 13 mm,  $d_i$ : 10 mm), vier GMT-Zuschnitte und zwei Metallgurte benötigt. Die Mittelhülsen aus Aluminium werden durch eine Drehbearbeitung hergestellt und auf Stiften in der Kavität gelagert (vgl. Bild 4-17). Entsprechende Aussparungen werden im Wasserstrahlbeschnitt des GMT vorgesehen, sodass das Material optimal in die Kavität eingelegt werden kann. Die Maße unterscheiden sich für die unterschiedlichen GMT-Sorten minimal, um eine optimale Formfüllung zu gewährleisten (vgl. Bild 4-18 a). Der Zuschnitt der Metallgurte ( $t$ : 3,0 mm) erfolgt auf einer Tafelschere (vgl. Kapitel 4.3.1.1). Bedingt durch die gewählte Methode entstehen Unebenheiten im Blechwerkstoff, die anschließend herausgearbeitet werden (vgl. Bild 4-18 b).

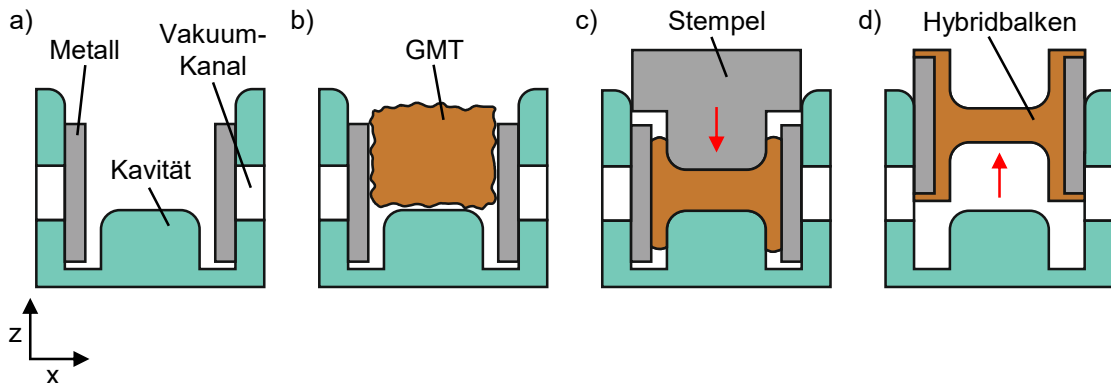


**Bild 4-18:** Versuchsmaterial und Formwerkzeug für den Hybridbalken. a) GMT-Zuschnitt mit den jeweiligen Maßen für PP-GF33 und PP-GF52, b) Abmaße der Metallgurte, c) Formwerkzeug mit Beschriftung der wesentlichen Komponenten nach [29]. Das Koordinatensystem ist auf jeweilige Position im Formwerkzeug ausgerichtet.

Das Formwerkzeug ist in Bild 4-18 c) dargestellt und entspricht im Wesentlichen dem bekannten Aufbau. Eine Besonderheit stellen die beidseitigen, an vier Stellen eingebrachten Vakuumöffnungen sowie -leitungen dar, die ein Fixieren der Metallgurte in der Kavität erlauben. Für den Fall, dass ein reiner GMT-Balken hergestellt wird, können die Anschlüsse durch Blindstopfen ersetzt werden, um die Kavität abzudichten und ein Eindringen des GMT in die Vakuumkanäle zu verhindern. In diesem Kontext werden fünf statt vier GMT-Zuschnitte verwendet, um das fehlende Volumen der Metallgurte zu ersetzen. Der Ablauf zur Herstellung ist analog zum Hybridbalken (s.u.).

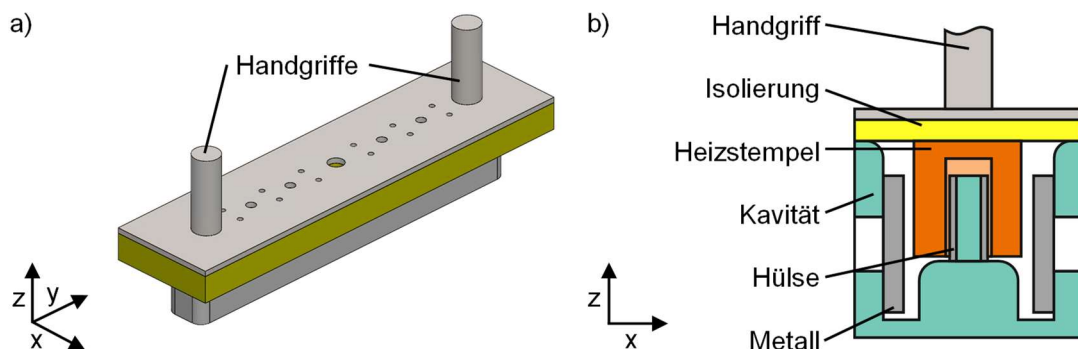
Die von *Stallmeister* etablierte Prozedur zur Herstellung des Hybridbalkens sieht vor, dass die Metallgurte frühzeitig in der Kavität platziert werden, damit die Gurte annähernd die Temperatur der Werkzeugkavität annehmen können. Im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen wird eine Mindesthaltezeit von 5 min definiert (vgl. Bild 4-19 a). Die GMT-Zuschnitte werden nach der bekannten Methode (vgl. Kapitel 4.3.1.1) erwärmt, anschließend gestapelt und in die Kavität eingelegt (vgl. Bild 4-19 b). Aufgrund der erhöhten Bauteil- bzw. Werkzeuggröße wird der Fließpressprozess in der hydraulischen Tuschierpresse des Typs *TS-50-13* der Firma *Gustav Hessmert KG*, welche eine maximale Presskraft von 500 kN aufbringen kann, durchgeführt. Der von *Stallmeister* verwendete Kraftwert von 460 kN wird übernommen und für 120 s aufrechterhalten, um eine vollständige Konsolidierung des GMT zu gewährleisten (vgl. Bild 4-19 c). Abschließend wird

das Werkzeug geöffnet und der Hybridbalken über eine hydraulisch aktuierte Auswerfer-einheit aus der Kavität entfernt (vgl. Bild 4-19 d) [29].



**Bild 4-19:** Schematische Darstellung des konventionellen Herstellprozesses des Hybridbalkens in der Schnittansicht nach [29, 303]. a) Einlegen der Metallgurte und Fixierung über die Vakuumkanäle, b) Einlegen des erhitzten GMT, c) Fließpressen des GMT über den Stempel, d) Auswurf der hergestellten Hybridstruktur.

Die konventionelle Prozessroute ist dahingehend beschränkt, dass die maximale Metalltemperatur durch die eingestellte Innenwandtemperatur der Kavität definiert wird. Aus diesem Grund wird eine zusätzliche Erwärmungsvorrichtung konzipiert, die in die Kavität eingesetzt werden kann (vgl. Bild 4-20 a-b). Analog zur Werkzeugbeheizung kann eine definierte Temperatur im Heizstempel eingestellt werden. Im Einklang mit vorher aufgezeichneten Temperatur-Zeit-Kurven wird die Vorrichtung vor dem Einlegen des GMT (2-5 min) über die Handgriffe in die Kavität eingesetzt, sodass zum Prozessstart eine definierte Metalltemperatur vorliegt. Während die Position in z-Richtung über die Auflagefläche der Isolierung bestimmt wird, erfolgt eine Ausrichtung in x-Richtung über die Außenhülsen. Letzteres stellt sicher, dass der elektrisch beheizte Heizstempel nicht mit dem Haftvermittler auf den Metallgurten in Kontakt kommt. Der Abstand zwischen der Oberfläche des Heizstempels und einem 3 mm dicken Metallblech beträgt ca. 2 mm (vgl. Bild 4-20 b). Der Heizvorgang ist zwischen Bild 4-19 a) und b) einzuordnen.



**Bild 4-20:** Anlagentechnik zur zusätzlichen Erwärmung der Metallgurte. a) Erwärmungsvorrichtung, b) Schematische Darstellung der Erwärmungsvorrichtung in der Kavität.

#### 4.3.3.2 Prüftechnik

Eine Charakterisierung des Hybridbalkens ist anfangs isoliert über die Bestimmung der Verbindungsfestigkeit möglich. Die Verbindungsprüfung wird über das Shear-Edge Verfahren durchgeführt, sodass das Prüfprinzip aus Kapitel 4.3.1.2 bekannt ist. Dazu

werden zunächst die Randzonen des Balkens per Sägeoperation abgetrennt und anschließend auf eine konstante Dicke von 5,5 mm plangefräst. Die SE-Proben werden mittels Beschriftungslaser (vgl. Kapitel 4.3.1.2) markiert und beschriftet, sodass die Verbindungsfestigkeit in Abhängigkeit der oberen (O), mittleren (M) und unteren (U) Zone im Balken differenziert betrachtet werden kann. Anschließend werden die Proben mittels eines Nasstrennschleifers (vgl. Kapitel 4.2.4) herausgetrennt. Hierfür wird ein alternierendes Muster verwendet, um unter Berücksichtigung des Materialverlustes im Sägevorgang die Probenhöhe von 12,5 mm einhalten zu können (vgl. Bild 4-21).

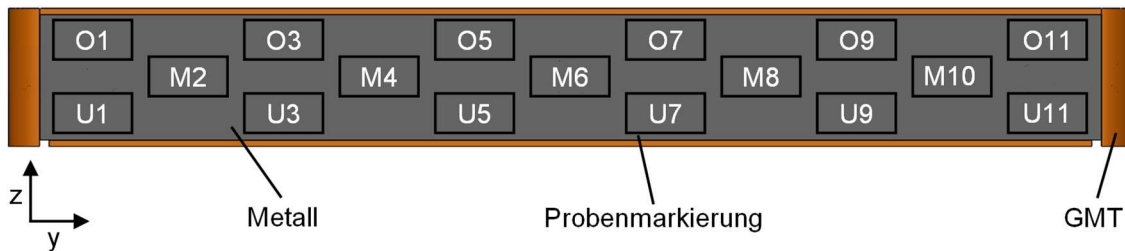


Bild 4-21: Extraktionsprozess der SE-Proben im Hybridbalken nach [29]. a) Schnittansicht des Balkens zur Extraktion der hybriden Gurte, b) Kennzeichnung der Probenmarkierung sowie Markierung der untersuchten Proben, c) Einordnung der Proben in Relation zur Kavitätstiefe.

Darüber hinaus kann die Tragfähigkeit der Struktur über eine 3-Punkt-Biegeprüfung ermittelt werden. Dazu wird der Hybridbalken auf zwei zylindrische Auflager ( $d_A$ : 50 mm) mit einem Abstand von 300 mm gelagert und mittig mittels einer zylindrischen Impaktor-geometrie ( $d_i$ : 50 mm) mit einer Druckkraft belastet (vgl. Bild 4-22 a).

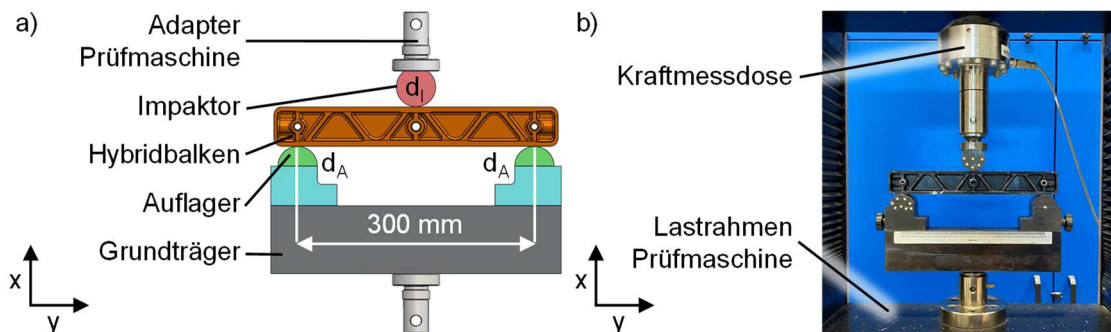


Bild 4-22: 3-Punkt-Biegeprüfung des Hybridbalkens nach [29]. a) Schematische Darstellung der Prüfvorrichtung unter Kennzeichnung der wesentlichen Komponenten, b) Einbau der Prüfvorrichtung in der Universalprüfmachine.

Für die Charakterisierung wird die Prüfvorrichtung aus [29] übernommen und im oberen Lastrahmen der *MTS Criterion C45* eingebaut (vgl. Bild 4-22 b). Die Biegeprüfung wird mit einer konstanten Verfahrgeschwindigkeit von 5 mm/min durchgeführt. Nach der Prüfung wird eine Analyse des Versagensverhaltens durchgeführt (Versagen GMT, Versagen Haftvermittler, Riss Metallgurt). Eine quantitative Bewertung der Tragfähigkeit ist über die maximale Prüfkraft  $F_{\max}$  (Biegefestigkeit) sowie über die Bestimmung der Energieaufnahme  $W_B$  möglich. Letztere berechnet sich aus dem Integral der Prüfkraft  $F$  über die Verschiebung des Querhaupts der Prüfmachine  $s_Q$  (vgl. Formel 4-5 u. Bild 4-13).

$$W_B = \int_{s_{Q,min}}^{s_{Q,max}} F ds_Q \quad 4-5$$



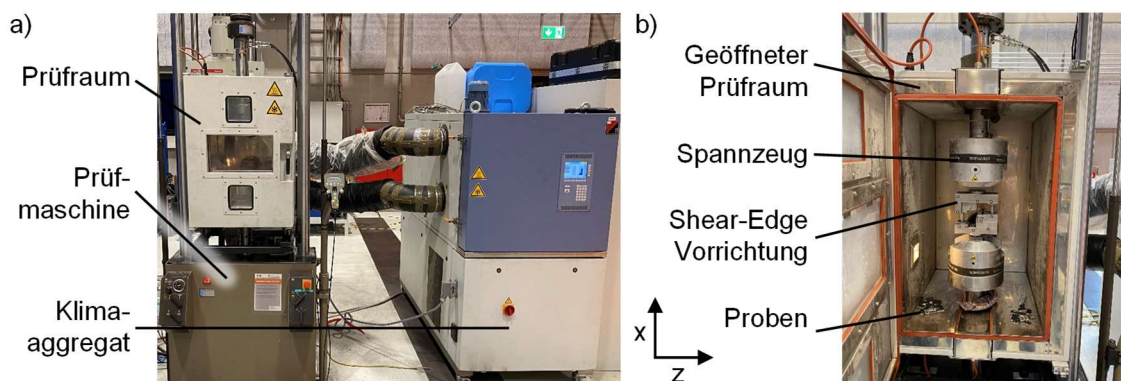
## 4.4 Simulation von Umgebungsbedingungen

In Kapitel 4.3 wurden die verwendeten Prüfkörper mit der dazugehörigen Prozess- und Prüftechnik vorgestellt. Die Lagerung der Halbzeuge, die Herstellung sowie die unmittelbar darauffolgende Charakterisierung findet i.d.R. bei „Raumklima“ statt. Dies bedeutet, dass die klimatischen Bedingungen nicht spezifisch eingestellt werden können und sich aus der Umgebungsluft des Technikums des Instituts für Leichtbau mit Hybridsystemen (ILH) ergeben. Exemplarische Messungen zeigen, dass die durchschnittliche Temperatur bei ca. 22 °C und die relative Luftfeuchtigkeit bei ca. 50 % liegt.

Während des Praxiseinsatzes von hybriden Leichtbaustrukturen kommt es jedoch zu unterschiedlichen Betriebsbelastungen, die in der Auslegung berücksichtigt werden müssen. Dies betrifft u.a. Alterungsvorgänge, die aus der Einwirkung korrosiver Medien und/oder Feuchtigkeit sowie Temperaturwechselbelastungen resultieren [104]. Darüber hinaus sind insbesondere Thermoplasten aufgrund ihrer speziellen Zusammensetzung und Bindungsmechanismen sensitiv gegenüber der Belastung bei verringerten bzw. erhöhten Einsatztemperaturen [26].

### 4.4.1 Mechanische Charakterisierung in Abhängigkeit der Umgebungstemperatur

Zur Simulation unterschiedlicher Einsatztemperaturen werden die jeweiligen Prüfvorrichtungen in die servohydraulische Prüfmaschine *MTS Landmark 810* eingebaut. Die hydraulischen Spannzeuge, die Prüfvorrichtung und die zu charakterisierende Proben werden anschließend vom isolierten Prüfraum des Typs *PR 125* der Firma *RS-Simulatoren* umschlossen (vgl. Bild 4-23). Über das Klimaaggregat *KSA 320/70 LK* des identischen Herstellers können theoretisch Temperaturen im Bereich zwischen - 70 und + 170 °C eingestellt werden. Das verwendete Hydrauliköl im hydraulischen Keilspannzeug limitiert die obere Prüftemperatur jedoch auf + 80 °C.



**Bild 4-23:** Prüfaufbau zur temperierten Charakterisierung. a) Zusammenbau von Prüfmaschine, Prüfraum und Klimaaggregat, b) Einbau der Shear-Edge Vorrichtung im isolierten Prüfraum.

Zur Sicherstellung einer homogenen Erwärmung werden die Proben ein bis zwei Stunden in der Prüfkammer bei der jeweiligen Temperatur gelagert. Darüber hinaus wird über ein externes Thermoelement die Temperatur direkt an der Prüfvorrichtung gemessen,

um Temperaturschwankungen durch das wiederholte Öffnen und Schließen der Prüfkammer zu erfassen. Nach dem Einbau der Proben wird i.d.R. fünf Minuten gewartet, bis die Temperatur an der Prüfvorrichtung wieder der Solltemperatur entspricht.

#### 4.4.2 Analyse des Alterungsverhaltens

Zur Charakterisierung des Alterungsverhaltens wird ein Klima-Wechseltest nach der *Volkswagen-Richtlinie PV 1200* und ein Korrosions-Wechseltest nach der *VW-Richtlinie PV 1210* durchgeführt [304, 305]. Innerhalb vergleichsweise kurzer Zeit kann der gesamte Lebenszyklus der Bauteile simuliert werden, indem die Prüfkörper verschärften Testbedingungen ausgesetzt werden [104]. Für beide Abläufe werden Shear-Edge-Probenkörper der jeweiligen Umgebung ausgesetzt. Die Proben werden auf einer Probenhalterung aus dem korrosionsbeständigen Polyoxymethylene (POM) gelagert. Ablaufkanäle und -bohrungen verhindern eine Ansammlung von Feuchtigkeit.

Der Klima-Wechseltest nach *PV 1200* zielt darauf ab, die Grenzschicht zyklisch durch eine Kombination aus Temperatur ( $-40\text{ °C}$  bis  $+80\text{ °C}$ ) und Feuchtigkeit (ca. 30-80 % relative Luftfeuchtigkeit) zu belasten. Allgemein kann eine Feuchtigkeitsdiffusion in der Grenzschicht zu Quellvorgängen in der Polymermatrix führen. Unterschiedliche Temperaturen führen zu Wärmespannungen aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten (vgl. Kapitel 2.1.3). In Kombination kann insbesondere während der Abkühlphase die Ausdehnung von eindiffundiertem Wasser in der Grenzschicht kritisch sein [104, 304]. Der Prüfzyklus nach [304] wird im aus Kapitel 4.4.1 bekannten Klimaaggregat durchgeführt. Der Ablauf der Prüfung für einen Zyklus mit der Dauer von zwölf Stunden ist Bild 4-24 zu entnehmen. Die Verbindungsprüfung wird nach einer Auslagerung bei Raumklima vor der Prüfung, nach 25 Zyklen und nach 50 Zyklen durchgeführt.

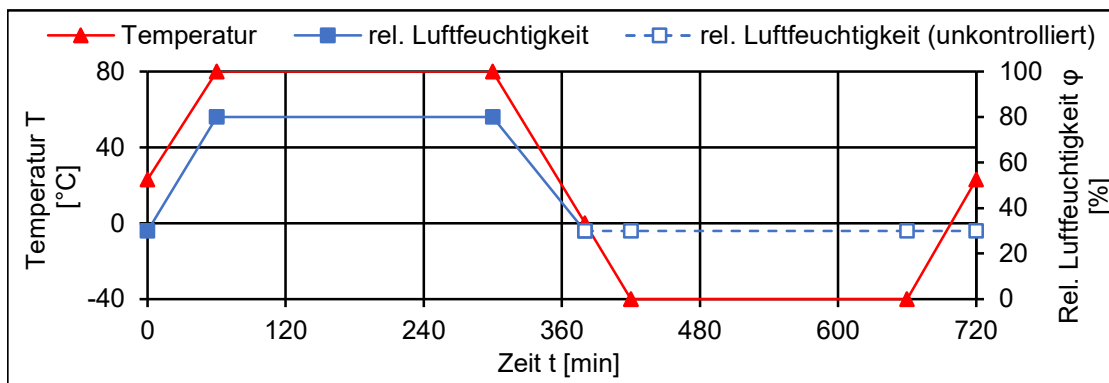


Bild 4-24: Schematischer Ablauf des Klima-Wechseltests PV 1200 für einen Zyklus von zwölf Stunden nach [304].

Die Kombination aus Feuchtigkeit und korrosiven Medien kann zu einer besonders starken Schädigung in der Grenzschicht von Hybridverbunden führen. Chlor-Ionen aus Natriumchlorid (Salz) können in die Grenzfläche eindiffundieren und führen zu einer Grenzflächenkorrosion [104]. Der Korrosions-Wechseltest nach *PV 1210* bildet diese Belastung nach und besteht aus mehreren genormten Teilprüfungen. Nach einer vierstündigen Salzsprühnebelprüfung (DIN EN ISO 9227 NSS) folgt eine vierstündige Auslagerung

bei Normklima (DIN 50014) sowie eine Feucht-Wärme-Auslagerung für 16 Stunden (DIN EN ISO 6270-2) Dieser Tageszyklus wird fünf Mal wiederholt, bevor für zwei Tage eine Ruhephase bei Normklima (DIN 50014) eingelegt wird [305–308] (vgl. Bild 4-25).

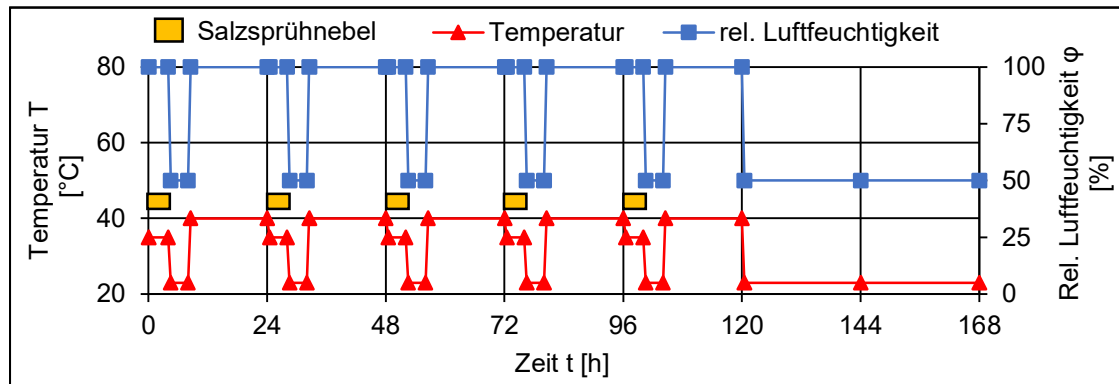


Bild 4-25: Schematische Darstellung des Korrosions-Wechseltests PV 1210 für eine Woche nach [205, 305].

Der standardisierte Prüfzyklus wird mittels des Korrosionsprüfschanks *CCT 400-FL B* der Firma *VLM* durchgeführt. Die vorherrschenden Temperaturen und relativen Luftfeuchtigkeiten sind in Bild 4-25 dargestellt. Eine Verbindungsprüfung erfolgt nach drei, sechs und zwölf Wochen.

## 4.5 Numerische Visualisierung des Fließpressprozesses

Eine Modellierung des Formgebungsprozesses des GMT wird über die Simulationssoftware *3DTIMON* des Anbieters *Toray Engineering* durchgeführt. Dabei wird die Methode als Werkzeug zur grundlegenden Visualisierung nicht sichtbarer und schwer messbarer Phänomene im Prozess (z.B. Ausbildung der Fließfront, Temperaturverteilung) betrachtet. Die zugrundeliegenden Differentialgleichungen der Strömungsmechanik und Wärmeübertragung können bspw. [309–313] entnommen werden.

Zur Abbildung des spezifischen Materialverhaltens des GMT PP-GF33 wurde als Basis ein Materialmodell eines PP-GF30 Spritzgussmaterials aus der softwareinternen Datenbank verwendet (Materialhersteller: *Toray*, Kennzeichnung: *TLP8169-30*). Dieses beinhaltet eine valide Grundlage für die temperatur- und scherratenabhängige Viskosität  $\eta$  sowie das PVT-Verhalten des Polymers. Zusätzlich sind Daten für die Dichte  $\rho$ , die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  und die thermische Leitfähigkeit  $C$  im Festkörper- ( $T$ : 23 °C) und Schmelzzustand ( $T$ : 220 °C) definiert. Zwischen den definierten Referenztemperaturen erfolgt eine lineare Interpolation. Innerhalb der Simulation wird eine Fließtemperatur definiert. Sobald diese in einem finiten Element unterschritten wird ( $< 130$  °C), ist dieses nicht mehr fließfähig (engl.: No-Flow Temperature).

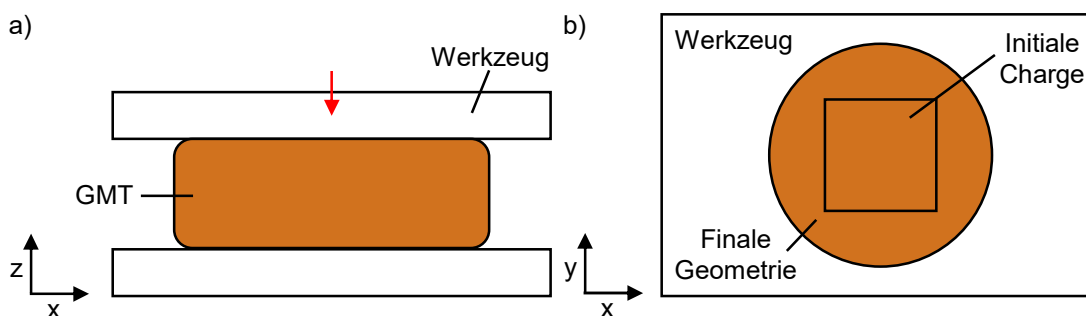
Da die Kennwerte für die spezifische Wärmekapazität und thermische Leitfähigkeit zwischen den jeweilig verfügbaren Materialmodellen in *3DTIMON* mitunter deutlich abweichen, wurde eine zusätzliche Analyse auf Basis verfügbarer Literaturdaten von Polypropylen und Glasfasern durchgeführt [25, 271, 314]. Die Berechnung der resultierenden

Werte für das GMT wird nach *Schürmann* über die Mischungsregel der Einzelkomponenten des Verbundwerkstoffs durchgeführt (vgl. Tabelle 4-5). Während für die Wärmekapazität  $c_p$  der relative Fasermassenanteil  $\psi$  (0,33) verwendet wird, wird für die Dichte  $\rho$  und die Wärmeleitfähigkeit  $C$  der relative Faservolumenanteil  $\phi$  (0,15) herangezogen [25].

**Tabelle 4-5:** Angabe von Dichte, Wärmeleitfähigkeit und Wärmekapazität für Polypropylen und E-Glasfasern bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur nach [25, 271, 314]. Berechnung der resultierenden Werte über die Mischungsregel nach *Schürmann* [25].

Temp. [°C]	Dichte $\rho$			Wärmeleitfähigkeit $C$			Spez. Wärmekapazität $c_p$		
	PP	GF	GMT	PP	GF	GMT	PP	GF	GMT
	[g/cm³]			[W/mK]			[J/gK]		
23	0,91	2,54	1,16	0,22	1,00	0,34	1,62	0,80	1,35
220	0,75	2,54	0,98	0,13	1,00	0,26	2,80	0,80	2,14

In Anlehnung an [312] wurde nachfolgend zur Abbildung des Fließverhaltens des GMT ein inverser Ansatz gewählt. Über ein isotherm beheiztes Plattenwerkzeug (50, 90 u. 120 °C) wurden rechteckige Zuschnitte des GMT (50 mm x 50 mm) nach dem bekannten Vorgehen mit einer definierten Presskraft von 25 kN und einer Haltezeit der Kraft von 60 s in der Spindelpresse 1M-300 verpresst. Unterschieden wird zwischen einer ein- und zweilagigen Materialeinlage (vgl. Bild 4-26).



**Bild 4-26:** Inverse Materialmodellierung. a) schematische Darstellung der Materialcharakterisierung im Plattenwerkzeug, b) Simulationsmodell in 3DTIMON.

Der Versuchsaufbau wurde in der Simulationssoftware anhand des real gemessenen Weg-Profiles der Spindelpresse nachgebildet. Für den Startpunkt wurde vereinfacht eine homogene Chargentemperatur von 200 °C angenommen. Zur Bewertung der Modellierungsgüte des Materialmodells wurden die Kraft-Weg-Verläufe sowie die Gestaltungsbildung für die jeweiligen Werkzeugtemperaturen zwischen Experiment und Simulation verglichen. Neben der temperaturabhängigen Viskosität musste der Wärmeübergangskoeffizient (engl.: Heat-Transfer-Coefficient, kurz: HTC) iterativ angepasst werden. Das finale Materialmodell sowie der Abgleich zwischen Experiment und Simulation ist dem Anhang A.1 zu entnehmen. In der Simulation war es notwendig, den HTC in der Fließphase auf 500 W/m²K (50 % vom Standard-Wert) zu reduzieren, sodass die numerische Prognose mit dem Realversuch übereinstimmte. Verschiedene Review-Paper haben ergeben, dass der verwendete HTC sowohl von der verwendeten Software als auch von der betrachteten Geometrie abhängt und in einem sehr großen Bereich schwankt (250-34.000 W/m²K) [311, 315]. Daher wird die Anpassung als zulässig angesehen.

## 4.6 Statistische Versuchsplanung und -auswertung

Die statistische Versuchsplanung, oftmals auch als *Design of Experiments* (kurz: DOE) bezeichnet, bietet die Möglichkeit, systematisch und effizient die Wirkung von Faktoren sowie deren Wechselwirkungen auf eine Zielgröße zu untersuchen. Mit dem generierten Wissen kann ein optimiertes Prozessfenster definiert werden. Über die gezielte Kombination mehrerer Einflussfaktoren auf definierten Faktorstufen ist eine simultane Analyse der Effekte möglich. I.d.R. werden die Kombinationen der Faktoren in einer randomisierten Reihenfolge durchgeführt, um zu vermeiden, dass ein Trend in der Versuchsdurchführung die Ergebnisse verfälscht. Zusätzlich werden mehrere Replikationen pro Kombination der Einflussfaktoren und Faktorstufen angefertigt, da zufällig auftretende Störgrößen zu einer Streuung der Zielgröße führen können. Der Aufbau und die Auswertung der in dieser Arbeit verwendeten Versuchspläne werden mit Unterstützung der Software *Minitab* vom gleichnamigen Hersteller durchgeführt.

Die Faktorstufe beschreibt den jeweiligen Wert des Einflussfaktors im Versuch, wobei die jeweilige Anzahl und Unterteilung der Stufen einen entscheidenden Einfluss auf den zu untersuchenden Effekt haben kann. Während für zwei Stufen nur lineare Einflüsse bestimmt werden können (vgl. Screening-Versuchsplan), können für eine höhere Anzahl der Faktorstufen auch quadratische Effekte identifiziert werden (vgl. Wirkungsflächen-Versuchsplan) [316, 317]. Liegen die Faktorstufen („-“ und „+“) zu nah beieinander, ist der Unterschied zwischen den Zielwerten sehr gering. Zudem kann der Effekt von der Zufallsstreuung verdeckt werden (vgl. Bild 4-27 a). Wird der Abstand hingegen zu groß gewählt, wird insbesondere bei einem nicht linearen Verhalten der Zielgröße keine korrekte Prognose getroffen (vgl. Bild 4-27 c). Der optimale Abstand ist in Bild 4-27 b) dargestellt [317].

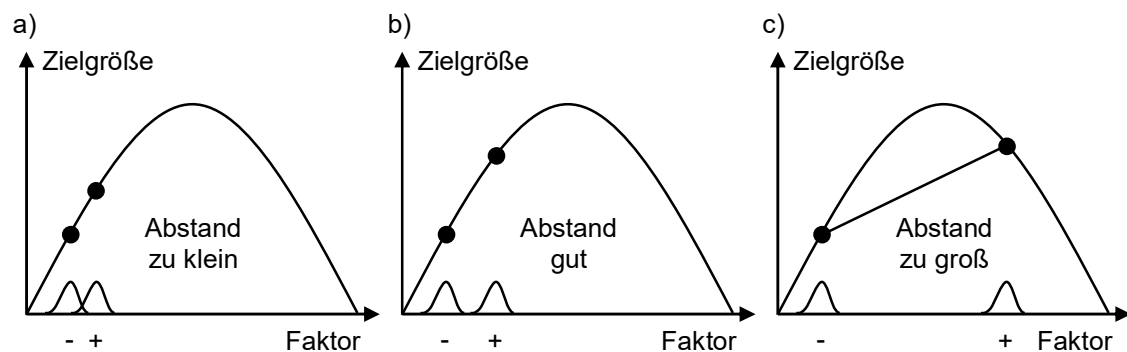


Bild 4-27: Einfluss des Abstands der Faktorstufen „-“ und „+“ auf die Prognosefähigkeit der vorliegenden Zielgröße nach [317].

### 4.6.1 Aufbau der Versuchspläne

In der Praxis werden in einem frühen Entwicklungsstadium für Problemstellungen mit einer hohen Anzahl an Einflussfaktoren ( $\geq 5$ ) i.d.R. sogenannte **Screening-Versuchspläne** mit zwei Faktorstufen eingesetzt, um den Versuchsaufwand zu begrenzen und erste Informationen über die Signifikanz einzelner Parameter zu erlangen. Für den Fall, dass jede Kombination der Faktoren mit den jeweiligen Stufen getestet werden soll

(Vollfaktorplan), ergibt sich die Anzahl der Versuchspunkte  $m$  aus der Zahl der Faktoren  $k$  und Faktorstufen  $n_F$  nach Formel 4-6 [316, 317].

$$m = n_F^k \quad 4-6$$

Für drei Faktoren (A, B u. C) bei zwei Faktorstufen ergibt sich bspw. eine Anzahl von acht Versuchspunkten. Daraus lassen sich die jeweiligen Einzeleffekte (A, B u. C), Zweifach-Wechselwirkungen (AB, AC u. BC) sowie die Dreifach-Wechselwirkung (ABC) berechnen. Da Dreifach- und noch höhere Wechselwirkungen i.d.R. keinen signifikanten Einfluss auf die Zielgröße haben, kann für das gewählte Beispiel die Dreifach-Wechselwirkung ABC durch einen weiteren Faktor D ersetzt werden. Mit der getroffenen Vereinfachung umfasst der Versuchsaufwand für vier Faktoren (A, B, C u. D) statt 16 Versuchspunkten (Vollfaktorplan, vgl. Formel 4-6) acht Versuchspunkte. In diesem Kontext wird von einem teilfaktoriellen Versuchsplan gesprochen. Generell kann die Anzahl der Versuchspunkte mit dieser Methode nach der Formel 4-7 bestimmt werden. „p“ stellt dabei den Reduktionsfaktor dar und darf nicht beliebig hoch gewählt werden, da es ansonsten zu kritischen Ungenauigkeiten kommen kann. Weitere Informationen zu dieser Methode sind der Fachliteratur zu entnehmen [316, 317].

$$m = n_F^{k-p} \quad 4-7$$

Nachdem die Gesamtzahl der potenziellen Einflussfaktoren durch den Screening-Versuchsplan auf ein Mindestmaß reduziert wurde (vgl. Kapitel 4.6.2), kann eine detaillierte Effektanalyse – inklusiver nicht linearer Zusammenhänge – auf Basis eines **Wirkungsflächen-Versuchsplans** durchgeführt werden. Im Speziellen wird ein zentral zusammengesetzter Versuchsplan auf Basis eines teilfaktoriellen Versuchsplans verwendet (p: 1). Zusätzlich werden diesem Versuchsplan ein Zentralpunkt und mehrere Sternpunkte hinzugefügt, wodurch sich fünf Faktorstufen ergeben (vgl. Bild 4-28).

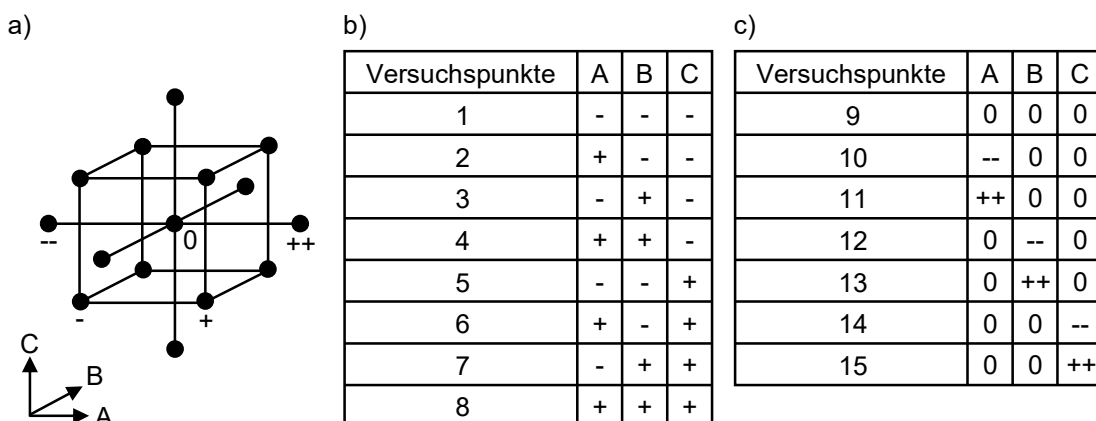


Bild 4-28: Zentral zusammengesetzter Wirkungsflächen-Versuchsplan mit drei Faktoren nach [316]. a) Darstellung der Faktorstufen, b) Kombination der unteren und oberen Faktorstufen bzw. Eckpunkte des Würfels (Kodierung: - bzw. +), c) Kombination der Sternpunkte (Kodierung: -- bzw. ++) und Zentralpunkte (Kodierung: 0).

Ersichtlich wird, dass für das gewählte Beispiel mit drei Faktoren und fünf Stufen bereits 15 Versuchspunkte ausreichen, um die jeweiligen Effekte zu untersuchen. Für weitere Details sei auf die referenzierte Fachliteratur verwiesen [316, 317].

#### 4.6.2 Auswertung der Versuchsergebnisse

Die Auswertung der Ergebnisse beginnt zunächst damit, dass auf Basis der Anzahl der Replikationen  $n_R$  und den jeweiligen Versuchsergebnissen  $y_i$  nach Formel 4-8 der Mittelwert  $\bar{y}_i$  pro Versuchspunkt berechnet wird. Diese Vorgehensweise ist vorteilhaft, da sich zufällig auftretende Abweichungen oftmals gegenseitig kompensieren [316, 317].

$$\bar{y}_i = \frac{1}{n_R} * \sum_{i=1}^{n_R} y_i \quad 4-8$$

Über die Berechnung der Standardabweichung  $s$  für eine Stichprobe nach Formel 4-9 ist es weiterhin möglich zu beurteilen, in welchem Maß die Messdaten im Durchschnitt von ihrem Mittelwert abweichen. Je höher die Anzahl der Replikationen  $n_R$ , desto geringer ist i.d.R. die resultierende Streuung [316, 317].

$$s = \sqrt{\frac{1}{n_R - 1} * \sum_{i=1}^{n_R} (y_i - \bar{y}_i)^2} \quad 4-9$$

In diesem Vorgang können offensichtlich stark abweichende Versuchsergebnisse, die bspw. auf den Bedienereinfluss oder Material-Inhomogenitäten zurückzuführen sind, aussortiert werden. Ist eine Begründung der Abweichung nicht ohne Zweifel möglich, werden erneute Replikationen zur statistischen Absicherung charakterisiert.

Die Wirkung des jeweiligen Faktors  $x_i$  (Effekt  $E_i$ ) auf die Zielgröße  $y$  kann für einen zweistufigen Versuchsplan über die Differenz der Mittelwerte bei den jeweiligen Stufen („-“ und „+“) berechnet werden (vgl. Bild 4-28 b). Der Formelzusammenhang ergibt sich nach Formel 4-10. Ein positiver Wert für  $E_i$  ist so zu verstehen, dass eine Erhöhung des Faktors  $x_i$  zu einer Vergrößerung der Versuchsergebnisse bzw. der Zielgröße  $y$  führt. Entsprechend antagonistisch wirkt ein negativer Wert für  $E_i$  [316, 317].

$$E_i = \frac{1}{m} * \sum_{i=1}^m \bar{y}_{i,+} - \frac{1}{m} * \sum_{i=1}^m \bar{y}_{i,-} \quad 4-10$$

Mittels einer Regressionsanalyse kann folgend ein mathematisches Modell zur Prognose der Zielgröße  $y$  für beliebige Werte der Faktoren  $x_i$  unter Verwendung der Skalierungsfaktoren  $b_i$  bestimmt werden. Die in Abhängigkeit der Faktoren  $x_i$  prognostizierte Zielgröße wird als  $\hat{y}_i$  bezeichnet. Die Basis für eine lineare und quadratische Ansatzfunktion sind in den Formeln 4-11 und 4-12 dargestellt [316, 317].

$$\hat{y}_i = b_0 + b_1 * x_{i,1} + b_2 * x_{i,2} + b_{12} * x_{i,1} * x_{i,2} \quad 4-11$$

$$\hat{y}_i = b_0 + b_1 * x_{i,1} + b_2 * x_{i,2} + b_{12} * x_{i,1} * x_{i,2} + b_{11} * x_{i,1}^2 + b_{22} * x_{i,2}^2 \quad 4-12$$

Die Abweichungen der prognostizierten Werte  $\hat{y}_i$  vom Messwert des Datensatzes  $\bar{y}_i$  werden als Residuen bezeichnet (vgl. Formel 4-13). Die Skalierungsfaktoren  $b_i$  werden über die Methode der kleinsten Quadrate dahingehend optimiert, dass die Summe der quadrierten Abweichungen zwischen den Messwerten  $\bar{y}_i$  und den prognostizierten Werten  $\hat{y}_i$  über alle Versuchspunkte  $m$  minimiert werden. Anders ausgedrückt bedeutet dies,

dass die Summe der quadrierten Residuen möglichst gering sein sollte (vgl. Formel 4-14) [316, 317].

$$\varepsilon_i = \bar{y}_i - \hat{y}_i \quad 4-13$$

$$\sum_{i=1}^n \varepsilon_i^2 = \sum_{i=1}^n (\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2 \rightarrow \text{Minimum} \quad 4-14$$

Zum Aufbau des Modells wird in dieser Arbeit eine schrittweise Regression vorgenommen, um die Komplexität des Modells auf ein Mindestmaß zu beschränken und nur signifikante Einflussfaktoren mit aufzunehmen. In der gewählten Methode der Rückwärtselimination werden zunächst alle Terme betrachtet. Nachfolgend werden schrittweise die Terme entfernt, die keinen entscheidenden Einfluss auf das Bestimmtheitsmaß  $R^2$  haben. Letzteres ist ein Gütekriterium zur Bewertung der Modellqualität und wird über den Quotienten der erklärten Streuung und der Gesamtvariation berechnet (vgl. Formel 4-15). Die Gesamtvariation gibt dabei an, inwiefern die jeweiligen Versuchspunkte  $\bar{y}_i$  vom Gesamtmittelwert der Versuchsreihe  $\bar{y}$  abweichen. Das Bestimmtheitsmaß  $R^2$  wird üblicherweise in Prozentzahlen angegeben und ist i.d.R. um so besser, je näher der Wert an 100 % liegt. Für den idealen Wert von 100 % würde die Varianz der Zielgröße  $y$  vollkommen durch die Varianz der Einflussfaktoren  $x_i$  erklärt [316, 317].

$$R^2 = \frac{\text{erklärte Streuung}}{\text{Gesamtvariation}} = \frac{\sum_{i=1}^m (\hat{y}_i - \bar{y})^2}{\sum_{i=1}^m (\bar{y}_i - \bar{y})^2} \quad 4-15$$

Im Speziellen wird bei der automatisierten Rückwärtselimination in der Software als Schwellwert für die Signifikanz eines Einflussfaktors der p-Wert herangezogen ( $p < 0,1$ ). Definitionsgemäß gibt der p-Wert die Wahrscheinlichkeit an, dass ein beobachteter Effekt zufällig aufgetreten ist. Demnach kann für sehr geringe p-Werte davon ausgegangen werden, dass ein Faktor einen statistisch signifikanten Effekt hat. Die Berechnung des p-Werts erfolgt im Zuge der Varianzanalyse (auch unter ANOVA bekannt). Einzelheiten zur Berechnung sind der Fachliteratur zu entnehmen [316, 317].

Die p-Werte können in der folgenden Auswertung der jeweiligen Einflussfaktoren genutzt werden, um den Einfluss auf die Zielgröße zu bestimmen. Für die Bewertung der berechneten p-Werte wird eine gängige Klassifizierung nach *Kleppmann* verwendet [317].

- **$p < 0,001$** : hochsignifikanter Einfluss
- **$0,001 \leq p < 0,01$** : signifikanter Einfluss
- **$0,01 \leq p < 0,05$** : indifferent, möglichst mehr Daten sammeln
- **$p \geq 0,05$** : kein Hinweis auf Unterschied



## 5 Analyse der Wirkung ausgewählter Einflussfaktoren auf die Verbindungsqualität<sup>3</sup>

Im Einklang mit der in Kapitel 3 definierten Zielsetzung und Vorgehensweise wird im vorliegenden Kapitel systematisch untersucht, wie ausgewählte Faktoren die Verbindungsbildung im hybriden Fließpressen beeinflussen. Dazu wird die Geometrie des ebenen Hybridkörpers genutzt, da dieser bei minimaler Komplexität von Prozess- und Prüftechnik die praxisrelevantesten Ergebnisse liefert (vgl. Kapitel 4.3.1). Aus den gewonnenen Erkenntnissen werden Verarbeitungsrichtlinien für die prozessintegrierte Verbindungsbildung im betrachteten Fertigungsverfahren abgeleitet.

### 5.1 Kategorisierung und Priorisierung relevanter Einflussgrößen

Obwohl die Verbindungsbildung in den untersuchten Publikationen aus Kapitel 2.4 teilweise auf andere Verfahren und Materialien bezogen ist, lassen sich die zugrundeliegenden Mechanismen und Prozessgrenzen grundsätzlich auf das hybride Fließpressen übertragen. Bild 5-1 stellt eine Übersicht über potenzielle Einflussfaktoren dar.

Einflüsse auf die Verbindungsbildung bzw. -festigkeit im hybriden Fließpressen		
Faser-Kunststoff-Verbund	Metall + Haftvermittler	Verarbeitung
<b>Zusammensetzung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Basispolymer</li> <li>• Additive / Füllstoffe</li> <li>• Funktionelle Gruppen</li> <li>• Faserart, -gehalt, -länge</li> <li>• Faserorientierung</li> </ul> <b>Eigenschaften</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Mechanische Kennwerte</li> <li>• Thermische Kennwerte</li> </ul> <b>Verarbeitung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Schmelztemperatur</li> <li>• Zersetzungstemperatur</li> <li>• Kristallisationstemperatur</li> <li>• Viskosität</li> </ul>	<b>Legierung u. Blechdicke</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Mechanische Kennwerte</li> <li>• Thermische Kennwerte</li> </ul> <b>Oberfläche des Metalls</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Morphologie</li> <li>• Topographie</li> </ul> <b>Beschichtungsprozess</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Schichtdicke</li> <li>• Eingesetztes Verfahren</li> </ul> <b>Eigenschaften des HV</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Basispolymer</li> <li>• Additive / funkt. Gruppen</li> </ul> <b>Verarbeitung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Siehe „FKV“</li> </ul>	<b>Erwärmung u. Blechdicke</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Methode u. Aufheizrate</li> <li>• Zieltemperatur</li> </ul> <b>Transfer der Komponenten</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Initiale Kontakttemperatur</li> <li>• Temperaturverlust</li> </ul> <b>Fließpressen</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Werkzeugtemperatur</li> <li>• Fließwege</li> <li>• Pressgeschwindigkeit</li> <li>• Pressdruck u. Haltezeit</li> <li>• Temperatur-Zeit-Führung</li> </ul> <b>Nachbearbeitung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Tempern</li> </ul>
Störeinflüsse		
<b>Zusammensetzung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Faser-Matrix-Verhältnis</li> <li>• Feuchtigkeitsabsorption</li> <li>• Fremdkörper</li> </ul>	<b>Beschichtung u. Lagerung</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Verunreinigungen</li> <li>• Prozessführung</li> <li>• Feuchtigkeitsabsorption</li> </ul>	<b>Bedienereinfluss</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Zieltemperaturen</li> <li>• Transferdauer</li> <li>• Formbelegung</li> </ul>

Bild 5-1: Einflussgrößen auf die Verbindungsbildung und -festigkeit im hybriden Fließpressen auf Basis von Kapitel 2.4 in Anlehnung an [278].

<sup>3</sup> Die dargestellten Inhalte bzw. verwendeten Daten sind in Teilen den studentischen Arbeiten [318–322] entnommen worden.

Die abgeleiteten Einflussgrößen werden für eine bessere Übersicht zunächst auf die jeweiligen Halbzeuge des Hybridsystems unterteilt. Da der Haftvermittler in einem vorgeschalteten Prozess auf den Blechwerkstoff appliziert wird, erfolgt eine gemeinsame Betrachtung mit dem Metall. Folgend werden potenzielle Einflüsse zusammengefasst, die durch die Verarbeitung entstehen können. Zusätzlich werden zu jeder Kategorie eventuelle Störgrößen aufgezählt (vgl. Bild 5-1).

### 5.1.1 Einfluss des FKV

Durch die Aufgabenstellung wird für die Studie ein Glasfasermattenverstärkter Thermoplast (GMT) auf Polypropylen-Basis verwendet, wodurch grundsätzlich das Basispolymer, die Faserart, -länge und -orientierung festgelegt werden. Nach *Mitschang et al.* wird die Verbindungsfestigkeit in erster Linie durch das Polymer selbst und nicht durch den Fasergehalt bzw. die Faserorientierung bestimmt [171]. Weitere Studien bestätigen diese Beobachtung [166, 239, 240]. Zwar kann *Pöhler* erhöhte Festigkeiten für ein GMT mit Zusatzlagen aus orientierten Glasfasern ( $0^\circ/90^\circ$ ) in der Scher-Zug-Prüfung ermitteln, diese können jedoch auf die höhere Steifigkeit des FKV und die daraus minimierte Deformation in der Scher-Zug-Prüfung zurückgeführt werden [28]. Demnach wird dem Fasergehalt eine untergeordnete Bedeutung zugewiesen. Da das Faser-Matrix-Verhältnis jedoch Einfluss auf die Kohäsionsfestigkeit und die thermischen Eigenschaften (Wärmeausdehnung, Wärmekapazität) hat, werden exemplarische Untersuchungen mit den jeweiligen GMT-Typen (vgl. Kapitel 4.1) durchgeführt. Die untersuchten GMT-Sorten werden vom identischen Materialhersteller bezogen, sodass erweiterte Wechselwirkungen der Materialkomposition (Additive, Füllstoffe) bei variierendem Fasergehalt weitestgehend ausgeschlossen werden können. Störeinflüsse durch eine inhomogene Materialzusammensetzung oder Einschlüsse von Fremdpartikeln können durch die Durchführung einer geeigneten Anzahl an Replikationen beherrscht werden.

Bekanntermaßen besitzt Polypropylen eine geringe Polarität, die durch das Hinzufügen funktioneller Gruppen erhöht werden kann (vgl. Kapitel 2.4.5.3). Im Kontext der Untersuchungen wird ein GMT mit entsprechenden Additiven eingesetzt (*D110F30*). Da der Fasergehalt zum GMT des Typs *S130A248-N1* nahezu identisch ist, lässt sich der Einfluss der Modifikation präzise beurteilen.

Die Verarbeitungskennwerte ergeben sich durch das verwendete Basispolymer und die jeweiligen Additive. Eine wesentliche Unterscheidung ergibt sich bei den jeweiligen GMT-Typen nicht, sodass diese Einflussfaktoren berücksichtigt, aber nicht variiert werden können. Die zu beachtenden Prozessgrenzen werden in Kapitel 5.1.3 erläutert.

### 5.1.2 Einfluss der beschichteten Metallbleche

Analog zum GMT wird vorausgesetzt, dass der sprühbasierte Haftvermittler in einem vorgeschalteten Prozess auf ein Aluminiumblech appliziert wird. In Übereinstimmung mit *Mitschang et al.* wird kein Einfluss des Legierungstyps erwartet, sodass alle Unter-

suchungen mit der Legierung EN AW-5754 H22 durchgeführt werden [171]. Mit einer Zugfestigkeit von 220-270 MPa wird im Vergleich zur Zugfestigkeit vom GMT (70-145 MPa) bzw. der maximal bekannten Haftfestigkeit (ca. 20 MPa) kein Substratversagen erwartet. Eine exemplarische Variation der Blechdicke (1,5 bzw. 3,0 mm) wird durchgeführt, um einen potenziellen Einfluss der erhöhten Wärmekapazität auf die prozessintegrierte Verbindungsausbildung zu erfassen.

Der Hersteller des Haftvermittlers gibt an, dass die Adhäsion des Systems zum Metall so stark ist, dass in der Scher-Zug-Prüfung stets ein Substratversagen des FKV auftritt [286]. Analoge Ergebnisse zeigen sich in der Arbeit von *Pöhler* für die Untersuchung des Haftvermittlerfilms der Firma *no!ax*. Für die entsprechende Verklebung des Systems Aluminium-Aluminium ergeben sich höhere Haftfestigkeiten als für das System Aluminium-GMT [28]. Da der Beschichtungsvorgang beim Hersteller im Ausland durchgeführt wird, wird für die Parameterstudie keine aufwändige Modifikation hinsichtlich der Morphologie bzw. Topographie der Metalloberfläche eingeplant. Sollte sich ein wiederholtes Adhäsionsversagen in der Charakterisierung ergeben, könnte als Rückfallebene eine mechanische bzw. chemische Oberflächenvorbehandlung vorgesehen werden.

Ohnehin werden die Zusammensetzung des Haftvermittlers und der Beschichtungsvorgang (Schichtdicke in der Sprühapplikation, Einbrennvorgang) als Konstante angesehen, da diese bereits herstellerseitig optimiert wurden. Die resultierenden Verarbeitungskennwerte des Polymers sind daher nicht veränderlich und müssen in der Verarbeitung berücksichtigt werden. Eventuelle Unregelmäßigkeiten im Beschichtungsprozess werden durch eine geeignete Anzahl an Versuchsdurchläufen detektiert.

### 5.1.3 Einfluss der Verarbeitungsparameter

Den jeweiligen Verarbeitungsparametern zur Herstellung der Hybridstrukturen kommt in diesem Kapitel die größte Bedeutung zu. Grundsätzlich gilt, dass Thermoplaste für den Formgebungsprozess über die Schmelztemperatur erwärmt werden müssen. Analog ist bekannt, dass thermoplastische Haftvermittler eine erhöhte Haftfestigkeit ermöglichen, wenn der Metalleinleger vor der Verbindungsausbildung temperiert wird. Die Temperatur darf jedoch nicht die Zersetzungstemperatur überschreiten, da es sonst zu irreversiblen Schäden an den Polymerketten kommt. Während für das GMT eine bewährte Verarbeitung im Umluftofen (250 °C, 10 min) gemäß *Stallmeister* übernommen wird, wird für die beschichteten Metalleinleger eine Umluft- und Infrarot-Erwärmung untersucht [29]. Eine Temperierung über IR-Strahlung ermöglicht weiterhin die Analyse des Einflusses unterschiedlicher Aufheizraten. Für die gewählte Methode wird eine detaillierte Studie der Wirkung verschiedener Zieltemperaturen durchgeführt. Insbesondere muss im Formgebungsprozess analysiert werden, ob die verringerte Viskosität des Haftvermittlers bei hohen Temperaturen zu einer haftfestigkeitsmindernden Verdrängung aus der Grenzschicht führen kann. Durch die manuelle Handhabung kann es dazu kommen, dass die Zieltemperaturen unter- oder überschritten werden. Ein Abgleich mit anderen Temperaturstufen kann zeigen, ob diese Abweichungen einen signifikanten Einfluss haben.

Der manuelle Transfer der erwärmten Halbzeuge zum Formwerkzeug hat einen Einfluss auf die Verbindungsbildung, da es zu einem kontinuierlichen Abfall der initial eingestellten Temperaturen an der Umgebungsluft kommt. I.d.R. wird deswegen das erwärmte GMT unmittelbar nach Beendigung der aneinander angepassten Erwärmungszyklen auf der Haftvermittlerschicht des Metalls platziert, um den Temperaturverlust in der Grenzschicht zu minimieren und einen initialen Kontakt der Polymere zu ermöglichen. Exemplarisch erfolgt ein separierter Transfer, um den Einfluss dieser Methode auf die Verbindungsfestigkeit zu bewerten. Durch eine Vielzahl an Wiederholungen wird der Einfluss von Schwankungen in der Transferzeit der manuellen Handhabung minimiert.

Noch bedeutender für den Temperaturverlust durch die Umgebungsluft (Konvektion, Wärmestrahlung) ist der direkte Kontakt des erwärmten Metalleinlegers mit dem Formwerkzeug durch die zusätzliche und dominierende Wärmeleitung zum Werkzeugstahl. Der Gradient zwischen den Temperaturen des Einlegers und des Werkzeugs gibt dabei den Temperaturverlust bis zum Beginn des Pressprozesses vor. Da mit steigender Temperatur ein positiver Einfluss auf die Formbarkeit sowie Oberflächenqualität des GMT besteht, wird dem potenziellen Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Verbindungsqualität eine hohe Aufmerksamkeit gewidmet. Nach *Wakeman et al.* sollte die Werkzeugtemperatur jedoch nicht zu hoch sein, da ansonsten eine unzureichende Konsolidierung erreicht wird [141]. In diesem Kontext stellen *Drummer et al.* fest, dass für eine optimierte Haftfestigkeit eine geringe Werkzeugtemperatur durch eine hohe Temperatur des Metalleinlegers kompensiert werden kann [84]. Dementsprechend muss eine potenzielle Wechselwirkung zwischen diesen Temperaturen betrachtet werden.

Die Anzahl und Positionierung der GMT-Lagen (Formbelegungsplan) sowie die spezifische Geometrie des Werkzeugs geben die resultierenden Fließwege des FKV im Pressprozess vor. Insbesondere eine hohe Gestaltungsänderung löst komplexe Fließbewegungen aus. Resultieren kann daraus eine Relativbewegung zwischen der GMT-Fließfront und dem Haftvermittler sowie eine Faserverarmung bzw. -akkumulation. Je nach Viskosität der Polymere kann es zu einer Durchmischung bzw. Verdrängung des Haftvermittlers aus der Grenzschicht und zu Entmischungsvorgängen kommen. Auch die Veränderung im Faser-Matrix-Verhältnis beeinflusst möglicherweise die Verbindung zum Haftvermittler. Nach *Drummer et al.* müssen in diesem Kontext das Zusammenspiel aus Werkzeug- und Metalltemperatur sowie die resultierenden Scherraten in der Grenzschicht beachtet werden [84]. Zur Reduktion der Komplexität und potenzieller Faktor-Wechselwirkungen wird der Effekt der Materialfließwege separat betrachtet.

Im Fertigungsszenario mit geringer Formänderung („Formpressen“) hat die Geschwindigkeit des Pressenhubs keinen direkten Einfluss auf die Verbindungsbildung des ebenen Hybridkörpers, da die Pressensteuerung zum Zeitpunkt des Kontakts mit dem GMT bereits in die Phase der „Kraftregelung“ (vgl. Bild 4-9) übergeht. Trotzdem kann eine Variation der Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs dazu genutzt werden, den Temperaturverlust der Komponenten vor Applikation des Pressdrucks zu simulieren. Je länger der Schließvorgang des Werkzeugs dauert, desto näher ist die Temperatur der

Grenzschicht an der eingestellten Werkzeugtemperatur. In der separierten Untersuchung bzgl. der Materialfließwege mit der gestapelten Einlage des GMT (vgl. Kapitel 4.3.1.1) können hingegen über die Variation der Pressgeschwindigkeit unterschiedliche Scherraten induziert werden.

Nach *Wakeman et al.* ist ein ausreichender Pressdruck in Kombination mit einer entsprechenden Haltezeit essenziell für die Formfüllung, die Konsolidierung sowie eine hohe Oberflächenqualität des GMT [141–143]. Während ein zu hoher Druck in der PMA-Hybridisierung generell kontraproduktiv ist, kann in der IMA-Hybridisierung eine Verdrängung der Polymermatrix aus der Fügezone durch das abgedichtete Tauchkantenwerkzeug vermieden werden. *Lippky et al.* können in der PMA-Hybridisierung feststellen, dass ein hoher Pressdruck zu geringen Temperaturen in der Grenzschicht kompensieren kann. Geringe Drücke und Temperaturen können wiederum durch eine lange Haltezeit ausgeglichen werden [266]. Im Mehrkomponenten-Spritzguss (Verbindung Polymer-Polymer) hat der Druck hingegen nach *Aurrekoetxea et al.* keinen Einfluss [271]. Aufgrund der widersprüchlichen Datenlage ist demnach der Effekt des Pressdrucks und der Haltezeit auf die Verbindungsausbildung zu ermitteln. Speziell ist zu bestimmen, ob eine Wechselwirkung mit den vorherrschenden Temperaturen vorliegt.

Der zeitliche Abkühlvorgang nach der Erwärmung der Polymere durch den Transfer und Pressprozess bestimmt das Potenzial zur Bildung der Kristallstruktur der teilkristallinen Thermoplaste. Während in der PMA-Hybridisierung durch eine aktive Kühlung gezielte Abkühlkurven eingestellt werden können, ist dies im verfolgten Ansatz nicht möglich. Grundsätzlich wäre zwar eine variotherme Verarbeitung möglich, jedoch wird dieser Ansatz aufgrund des erhöhten Energieeinsatzes sowie der resultierenden Zykluszeiten als ungeeignet für einen wirtschaftlichen Serienprozess angesehen. Aus diesem Grund wird ebenfalls auf eine nachträgliche Temperaturbehandlung verzichtet, die potenziell Einfluss auf die Kristallstruktur bzw. Eigenspannungen haben kann. In den Versuchen ist allerdings eine bedingte Kontrolle des Abkühlverlaufs durch die Anpassung der Temperatur des Metalleinlegers und der Werkzeugtemperatur möglich.

## 5.2 Validierung der Prozess- und Prüftechnik

Auf Basis eines ausgewählten Versuchspunkts wird zunächst analysiert, welche Materialkombination und welche Prüfmethode am besten geeignet sind, um die hergestellte Verbindung zu untersuchen. Nachfolgend wird untersucht, ob die Erwärmungsmethode und Aufheizrate des Metalleinlegers einen signifikanten Einfluss auf die Verbindung haben. Beide Studien werden im „Formpressen“ und mit einem identischen Parametersatz durchgeführt. Nach dem Auslösen des Pressprogramms beträgt die Zeit bis zum Kraftaufbau (114 kN bzw. 200 bar für 70 s) ca. 5,3 s.

Die Temperaturen des Metalleinlegers ( $T_M$ : 220 °C) und des Werkzeugs ( $T_W$ : 120 °C) werden bewusst hoch gewählt, um eine vorzeitige Abkühlung der PP-basierten Polymere unterhalb des aus der Literatur bekannten Schmelzpunkts von 165 °C zu

vermeiden [26]. Zur Einstellung einer wiederholgenauen Temperatur im Metalleinleger wurden im Vorfeld Thermoelemente auf das Aluminium aufgeschweißt und die jeweilige Zeit-Temperatur-Kurve für die jeweilige Erwärmungsmethode aufgezeichnet. Eine Darstellung der aufgezeichneten Kurven erfolgt in Kapitel 5.2.2.

### 5.2.1 Auswahl der Materialkombination und Prüftechnik

In der anvisierten Verbindungsprüfung sollte ein möglichst homogener Schubspannungszustand in der Grenzschicht induziert werden. Darüber hinaus kann die Qualität der Verbindung nur bewertet werden, wenn ein Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum GMT oder Metall bzw. ein Kohäsionsversagen innerhalb des Haftvermittlers auftritt. Eine plastische Deformation des Metalls oder ein Substratversagen des GMT ist nicht zulässig. Um für den ebenen Hybridkörper (145 mm x 45 mm) die optimale Charakterisierungsmethode auszuwählen, werden jeweils zwei unterschiedliche GMT-Sorten für die Scher-Zug- und Shear-Edge-Prüfung eingesetzt. Während die erste GMT-Sorte einen Fasermassenanteil von 52 % (*S153A248-M1*, kurz PP-GF52) aufweist, besitzt der zweite Typ einen Fasermassenanteil von 33 % (*D110F30*, kurz PP-GF33) sowie zusätzliche Additive für eine optimierte Metall-Klebeverbindung. Als Referenz wird für beide Prüfmethoden ein deutlich steiferes Organoblech mit einem Fasermassenanteil von 70 % (*W8SVR*, kurz: PP-GF70) untersucht (vgl. auch [323]).

In der Studie wird das beschichtete Metall gemeinsam mit dem GMT im Umluftofen (250 °C) auf die Zieltemperatur erwärmt, indem es die letzten 3 min und 20 s mit in den Ofen gelegt wird. Für den gewählten Parametersatz weisen die Proben eine geschlossene glänzende Oberfläche auf. Die Verarbeitung des Organoblechs folgt grundsätzlich der beschriebenen Vorgehensweise. Durch die geringere Dicke ( $t$ : 1,5 mm) werden zwei Einzellagen jedoch nur für 8 min erwärmt, anschließend gestapelt und mit dem Metall hybridisiert. Pro Materialkombination werden sechs Hybridkörper hergestellt, sodass jeweils drei Scher-Zug- und zwölf Shear-Edge Proben getestet werden können. Während eine Darstellung der gemittelten Scherfestigkeiten inklusive der Standardabweichung sowie Versagensart in Tabelle 5-2 erfolgt, sind in Bild 5-2 repräsentative Spannungs-Weg-Verläufe der jeweiligen Prüfmethoden bzw. FKV-Komponente abgebildet.

*Tabelle 5-1: Scherfestigkeiten der Shear-Edge- und Scher-Zug-Proben in Abhängigkeit des eingesetzten FKV. Zusätzliche Angabe der jeweiligen Standardabweichung und des charakteristischen Versagensverhaltens.*

Spezifikation	Festigkeit $\tau_H$	Versagensart
Einheit	MPa	-
<b>Scher-Zug-Probe (SZP)</b>		
PP-GF-33	11,0 ( $\pm 0,2$ )	Substrat GMT
PP-GF-52	13,8 ( $\pm 1,4$ )	Substrat GMT
PP-GF-70	19,2 ( $\pm 1,6$ )	Substrat GMT / Kohäsion
<b>Shear-Edge (SE)</b>		
PP-GF-33	21,0 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
PP-GF-52	20,3 ( $\pm 0,1$ )	Substrat GMT
PP-GF-70	21,9 ( $\pm 0,3$ )	Kohäsion

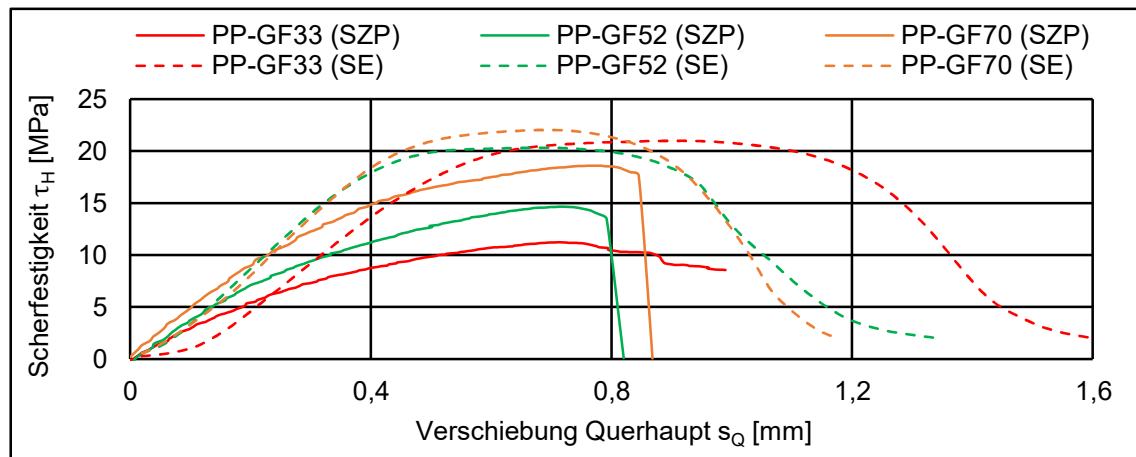


Bild 5-2: Repräsentative Spannungs-Weg-Verläufe der jeweiligen FKV-Komponenten in der Scher-Zug- und Shear-Edge-Prüfung.

Grundsätzlich ist ersichtlich, dass mit dem eingesetzten Haftvermittler und dem verwendeten Parametersatz eine tragfähige und reproduzierbare Verbindung hergestellt werden kann. Mit Ausnahme der Kombination PP-GF52 (10,1 %) und PP-GF70 (8,3 %) in der Scher-Zug-Prüfung sind die Standardabweichungen in Relation zum Mittelwert auf einem geringen Niveau (ca. 2 %). Selbst die geringste Scherfestigkeit von 11 MPa (PP-GF33, SZP) liegt mitunter deutlich über den aus der Literatur bekannten Haftfestigkeiten für PP-basierte Verbindungen (vgl. Kapitel 2.4.5). Weiterhin zeigen die Ergebnisse eine starke Abhängigkeit von der verwendeten Probengeometrie. Während die Ergebnisse des SE-Tests nahezu konstant auf einem hohen Niveau sind, sind die Scher-Zug-Festigkeiten deutlich geringer. Diese Beobachtung geht einher mit vergleichbaren Ergebnissen aus der Literatur und ist auf die unterschiedlichen Spannungszustände in der Grenzschicht der jeweiligen Prüfmethode zurückzuführen [100, 235, 295]. Im Vergleich der verwendeten GMT-Typen ist in der Scher-Zug-Prüfung für den erhöhten Fasergehalt eine um 25 % höhere Tragfähigkeit ersichtlich. Für das Organoblech liegt diese fast auf dem Niveau der Shear-Edge-Prüfung (vgl. Tabelle 5-2).

Ein direkter Vergleich der Verschiebungen, die aus den Wegaufnehmern der Universalprüfmaschinen resultieren, ist nicht möglich, da die Versuche an unterschiedlichen Prüfmaschinen durchgeführt worden sind und bei der Shear-Edge-Methode eine zusätzliche Prüfvorrichtung zum Einsatz kommt. Entsprechend werden unterschiedliche Gesamtsteifigkeiten vorliegen. Innerhalb der Prüfmethoden fällt bei der SE-Prüfung auf, dass der Einsatz des GMT PP-GF33 – trotz eines verzögerten Kraftanstiegs – zu tendenziell höheren Brucharbeiten führt. Wie zu erwarten, führt ein höherer Fasergehalt zu einer höheren Steifigkeit in der Scher-Zug-Verbindungsprüfung. Auffällig ist, dass das GMT PP-GF33 im Gegensatz zu den anderen FKV eine hohe Resttragfähigkeit nach Erreichen der Maximalkraft aufweist (vgl. Bild 5-2).

Bei Betrachtung der resultierenden Bruchbilder und der DIC-Aufnahmen der Scher-Zug-Proben lässt sich erkennen, dass die geringeren und vom Fasergehalt abhängigen Scher-Zug-Festigkeiten auf die jeweilige Steifigkeit bzw. Grundfestigkeit des GMT zurückzuführen sind. Aufgrund der geringeren Steifigkeit des PP-GF33 ist die resultierende

Deformation kurz vor Erreichen der jeweiligen Maximalkraft deutlich höher (vgl. Bild 5-3 a). Als Resultat ist eine Rissausbreitung bis weit in das FKV zu beobachten. Im Vergleich der Versagensbilder ist der initiierte Riss für das PP-GF52 zwar deutlich näher an der Grenzschicht als für das PP-GF33, jedoch trotzdem vollständig im GMT lokalisiert. In beiden Fällen wird das Versagen am unteren Übergang zwischen Metall und GMT initiiert. Die Rissausbreitung erfolgt in positiver y-Richtung (vgl. Bild 5-3 b).

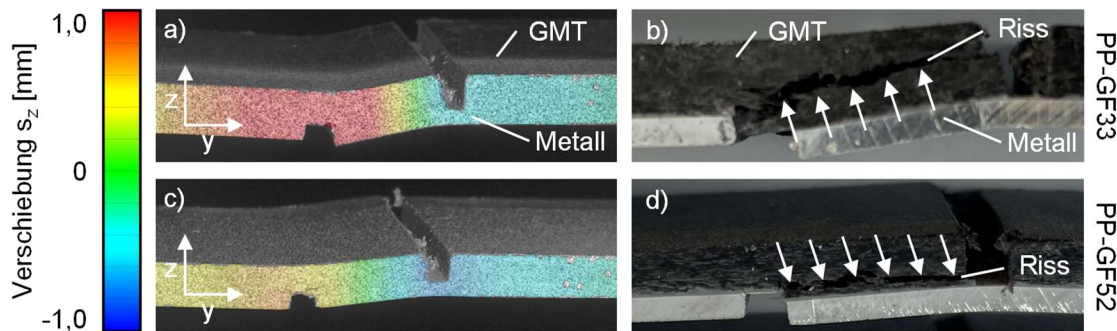


Bild 5-3: Auswertung der Scher-Zug-Prüfung für die GMT Typen PP-GF33 und PP-GF52. a) u. c) lokale Verschiebung in z-Richtung kurz vor Eintreten des Kraftmaximums, b) u. d) Kennzeichnung der Rissausbreitung.

Um die zugrundeliegenden Spannungszustände in der Grenzschicht der Prüfmethode zu visualisieren, wird exemplarisch für das Material GMT PP-GF33 eine linear-elastische Simulation mittels des Solvers *OptiStruct* der Firma *Altair* durchgeführt. Beide Prüfmethode werden mit einer identischen konstanten Kraft simuliert. Da für die Haftvermittlerschicht eine vereinfachte Annahme der mechanischen Eigenschaften durchgeführt wird, sind die resultierenden Verläufe nur für eine qualitative Auswertung geeignet. Einzelheiten zum Modellaufbau und den verwendeten Materialdaten sind dem Anhang A.2 zu entnehmen. Die Auswertung der resultierenden Spannungen erfolgt anhand einer exemplarischen Elementreihe in Relation zur y-Koordinate (-6,25 mm bis +6,25 mm). In Raumrichtung (x-Achse) sind die Spannungen nahezu konstant. Betrachtet wird die Schubspannung  $\tau_{zy}$ , die Normalspannung  $\sigma_z$  und die Vergleichsspannung  $\sigma_{v,M}$  nach *van Mises* (vgl. Bild 5-4).

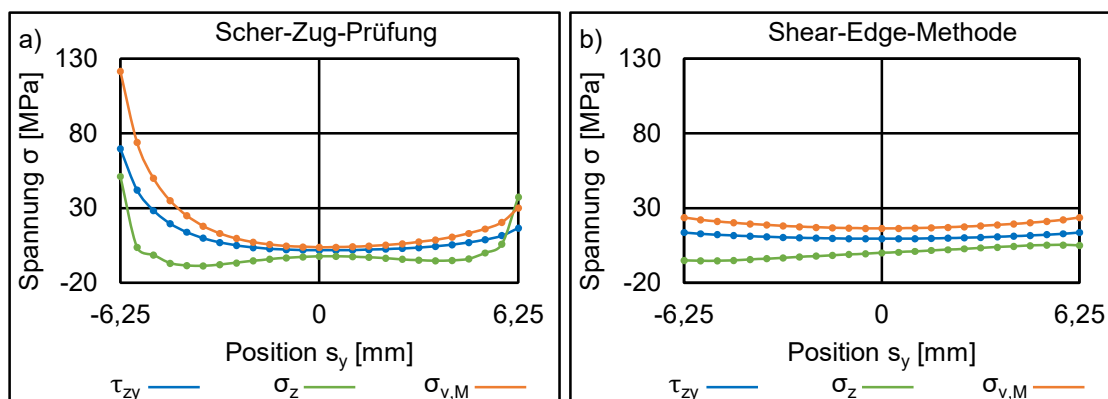


Bild 5-4: Berechnete Spannungsverläufe für das GMT PP-GF33 in Relation zur verwendeten Prüfmethode. a) Scher-Zug-Prüfung, b) Shear-Edge Methode.

Bei Betrachtung der dargestellten Spannungsverläufe wird deutlich, dass es insbesondere am Übergang vom Metall zum GMT (linke Seite) der Grenzschicht der Scher-Zug-

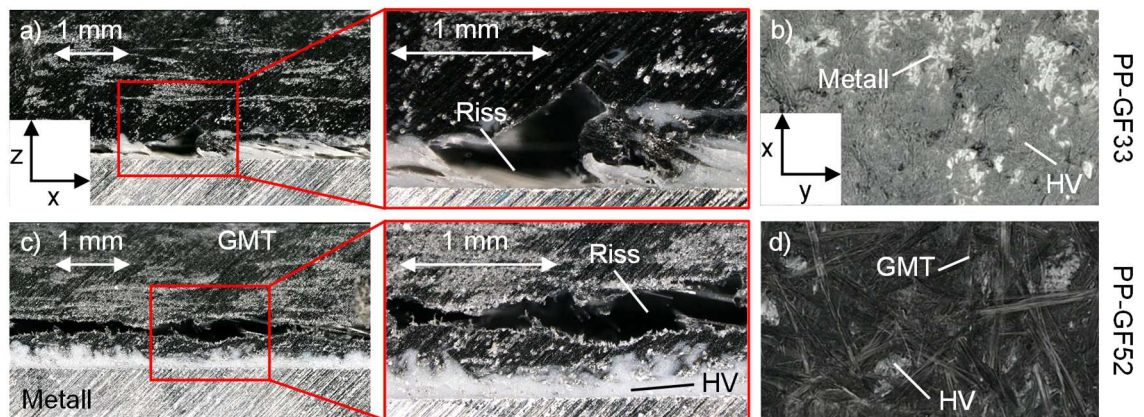


Probe zu einer gravierenden Spannungserhöhung kommt. Diese setzt sich aus einem hohen Normal- und Schubspannungsanteil zusammen (vgl. Bild 5-4 a). In Übereinstimmung mit den durchgeführten DIC-Untersuchungen stellt dies auch den Ursprung der Rissinitiiierung dar (vgl. Bild 5-3). Das Resultat des einseitigen Versagens ist eine Schälbeanspruchung in der Grenzschicht bzw. im anliegenden FKV.

Nach *Klein* u. *Gänsicke* ist die einseitige Spannungserhöhung auf die unterschiedlichen Elastizitätsmoduln der verwendeten Basiswerkstoffe zurückzuführen. Für eine identische Steifigkeit der Basiswerkstoffe ist eine immer noch prägnante, aber dafür symmetrische Spannungserhöhung zu erwarten [36]. Dementsprechend ist die Spannungsüberhöhung für das PP-GF52 bzw. PP-GF70 an dieser Position geringer ausgeprägt, sodass sich in Kombination mit der höheren Grundfestigkeit der FKV höhere Scher-Zug-Festigkeiten ergeben.

In Bezugnahme auf die SZP lässt sich konstatieren, dass die Probengeometrie aufgrund der vorliegenden unsymmetrischen Spannungserhöhung zu einer inhomogenen Beanspruchung der Grenzschicht im Hybridverbund führt. Da auch bei höheren Fasermassenanteilen im GMT ein Substratversagen im FKV auftritt, ist die Geometrie für den vorliegenden Anwendungsfall nicht geeignet.

Im Kontrast ist die resultierende Vergleichsspannung  $\sigma_{v,M}$  in der Shear-Edge-Prüfung deutlich homogener. Der Normalspannungsanteil  $\sigma_z$  ist als gering zu bewerten (vgl. Bild 5-4 b). Jedoch liegt trotz der nahezu identischen Verbindungsfestigkeit in der SE-Prüfung für die GMT-Typen ein grundsätzlich unterschiedliches Versagensverhalten vor (vgl. Tabelle 5-2 u. Bild 5-5).



**Bild 5-5:** Versagens- bzw. Bruchbilder der Shear-Edge-Prüfung für die GMT-Typen PP-GF33 und PP-GF52. a) u. c) Bruchbild in der x-z-Ebene (inkl. Vergrößerung), b) u. d) Bruchbild in der x-y-Ebene.

Zur Bewertung wird die geprüfte Verbindung in zwei Zuständen untersucht. Im ersten Stadium wird die geprüfte, aber noch intakte Grenzschicht (vgl. Kapitel 4.3.1.2) in der x-z-Ebene betrachtet (vgl. Bild 5-5 a u. c). Im zweiten Schritt erfolgt eine Analyse der vollständigen Bruchfläche in der x-y-Ebene, nachdem die Probenhälften voneinander getrennt wurden. Dazu wird stets die Bruchfläche der Metallkomponente verwendet (vgl. Bild 5-5 b u. d).

Analog zum Versagensverhalten der Scher-Zug-Probe kommt es beim GMT PP-GF52 größtenteils zu einem vollständigen, grenznahen Versagen des GMT. Aufgrund der Nähe zur Grenzschicht ist dies weniger auf die Schubfestigkeit, sondern vielmehr auf die Kohäsionsfestigkeit des FKV bzw. die Faser-Matrix-Haftfestigkeit zurückzuführen (vgl. Bild 5-5 c-d). Dafür ist beim GMT PP-GF33 ein deutliches Versagen in der Grenzschicht bzw. im Haftvermittler zu beobachten (vgl. Bild 5-5 a). In der x-y-Ebene ist zudem erkennbar, dass ein minimales Adhäsionsversagen zur Metalloberfläche auftritt. In Relation zum Kohäsionsanteil ist dies jedoch gering (vgl. Bild 5-5 b).

Zum Abschluss der Studie lässt sich festhalten, dass nur die Kombination des GMT PP-GF33 mit der Shear-Edge-Prüfmethode geeignet ist, um die Verbindungsqualität zu bewerten. Für alle anderen Kombinationen tritt ein Versagen des Grundwerkstoffs auf. Dies ist zwar grundsätzlich positiv für die Auslegung einer Hybridstruktur, da der Basiswerkstoff maximal ausgenutzt wird, jedoch können dadurch in der wissenschaftlichen Studie nur die mechanischen Eigenschaften des GMT beurteilt werden. Während der Scher-Zug-Prüfung in erster Linie aufgrund der inhomogenen Spannungsverteilung keine Eignung für diese Arbeit zukommt, kann das Versagensverhalten des GMT PP-GF52 in der SE-Prüfung auf einen zu geringen Zusammenhalt zwischen den Fasern und der Polymerbasis zurückgeführt werden. Da die ermittelte Festigkeit nur geringfügig unterhalb des PP-GF33 liegt, scheint die Kohäsionsfestigkeit des Haftvermittlers minimal stärker zu sein als die Festigkeit in der Grenzschicht des PP-GF52. Der verbesserte Zusammenhalt des PP-GF33 ist entweder mit dem erhöhten Massenanteil des Polymers und/oder der hinzugefügten Additive zu begründen (vgl. Kapitel 4.1). In Kapitel 2.4.5.3 wird bereits erwähnt, dass Additive zur Optimierung der Adhäsion zu metallischen Werkstoffen ebenso eine positive Wirkung auf die Faser-Matrix-Haftfestigkeit haben. Die aufgestellten Hypothesen werden beurteilt, indem nach Abschluss der Parameterstudie ein Abgleich zum GMT-Typen PP-GF30 durchgeführt wird. Dieser GMT-Typ hat nahezu das gleiche Faser-Matrix-Verhältnis wie das PP-GF33, beinhaltet dafür aber keine Additive zur Haftfestigkeitsoptimierung (vgl. Kapitel 5.5.4.2).

## **5.2.2 Analyse der thermischen Aktivierung des Haftvermittlers**

### **5.2.2.1 Erwärmungsvorgang**

Die Erwärmung des beschichteten Metalleinlegers hat aller Voraussicht nach einen entscheidenden Einfluss auf die Verbindungsqualität. Im Kontext eines wirtschaftlichen Serienprozesses ist dem schnellen ziel- und wiederholgenauen Aufwärmvorgang eine hohe Bedeutung zuzuordnen. Grundsätzlich stehen verschiedene Methoden zur Temperierung des Metalleinlegers zur Verfügung. Analog zu den Versuchen aus Kapitel 5.2.1 führt *Pöhler* eine zeitversetzte gemeinsame Erwärmung des Metalls und GMT im identischen Umluftofen durch. Der Temperaturgradient wird dabei durch die vorherrschende Umgebungstemperatur definiert. Während *Pöhler* das Metall für 15 min bei 200 °C erwärmt, kann die Erwärmungszeit in den eigenen Vorversuchen bei einer Umgebungstemperatur von 250 °C auf 3 min und 20 s reduziert werden [28]. Gerade bei erhöhten

Stückzahlen ist zu beachten, dass ein wiederholtes Öffnen und Schließen des Ofens zu einer Temperaturabweichung und fortlaufendem Energieverlust führt. *Stallmeister* entkoppelt die Erwärmung von Metall und GMT, indem er die Metalleinleger über die Kavitätswand des temperierten Formwerkzeugs erwärmt [29]. Trotz guter Adhäsionseigenschaften ist diese Methode aufgrund der vergleichsweise langen Erwärmungszeit (3 min) und der Limitierung der maximalen Temperatur durch das Formwerkzeug nicht für einen Serienprozess geeignet. Für eine kurze Prozesszeit und eine flexible Einstellung der Zieltemperatur schlagen *Drummer et al.* eine externe Erwärmung bzw. Erwärmung im Formwerkzeug über Strahlung (Infrarot, Laser), Wärmeleitung (Kontakt-erwärmung) oder Induktion (Spule im Formwerkzeug) vor [84]. Insbesondere die IR-Erwärmung stellt eine vielversprechende Methode dar, da diese einen hohen Wirkungsgrad hat, nicht konturgebunden ist und kosteneffizient beschafft werden kann.

In Bild 5-6 sind die Temperatur-Zeit-Daten des Metalleinlegers (135 mm x 35 mm, t: 1,5 mm) dargestellt. Betrachtet werden eine Erwärmung im Umluftofen (250 °C) und eine leistungsgeregelte Erwärmung mittels IR-Strahlung (60, 80 und 100 % von 2,5 kW). Erfasst wird die Temperatur über ein aufgeschweißtes Thermoelement des Typs K und entsprechende Technik zur Datenaufzeichnung (Messfrequenz: 1 Hz). Bei der Betrachtung der resultierenden Verläufe wird deutlich, dass eine Erwärmung über IR-Strahlung effektiver ist als eine Erwärmung im Umluftofen bei 250 °C. Während die Aufheizrate zwischen 60 und 80 % IR-Leistung deutlich gesteigert werden kann, ist der Unterschied zwischen 80 und 100 % geringer.

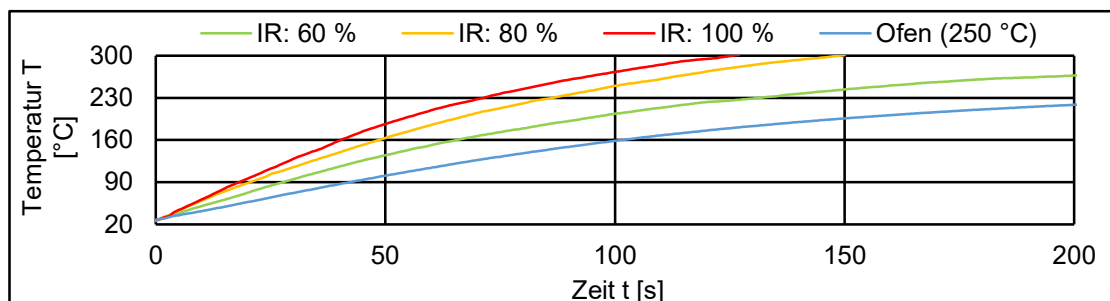


Bild 5-6: Aufgezeichnete Temperatur-Zeit-Kurven für Aluminiumbleche der Maße 135 mm x 35 mm x 1,5 mm mit unterschiedlichen Erwärmungsmethoden. Prozentuale Angaben beziehen sich auf die Leistungsregelung des Infrarot-Strahlers (kurz: IR).

Um den Effekt der Aufheizrate auf die Verbindungsfestigkeit zu untersuchen, wurden in einer vorgeschalteten Studie zusätzlich zu den Ergebnissen aus Kapitel 5.2.1 Hybridkörper mit vorheriger Erwärmung des Metalls durch IR-Strahlung hergestellt [319, 323]. Eine Variation der IR-Strahler-Leistung zwischen 60 % und 100 % bei einer konstanten Zieltemperatur von 220 °C führt zu Haftfestigkeiten, die mit denen der Vorerwärmung im Umluftofen identisch waren. Diese Ergebnisse demonstrieren, dass die untersuchten Aufheizraten keinen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit haben. Zusätzlich wird durch die Nutzung der IR-Strahlung eine zeiteffiziente Erwärmung und Entkopplung der Erwärmungsvorgänge von Metall und GMT gewährleistet. Um den Einfluss des Bedieners zu minimieren, wird im Folgenden eine Strahler-Leistung von 80 % verwendet, wodurch die Effekte einer zu kurzen oder zu langen Erwärmungsdauer weniger zum Tragen kommen.

### 5.2.2.2 Abkühlung während des Transfers und Pressprozesses

Neben der eingestellten Zieltemperatur im Erwärmungsvorgang haben die Transferdauer (IR-Feld bis Werkzeug: ca. 5 s) und die Zeit, bis der Stempel des Werkzeugs mit dem GMT in Kontakt kommt (Probeneinlage bis Kontakt Stempel: ca. 8 s), einen Einfluss auf die Temperatur in der Grenzschicht des Hybridverbunds. Zu beachten ist, dass das erwärmte GMT direkt nach dem simultanen Erreichen der jeweiligen Zieltemperaturen auf das Metallblech gedrückt wird, sodass ab diesem Zeitpunkt ein erster Wärmeaustausch stattfindet. Um das Abkühlverhalten der erwärmten Halbzeuge während der unterschiedlichen Phasen des Transfervorgangs näherungsweise zu erfassen, wird ein Thermoelement (TE) auf das Metallblech (135 mm x 35 mm x 1,5 mm) aufgeschweißt. Das TE befindet sich damit genau in der Grenzschicht und erfasst dort die Temperatur des Metalls (vgl. Bild 5-7).

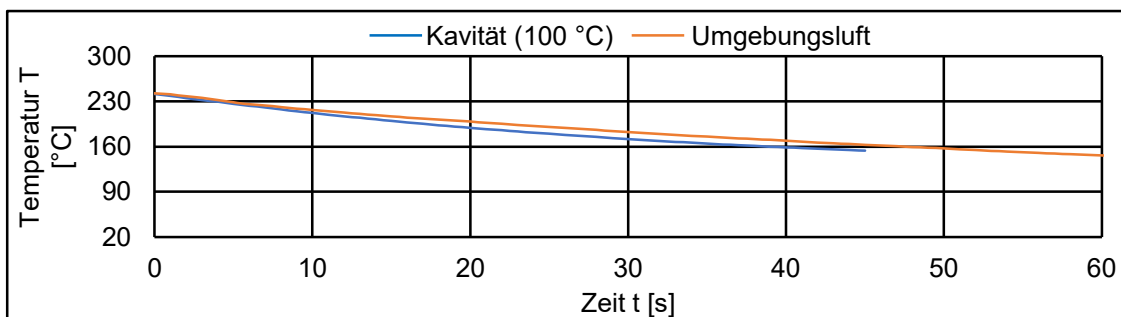


Bild 5-7: Näherungsweise Erfassung des Abkühlverhaltens in der Grenzschicht für den Transfer zum Werkzeug (Umgebungsluft) und für die Platzierung in der temperierten Kavität ( $T_w$ : 100 °C).

Aus den Abkühlkurven, welche für eine Starttemperatur von 240 °C aufgenommen werden, wird ersichtlich, dass der direkte Kontakt zum Kavitätsboden nur einen minimal höheren Wärmeverlust im Vergleich zur Umgebungsluft nach sich zieht. Zu beachten ist, dass in diesem Fall die Temperatur des Werkzeugs 100 °C beträgt. Es ist zu erwarten, dass für eine geringere Temperatur der Abkühlungsgradient weiter verstärkt wird.

Hätte ein Metalleinleger eine Vorwärmtemperatur von 240 °C, ist nach den aufgenommenen Temperaturkurven ein Temperaturabfall von ca. 12 K ( $T_M$ : 228 °C) zu erwarten, bis die Halbzeuge in die Kavität eingelegt werden. Folgend ergibt sich eine Temperaturminderung in der Kavität um ca. 22 K ( $T_M$ : 196 °C), bis der Stempel das GMT berührt. Für geringere Vorwärmtemperaturen (z.B. 180 °C) fällt der Gradient weiter ab. Nach dem Transfer liegt eine Temperatur von ca. 173 °C (- 7 K) und kurz vor dem Schließen des Formwerkzeugs eine Temperatur von ca. 162 °C (- 11 K) vor. Im Folgenden wird, wenn nicht anders gekennzeichnet, die Vorwärmtemperatur des Metalls vereinfacht als „Metalltemperatur  $T_M$ “ bezeichnet und die jeweilige Minderung nicht weiter betrachtet.

Während das Eigengewicht der Halbzeuge nur zu einem geringen Kontakt und damit zu einem moderaten Temperaturverlust in der Kavität führt, ist zu erwarten, dass die Applikation des Pressdrucks dazu führt, dass der Hybridkörper rapide die jeweilig eingestellte Werkzeugtemperatur annimmt. Um diesen Zusammenhang zu untersuchen, wird das Formwerkzeug „225x60“ verwendet, da hier Temperatursensoren am Boden der Kavität

eingelassen sind (vgl. Bild 4-8 b). Für drei unterschiedliche Werkzeugtemperaturen (50, 100 u. 120 °C) werden zwei verschiedene Vorwärmtemperaturen des Metalls (180 u. 300 °C) untersucht. Zusätzlich wird für die Werkzeugtemperatur von 120 °C ein Blech fünf Minuten vor dem Pressvorgang eingelegt, sodass die angegebene Temperatur von 105 °C der realen Einlegetemperatur entspricht (gekennzeichnet durch „\*“). Die resultierenden Temperaturverläufe des mittleren Sensors sind in Bild 5-8 dargestellt.

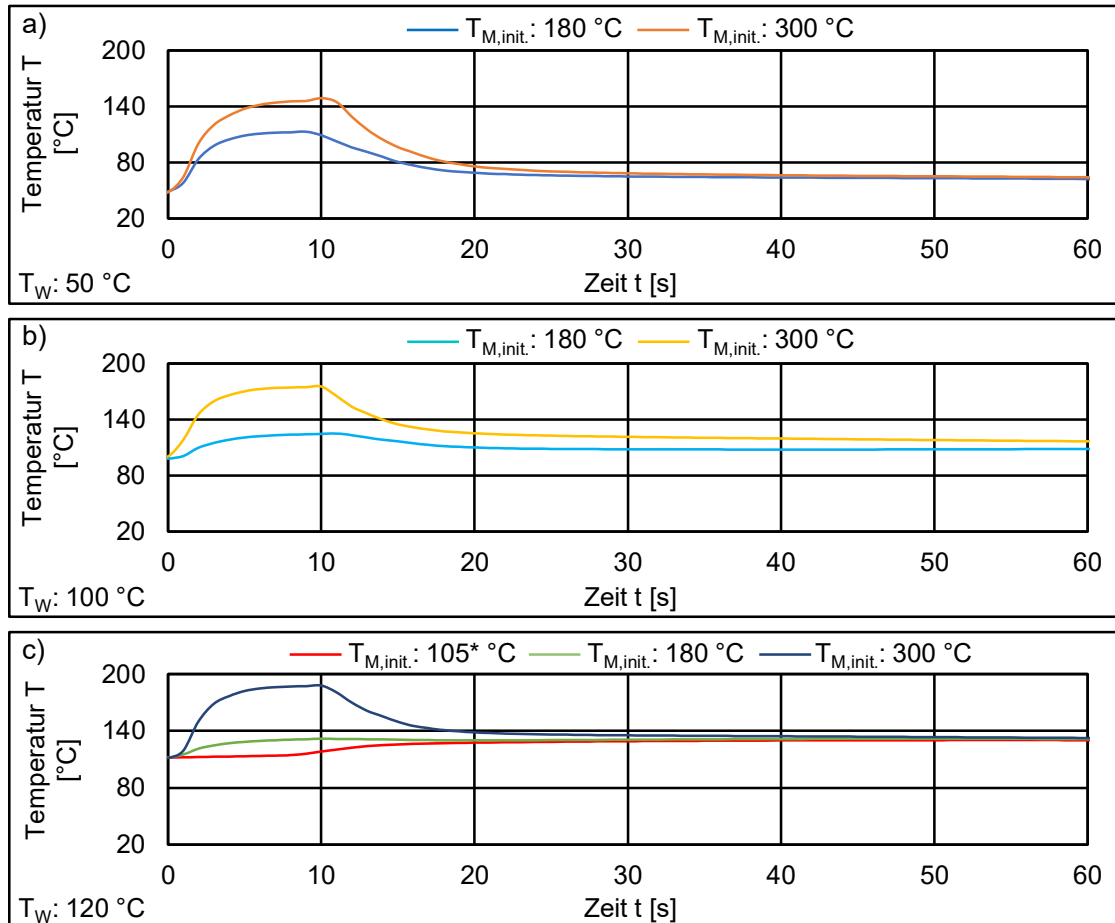


Bild 5-8: Erfassung der Metalltemperatur für ausgewählte Werkzeugtemperaturen und initiale Metalltemperaturen. a)  $T_W: 50\text{ °C}$ , b)  $T_W: 100\text{ °C}$ , c)  $T_W: 120\text{ °C}$ .

Die ersten zehn Sekunden des Verlaufs stellen die Einlage der Halbzeuge und den initialen Kontakt des Stempels zum GMT dar. Im Falle der Kombination „120/105\*“ wird nur das GMT eingelegt, da sich das Blech bereits in der Kavität befindet. Durch die Einlage des GMT wird die Temperatur des Metalls nur geringfügig erhöht (vgl. Bild 5-8 c). Die jeweiligen Temperaturmaxima der übrigen Versuchspunkte liegen deutlich unterhalb der prognostizierten Werte für den Transfervorgang (vgl. Bild 5-7). Es ist jedoch zu erwarten, dass der Messwert des Temperatursensors durch die thermische Energie der Werkzeughälfte beeinflusst wird. Zusätzlich wird der bloße mechanische Kontakt zwischen Blech und der Messspitze des TE dafür sorgen, dass nicht der „wahre“ Temperaturwert des Blechs abgebildet werden kann (vgl. Bild 5-8).

Der Versuchspunkt „120/105\*“ stellt die einzige Parameterkombination dar, bei dem die Temperatur nach Applikation des Pressdrucks steigt. Bei den anderen Versuchs-

punkten, mit Ausnahme der Kombination  $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 180 °C, ergibt sich nach Erreichen des Temperaturmaximums ein deutlicher Temperaturabfall. Im Vergleich zur Abkühlung an der Umgebungsluft (2,3 K/s für 240-217 °C) ist die Abkühlrate in den ersten zehn Sekunden deutlich höher. Für eine initiale Metalltemperatur von 300 °C liegt die Rate zwischen 7,3 K/s ( $T_W$ : 50 °C) und 5 K/s ( $T_W$ : 100 u. 120 °C). Im weiteren Prozessablauf gleichen sich die Temperaturwerte, ungeachtet der Vorwärmtemperatur, einem identischen Zielwert an, der ca. 10 K über der eingestellten Werkzeugtemperatur liegt (vgl. Bild 5-8). Daher kann die Aussage getroffen werden, dass die Temperatur der Grenzschicht in kürzester Zeit nach Applikation des Pressdrucks unterhalb der üblichen Schmelztemperatur von Polypropylen (ca. 165 °C) liegt. Aus dieser Beobachtung ergibt sich, dass die Durchmischung zwischen Haftvermittler und GMT bei einer vollflächigen Einlage des GMT („Formpressen“) nur während des Transfers und bis wenige Sekunden nach Einwirken des Pressdrucks möglich ist.

### 5.3 Erweiterte Charakterisierung der Konstituenten

Bevor mit der angewandten Studie einzelner Prozessparameter fortgefahren wird, werden die eingesetzten Werkstoffsysteme einer erweiterten Charakterisierung unterzogen. Aus den Grundlagen der polymeren Matrixsysteme (vgl. Kapitel 2.3.1) ist bekannt, dass teilkristalline Thermoplaste charakteristische Temperaturen bzw. Temperaturbereiche aufweisen, die einen signifikanten Einfluss auf die Verarbeitung haben. In Anlehnung an *Beuscher* erlaubt die vorgeschaltete Ermittlung dieser Parameter die methodisch gestützte Eingrenzung des Versuchsraums und schafft die Grundlage für die Übertragung der erzielten Ergebnisse auf erweiterte Materialsysteme [288]. Darüber hinaus erfolgt eine Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung, um die jeweiligen Konstituenten bzw. funktionellen Gruppen zu identifizieren. Diese können zwar nicht beeinflusst werden, jedoch soll die Identifikation einen Beitrag zum allgemeinen Verständnis über die Adhäsionseigenschaften von Hybridsystemen auf PP-Basis leisten.

#### 5.3.1 Bestimmung der Verarbeitungsgrenzen der Polymere

Die Schmelz- und Kristallisationstemperaturen der Polymere werden über eine DSC-Messung (vgl. Kapitel 4.2.1) bestimmt. Nach *Beuscher* entstehen im ersten Erwärmungszyklus Abweichungen durch Relaxationsprozesse sowie die Positionierung des Polymers im Schmelztiegel [288]. Aufgrund dessen erfolgt eine Auswertung der Wärmestrom-Zeit-Verläufe nach einem zweiten Aufheiz- und Abkühlvorgang. Für das GMT, welches beispielhaft anhand des GMT PP-GF33 betrachtet wird, zeigt sich in Analogie zur Literatur eine Schmelztemperatur von ca. 165 °C [26]. Der Peak der Kristallisation wird bei ca. 113 °C erreicht (vgl. Bild 5-9 a).

Während die Peak-Kristallisationstemperatur für den Haftvermittler minimal geringer ist (ca. 106 °C), zeigen sich deutliche Unterschiede im Aufheizverhalten. Ein erster, schwach ausgeprägter, endothermer Peak liegt bereits bei ca. 106 °C vor. Darauf



zeichnet sich ein zweiter, charakteristischer Peak bei ca. 144 °C ab. Während der Wärmestromverlauf für das GMT danach deutlich abflacht, ergibt sich für den Haftvermittler ein dritter Peak bzw. ein Plateau bei ca. 155 °C (vgl. Bild 5-9 b). Sehr ähnliche Ergebnisse zeigen sich in der Studie von *Koricho et al.* für einen Haftvermittler auf Polyolefin-Basis (Peak 1: 124 °C, Peak 2: 154 °C). Die Autoren führen die Ergebnisse, u.a. in Bezugnahme auf eine FTIR-Messung, darauf zurück, dass die Zusammensetzung des Haftvermittlers auf einem Co-Polymer aus Polypropylen und Polyethylen basiert. Durch die spezifische Zusammensetzung verschieben sich die Schmelzpunkte gegenüber dem konventionellen Polymer [257].

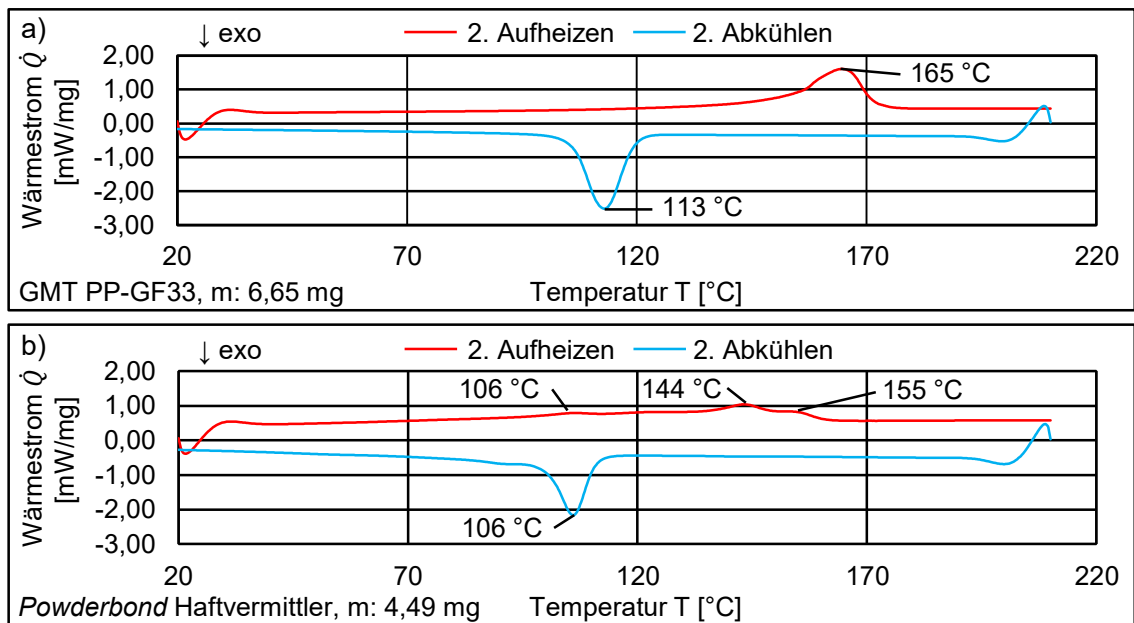


Bild 5-9: DSC-Messung (Heiz- bzw. Kühlrate: 20 K/min) mit Kennzeichnung der charakteristischen Schmelz- und Kristallisationstemperaturen. a) GMT PP-GF33, b) Haftvermittler Powderbond.

Für das Prozessfenster der hybriden Verbindungsausbildung ergibt sich daraus die Hypothese, dass eine optimale Verbindung hergestellt werden kann, wenn die Temperaturen der Konstituenten oberhalb der jeweiligen Schmelztemperatur liegen. Im folgenden Pressvorgang sollte der Druck möglichst so lange aufrechterhalten bleiben, bis die Kristallisationstemperaturen  $T_K$  ( $T_M < 106$  bzw. 113 °C) unterschritten sind. Eine zu hohe Werkzeugtemperatur könnte demnach kritisch sein, da bspw. die Endtemperatur des Presszyklus für  $T_W$ : 120 °C bei ca. 130 °C liegt (vgl. Bild 5-8 c). Für  $T_W$ : 100 °C scheint die Endtemperatur genau im Bereich von  $T_K$  zu liegen (ca. 110 °C, vgl. Bild 5-8 b-c).

Im Zuge des Transfervorgangs tritt bekanntermaßen ein Temperaturverlust auf, sodass i.d.R. eine entsprechende Überhitzung der Polymere oberhalb der Schmelztemperaturen erfolgt, um eine optimale Verarbeitung zu gewährleisten. Zu beachten ist, dass in Abhängigkeit des Polymers bei zu hohen Temperaturen Zersetzungs Vorgänge der Polymerketten einsetzen können. Im Folgenden wird daher anhand einer thermogravimetrischen Analyse (TGA) (vgl. Kapitel 4.2.2) die Zersetzungstemperatur des GMT und Haftvermittlers bestimmt (vgl. Bild 5-10).

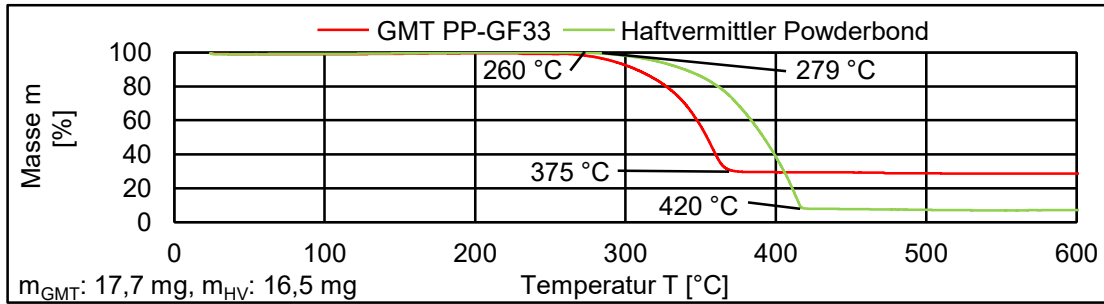


Bild 5-10: TGA-Messung (Heizrate: 10 K/min) mit Kennzeichnung der jeweiligen Temperatur bei Beginn und Ende des Massenverlusts für das GMT PP-GF33 und den Haftvermittler Powderbond. Die Massenangaben beziehen sich auf die Ausgangsmasse.

In der Auswertung ist ersichtlich, dass der Masseverlust – und damit die Zersetzung – des GMT bei einer Temperatur von ca. 260 °C einsetzt. In Bezugnahme auf die Ergebnisse für unverstärkte Polypropylen-Sorten von *Temesi u. Czigany* liegt die ermittelte Temperatur ca. 50 K höher [27]. Der Masseverlust des GMT PP-GF33 schreitet bis zu einer Temperatur von 375 °C fort. Anschließend ist die Masse auf einem konstanten Level von 30 % der Ausgangsmasse, was damit in etwa dem Fasermassenanteil der temperaturbeständigeren Glasfasern entspricht. Die Zersetzung des Haftvermittlers beginnt auf einem minimal höheren Niveau von ca. 279 °C und schreitet fort bis zu einer Temperatur von 420 °C. Abschließend bleibt die Masse auf einem konstanten Niveau von ca. 8 % der Ausgangsmasse (vgl. Bild 5-10).

Die Ergebnisse zeigen zunächst, dass eine Erwärmung des GMT für 10 min bei 250 °C im Umluftofen unkritisch ist und eine geeignete Strategie zur Überhitzung oberhalb der Schmelztemperatur darstellt. Für den Haftvermittler ergibt sich ebenfalls ein großes Prozessfenster zur Temperierung, sodass der Abkühlung im Transfervorgang entgegenge wirkt werden kann. Die Messdaten lassen die Hypothese zu, dass eine Vorwärmtemperatur deutlich oberhalb der Temperatur von 279 °C vermieden werden sollte.

### 5.3.2 Bestimmung der Materialzusammensetzung

#### 5.3.2.1 Analyse der Bindungsverhältnisse in den Polymeren

Mittels einer Fourier-Transform-Infrarotspektroskopie (kurz: FTIR) können die Bindungsverhältnisse von Polymeren bestimmt werden (vgl. Kapitel 4.2.3). Die analytische Methode wird zunächst für die zwei GMT-Typen aus Kapitel 5.2.1 angewendet, da bekanntermaßen für das GMT PP-GF33 Additive zur Optimierung der stoffschlüssigen Verbindung zu Metallen eingesetzt werden. Ein Vergleich der resultierenden Spektren soll zeigen, ob die Additive durch diese Analysemethoden identifiziert werden können.

In Kapitel 5.3.1 hat sich ergeben, dass der verwendete Haftvermittler offensichtlich keine uniforme Basis aus Polypropylen bildet und für den Einsatzzweck der Haftfestigkeitsvermittlung in seiner Zusammensetzung erweitert wurde. Im direkten Vergleich zum GMT, welches gesichert aus Polypropylen (Strukturformel:  $[-CH_2-CH(CH_3)-]_n$ , vgl. Bild 2-14) besteht, sollen die weiteren Komponenten bestimmt werden.



Grundsätzlich wird eine hohe Ähnlichkeit der drei IR-Spektren in Bild 5-11 deutlich, und es ist eindeutig ersichtlich, dass alle drei Polymere eine Polypropylen-Basis haben. Die Peaks bei den Wellenzahlen  $2.950\text{ cm}^{-1}$  und  $2.873\text{ cm}^{-1}$  sind auf die asymmetrischen bzw. symmetrischen Streckschwingungen der C-H-Bindung der  $\text{CH}_3$ -Gruppe zurückzuführen. Die Peaks bei  $2.914\text{ cm}^{-1}$  und  $2.832\text{ cm}^{-1}$  werden wiederum durch die asymmetrische bzw. symmetrische Streckschwingungen der C-H-Bindung der  $\text{CH}_2$ -Gruppe bedingt. Die symmetrischen Deformationsschwingungen der  $\text{CH}_2$ - und  $\text{CH}_3$ -Gruppen werden bei  $1.455\text{ cm}^{-1}$  bzw.  $1.375\text{ cm}^{-1}$  sichtbar [257, 324–327]. Nach *Koricho et al.* deutet der Peak bei  $1.163\text{ cm}^{-1}$  auf eine amorphe Phase des PP und die Peaks bei  $995\text{ cm}^{-1}$  und  $838\text{ cm}^{-1}$  auf eine teilkristalline Phase des PP hin [257, 324].

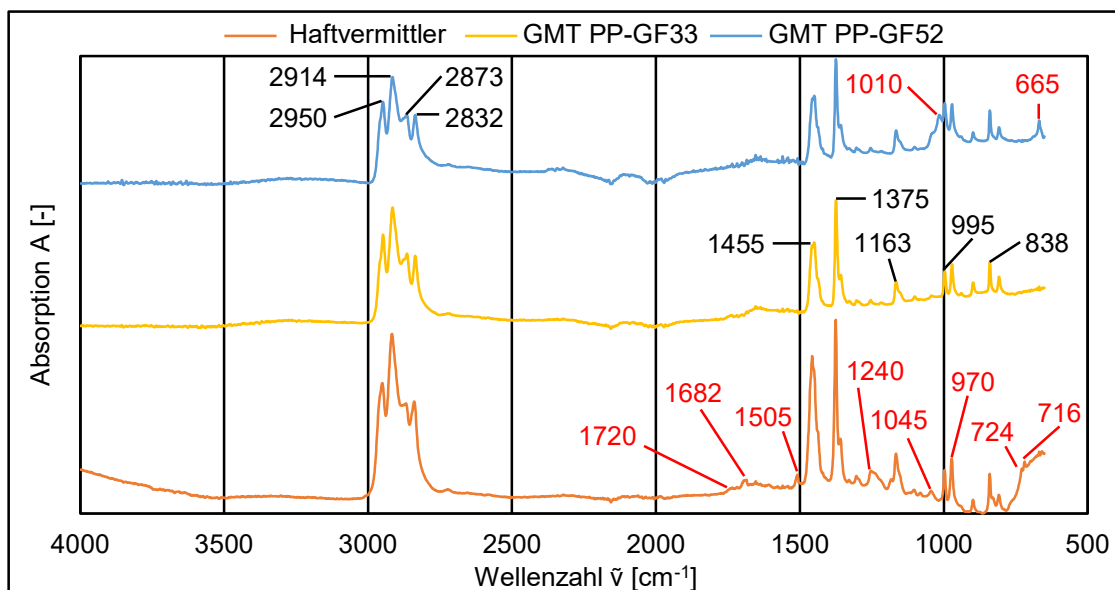


Bild 5-11: Fourier-Transform-Infrarotspektroskopie (FTIR) der eingesetzten Polymere. a) GMT PP-GF52, b) GMT PP-GF33, c) Powderbond-Haftvermittler. Abweichungen gegenüber den bekannten Polypropylen-Spektren sind in Rot gekennzeichnet.

Im direkten Vergleich der GMT-Sorten sind keine Unterschiede erkennbar, die auf funktionelle Gruppen im GMT PP-GF33 zur Optimierung des Stoffschlusses hindeuten (vgl. Bild 5-11 a-b). Potenzielle Gründe dafür sind, dass die Konzentration zu gering ist, oder dass eine Überlagerung durch die Spektren der  $\text{CH}_x$ -Gruppen auftritt. Die abweichenden Banden des GMT PP-GF52 bei einer Wellenzahl von  $1.010\text{ cm}^{-1}$  und  $665\text{ cm}^{-1}$  ist auf die Anwesenheit der Glasfasern zurückzuführen (Streck- bzw. Deformationsschwingung Si-O-Si) [328, 329].

Hinsichtlich des verwendeten Haftvermittlers sind, insbesondere im Vergleich zum GMT, IR-Banden bei  $724\text{ cm}^{-1}$  und  $716\text{ cm}^{-1}$  zu erkennen, die auf die Anwesenheit von amorphen und teilkristallinen Phasen von Polyethylen ( $[-\text{CH}_2-\text{CH}_2-]_n$ ) hindeuten [26, 257, 324, 330]. In Kombination mit den erzielten Erkenntnissen durch die DSC-Messung (vgl. Bild 5-9 b) und den analogen Ergebnissen von *Koricho et al.* kann davon ausgegangen werden, dass der Haftvermittler ein PP-PE-Copolymer ist [257].

In Kapitel 2.4.5.3 wird die Modifikation von PP mit Maleinsäureanhydrid (MAH) als wirksame Methode zur Haftfestigkeitsvermittlung zu Aluminiumoberflächen vorgestellt (vgl.

auch Bild 2-14). Diverse Veröffentlichungen zu dieser Vorgehensweise können IR-Banden bei ca.  $1.710\text{ cm}^{-1}$  [220, 257, 326, 327, 331], ca.  $1.780\text{ cm}^{-1}$  [217, 218, 257, 326, 327, 332] und/oder ca.  $1.860\text{ cm}^{-1}$  [217, 327, 332]) feststellen, die auf die enthaltenen Carbonyl-Gruppen ( $\text{C}=\text{O}$ ) zurückgeführt werden. In der durchgeführten Untersuchung (vgl. Bild 5-11 c) kann für diesen Bereich lediglich ein sehr schwach ausgeprägter Peak bei  $1.720\text{ cm}^{-1}$  beobachtet werden. Im Gegensatz dazu werden in den Untersuchungen von [220, 257, 332] deutlich größere Peaks in den IR-Spektren festgestellt. Wiederum sind dafür die Peaks in den Arbeiten von [217, 218, 326, 327, 331] ähnlich gering. Zu beachten ist, dass die eigenen Untersuchungen auf der Oberseite eines beschichteten Aluminiumblechs durchgeführt worden sind. *Momeni et al.* führen die geringen Peaks darauf zurück, dass bereits eine Reaktion zwischen dem Aluminium und den funktionellen Gruppen stattgefunden hat [331]. Entsprechende Beobachtungen werden durch *Fan et al.* bestätigt [333]. Darüber hinaus muss berücksichtigt werden, dass eine Orientierung der funktionellen Gruppen in Richtung der Aluminiumoberfläche zu erwarten ist. Da die gewählte FTIR-Methode eine begrenzte Eindringtiefe hat, kann nur die Zusammensetzung im oberflächennahen Bereich bewertet werden [292].

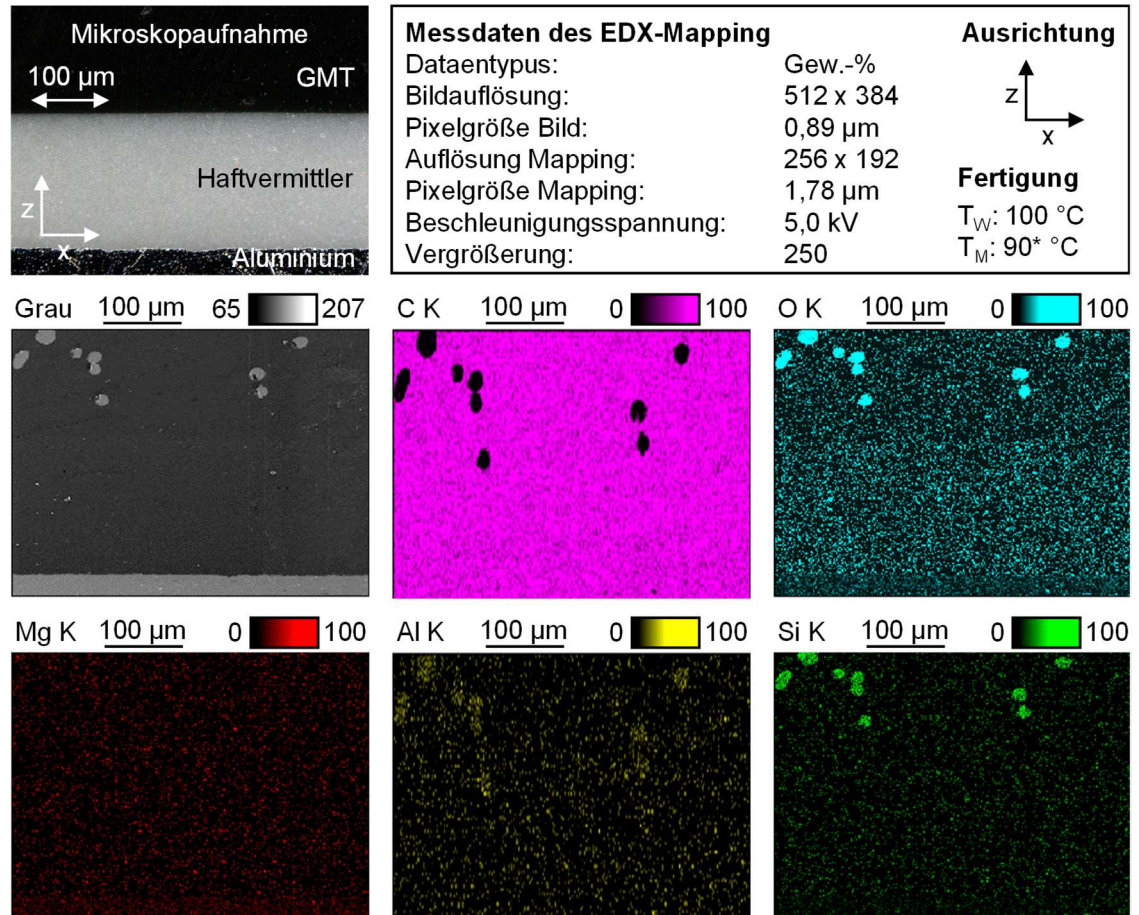
Deutlich auffälliger ist ein verhältnismäßig breiter Peak bei  $1.682\text{ cm}^{-1}$ . Die Arbeiten von [327, 334] deuten darauf hin, dass dieser Bereich ebenfalls für die Schwingung einer Carbonyl-Gruppe stehen könnte. Der Peak bei  $1.505\text{ cm}^{-1}$  könnte nach *Mohamad et al.* auf eine  $-\text{NH}_2$ -Bindung und damit auf die Anwesenheit von Aminogruppen hinweisen [335]. Eine weitere breite Erhebung liegt bei  $1.240\text{ cm}^{-1}$  vor. Nach *Momeni et al.* kann eine Schwingung in diesem Bereich von einer C-O-Bindung von MAH hervorgerufen werden [331]. *Fan et al.* führen Schwingungen in diesem Bereich auf C-O-C-Bindungen zurück [333]. Hingegen begründen *Chugh et al.* die Schwingungen bei  $1.240\text{ cm}^{-1}$ , genauso wie die Erhebung bei  $1.045\text{ cm}^{-1}$ , durch C-N-Streckschwingungen [334]. Abschließend fällt auf, dass die Erhebung bei  $970\text{ cm}^{-1}$  für den Haftvermittler deutlich ausgeprägter ist als bei den GMT-Typen. Üblicherweise liegen in diesem Bereich typische Schwingungen der  $-\text{CH}(\text{CH}_3)$ -Gruppen vor [325, 336]. *Gonzalez-Canche et al.* begründen diesen Peak jedoch mit einer C-O-C-Verbindung, sodass hier eine Überlagerung der Schwingungen auftreten könnte [220].

In Summe kann mit hoher Wahrscheinlichkeit gezeigt werden, dass der verwendete Haftvermittler ein Copolymer aus Polypropylen und Polyethylen ist. Darüber hinaus ergeben sich einige Hinweise auf funktionelle Gruppen, die im Haftvermittler enthalten sein könnten. Für eine gesicherte Identifikation sind jedoch weitere Untersuchungen mit entsprechenden Vergleichsspektren notwendig.

### 5.3.2.2 Analyse der elementaren Zusammensetzung

Zur Analyse der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Komponenten wird zunächst eine Hybridprobe nach dem bekannten Vorgehen hergestellt und zu einem Schliffbild aufbereitet. Der Metalleinleger wird über die Kavität erwärmt ( $T_W$ :  $100\text{ }^\circ\text{C}$ ), sodass eine relativ geringe Temperatur vorliegt ( $T_M$ :  $90^*\text{ }^\circ\text{C}$ ). Das Resultat der moderaten Vorerwärmung des Metalls ist ein klar definierter Übergang zwischen Haftvermittler und

GMT in der Mikroskopaufnahme. Die identische Probe wird in einem nachfolgenden Schritt einem EDX-Mapping unterzogen. Der verwendete Aufnahmebereich ist als Graubild dargestellt. Für diesen Bildausschnitt wird folgend die Masseverteilung der wesentlichen chemischen Elemente dargestellt (vgl. Bild 5-12).



**Bild 5-12:** EDX-Mapping eines Schliffbilds einer Hybridprobe zur Visualisierung der Elementverteilung, basierend auf den charakteristischen K-Emissionslinien. Farbliche Illustration stellt die Massenverteilung dar. Zusätzliche Darstellung der identischen Probe über eine kontrastreiche Aufnahme im Mikroskop.

Wie zu erwarten bestehen die Polymere größtenteils aus Kohlenstoff und das Metall aus Aluminium. Die eingebetteten Glasfasern lassen sich klar über einen erhöhten Silizium- und Sauerstoffanteil sowie das Ausbleiben der Kohlenstoffelemente erkennen. Über die gesamte Fläche sind sowohl im Aluminium als auch in den Polymeren Beimengungen von Magnesium enthalten. Laut Datenblatt liegen im Aluminium Magnesiumanteile zwischen 2,6 und 3,6 Gewichtsprozent vor (vgl. Tabelle 4-1). Magnesiumhydroxid kann in Polymeren bspw. als Flammschutz eingesetzt werden [26]. Darüber hinaus ist im Vergleich zur Phasengrenze im dargestellten Mikroskop-Aufnahme eine klare Analogie hinsichtlich der Verteilung der Sauerstoff-Elemente zu erkennen. Offensichtlich ist der Sauerstoffanteil im Haftvermittler deutlich höher, was auf die Anwesenheit der funktionellen Gruppen zur Haftfestigkeitsvermittlung zurückzuführen ist.

Zur quantitativen Analyse dieser Beobachtung wird ein Linienscan innerhalb der EDX-Messung durchgeführt. Im definierten Bereich (vgl. Bild 5-13 a), welcher bewusst

außerhalb sichtbarer Glasfasern platziert wird, wird dazu in Pfeilrichtung an 99 aufeinanderfolgenden Bereichen ein Mittelwert bzgl. der Massenverteilung der enthaltenen Elemente gebildet und dargestellt (vgl. Bild 5-13 b).

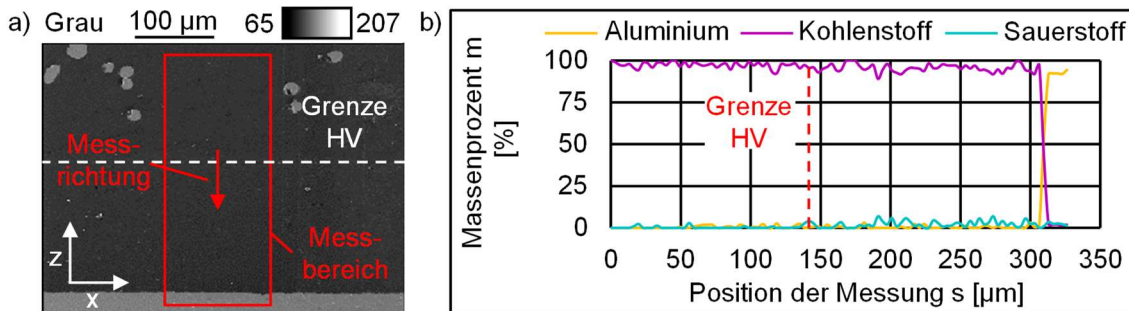


Bild 5-13: Massenverteilung der Elemente Kohlenstoff, Aluminium und Sauerstoff für einen definierten Auswertebereich auf Basis einer EDX-Messung. a) Darstellung des Messbereichs und der Auswerterichtung, b) quantitative Darstellung.

Die dargestellten Ergebnisse können grundsätzlich in die drei Bestandteile des Hybrid-systems eingeteilt werden (GMT: 0-138  $\mu\text{m}$ , HV: 138-311  $\mu\text{m}$  u. Aluminium: 311-326  $\mu\text{m}$ ). Erneut wird klar ersichtlich, dass es im Bereich des Haftvermittlers zu einem erhöhten Sauerstoffvorkommen kommt. Dabei wird diese Verteilung sogar erst 60  $\mu\text{m}$  nach der Phasengrenze des GMT zum HV deutlich signifikanter. Spitzenwerte liegen hier bei ca. 6,9 Massenprozent. Diese Beobachtung stützt die Hypothese, dass in der Haftvermittlerschicht ein Gradient in der Elementverteilung vorliegt und deshalb keine klare Identifikation der funktionellen Gruppen in der IR-Spektroskopie möglich ist.

## 5.4 Identifikation signifikanter Prozessparameter

Das folgende Kapitel soll untersuchen, inwiefern die in Kapitel 5.1.3 definierten und kontinuierlich einstellbaren Prozessparameter einen bedeutenden Einfluss auf die Qualität der prozessintegrierten Verbindungsausbildung im „Formpressen“ haben. Die Definition, Durchführung und Auswertung des Versuchsplans bzw. -raums erfolgen auf Basis der Methoden der statistischen Versuchsplanung.

### 5.4.1 Definition des Versuchsraums

Aufgrund der hohen Anzahl der Faktoren und des frühen Stadiums der Untersuchung wird ein zweistufiger Screening-Plan eingesetzt (vgl. Kapitel 4.6.1). Die verwendeten Faktorstufen sollen jeweils kompatibel zum konventionellen Fließpressprozess sein sowie die unteren und oberen Grenzen des machbaren Versuchsraums abdecken (vgl. Tabelle 5-2).

Die untere Grenze der Temperatur des Metalleinlegers  $T_{M\downarrow}$  wird bewusst unterhalb der geringsten Schmelztemperatur des Haftvermittler definiert (vgl. Bild 5-9), um zu untersuchen, wie sich die Verbindungsausbildung bei geringer Vorerwärmung des Metalls verhält. Obwohl die obere Faktorstufe der Werkzeugtemperatur  $T_{W\uparrow}$  oberhalb der Kristallisationstemperatur von GMT und Haftvermittler liegt (vgl. Bild 5-9), wird diese

beibehalten, da in den Vorversuchen damit hervorragende Scherfestigkeiten erreicht werden konnten. Da zu erwarten ist, dass die Temperaturen in der prozessintegrierten Verbindungsausbildung einen entscheidenden Einfluss haben, soll in einer nachfolgenden Studie eine Variation auf mehreren Faktorstufen durchgeführt werden. Im Rahmen dieser Screening-Analyse können bereits erste Wechselwirkungen zwischen den Temperaturstufen (hoch/niedrig) von Metall und Werkzeug untersucht werden. Dabei wird insbesondere analysiert, wie sich eine geringe Werkzeugtemperatur in Kombination mit einer hohen Metalltemperatur sowie umgekehrt auswirken (vgl. Tabelle 5-2).

*Tabelle 5-2: Betrachtete Prozessparameter sowie die definierten Faktorstufen für einen zweistufigen Versuchsplan.*

Prozessparameter [Einheit]	Untere Faktorstufe (-)	Obere Faktorstufe (-)
Temperatur Metalleinleger $T_M$ [°C]	90	250
Werkzeugtemperatur $T_W$ [°C]	50	120
Schließzeit $t_s$ [s]	4,7	10,6
Pressdruck $p$ [bar]	50	250
Haltezeit Pressdruck $t_p$ [s]	10 bzw. 30	90

Wie ursprünglich erwähnt hat die Pressgeschwindigkeit keinen direkten Einfluss auf die Formgebung, da die Pressensteuerung im Szenario des „Formpressens“ unmittelbar vor dem ersten Kontakt zum GMT in eine bedeutend langsamere Kraftregelung übergeht (150  $\mu\text{m/s}$ ). Dennoch kann mit der Variation der Pressgeschwindigkeit die Schließzeit  $t_s$  des Formwerkzeugs variiert und damit die Sensitivität des Temperaturverlusts vor Applikation des Pressdrucks analysiert werden. Während die Presskraft für eine Pressgeschwindigkeit von 50 mm/s bereits nach ca. 4,7 s ( $t_s \downarrow$ ) übertragen werden kann, dauert es für eine Geschwindigkeit von 5 mm/s ca. 10,6 s ( $t_s \uparrow$ ) (vgl. Tabelle 5-2). Eine Betrachtung des gesamten Transfervorgangs inklusive der auftretenden Temperaturverluste erfolgte in Kapitel 5.2.2.

In der initialen Planung wurde vorgesehen, dass die Faktorstufen des Pressdrucks  $p$  für 10 s ( $t_p \downarrow$ ) bzw. 90 s ( $t_p \uparrow$ ) aufrechterhalten werden. Für die Kombination einer geringen Haltezeit  $t_p \downarrow$  und einer hohen Werkzeugtemperatur  $T_{W \uparrow}$  können jedoch aufgrund einer unzureichenden Konsolidierung keine tragfähigen Probenkörper hergestellt werden. Der Vollständigkeit halber werden die erzielten Ergebnisse für eine Haltezeit von 10 s ( $t_p \downarrow$ ) und eine Werkzeugtemperatur von 50 °C ( $T_{W \downarrow}$ ) in Kapitel 5.4.2 vorgestellt. Eine Auswertung der jeweiligen Effekte und p-Werte wird allerdings nur für den vollständigen Versuchsplan ( $t_p \downarrow$ : 30 s) angewandt (vgl. Tabelle 5-2).

## 5.4.2 Durchführung und Auswertung einer Screening-Analyse

Für den Versuchsplan mit fünf Faktoren auf zwei Stufen würde sich für einen vollfaktoriellen Versuchsplan ein Aufwand von 32 Versuchspunkten ergeben (vgl. Formel 4-6). Über die Reduktion zu einem teilfaktoriellen Versuchsplan mit dem Faktor  $p$ : 1 mindern sich die Versuchspunkte auf 16 (vgl. Formel 4-7). Im Versuchsplan werden die einfachen Faktoren mit den dreifachen Faktorwechselwirkungen (FWW) sowie die zweifachen FWW mit den vierfachen FWW vermengt werden. Da FWW höheren Grades laut der

Fachliteratur mit hoher Wahrscheinlichkeit nicht signifikant sind, ist weiterhin eine eindeutige Zuordnung der Faktoren bzw. zweifachen FWW möglich, sodass die Vereinfachung als „unkritisch“ beurteilt wird [316, 317].

Die Kombination der Faktorstufen wird von der eingesetzten Software randomisiert, jedoch würde eine beliebige Abfolge der Werkzeugtemperaturen, insbesondere der Wechsel von einer hohen zu einer niedrigen Werkzeugtemperatur, zu einer drastischen Erhöhung des Versuchsaufwands führen. Daher erfolgt eine manuelle Trennung des Versuchsplans in zwei Blöcke mit der unteren und oberen Faktorstufe der Werkzeugtemperatur (vgl. Tabelle 5-3). Pro Versuchspunkt werden drei ebene Hybridkörper (145 mm x 40 mm) hergestellt, wovon jeweils 4-5 Shear-Edge-Proben extrahiert und geprüft werden. Für die Bewertung der Ergebnisse werden zunächst die gemittelte Scherfestigkeit und Standardabweichung pro Versuchspunkt herangezogen. Zusätzlich wird das jeweils dominierende Versagensverhalten der Verbindung analysiert (vgl. Tabelle 5-3).

**Tabelle 5-3:** Darstellung der Parameterkombination unter Angabe der erreichten Scherfestigkeiten und der jeweiligen Standardabweichungen. Zusätzliche Angabe der dominierenden Versagensart der Fügeverbindung. Die Versuchspunkte der Kombination:  $T_{W\downarrow}$ : 50 °C /  $t_{p\downarrow}$ : 10 s (Schema: SX.1) werden nicht in die finale Auswertung mit einbezogen (vgl. Kapitel 5.4.1). Abkürzungen: Adhäsion (Ad.) und Substrat (Sub.).

Durchlauf	$T_W$	$T_M$	$t_s$	$p$	$t_p$	Festigkeit $\tau_H$	Versagensart
Einheit	°C	°C	s	bar	s	MPa	-
S1	50	90	10,6	50	90	17,3 ( $\pm 1,2$ )	Adhäsion GMT
S2.1		250	10,6	50	10	19,3 ( $\pm 1,3$ )	Kohäsion
S2.2		250	10,6	50	30	19,6 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
S3		250	4,7	50	90	20,0 ( $\pm 0,5$ )	Kohäsion
S4		250	10,6	250	90	19,4 ( $\pm 0,9$ )	Kohäsion
S5.1		90	10,6	250	10	11,8 ( $\pm 3,6$ )	Adhäsion GMT
S5.2		90	10,6	250	30	17,5 ( $\pm 0,6$ )	Adhäsion GMT
S6.1		90	4,7	50	10	16,5 ( $\pm 1,6$ )	Adhäsion GMT
S6.2		90	4,7	50	30	17,1 ( $\pm 0,6$ )	Adhäsion GMT
S7		90	4,7	250	90	15,6 ( $\pm 1,6$ )	Adhäsion GMT
S8.1		250	4,7	250	10	20,3 ( $\pm 0,5$ )	Kohäsion
S8.2		250	4,7	250	30	19,6 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
S9	120	90	4,7	250	30	21,1 ( $\pm 0,9$ )	Ad. GMT / Sub. GMT
S10		250	4,7	250	90	22,0 ( $\pm 0,6$ )	Kohäsion
S11		250	4,7	50	30	21,6 ( $\pm 0,9$ )	Kohäsion / Sub. GMT
S12		250	10,6	250	30	22,0 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion / Sub. GMT
S13		250	10,6	50	90	22,1 ( $\pm 0,6$ )	Kohäsion
S14		90	4,7	50	90	20,4 ( $\pm 1,7$ )	Adhäsion GMT
S15		90	10,6	50	30	22,0 ( $\pm 1,0$ )	Ad. GMT / Sub. GMT
S16		90	10,6	250	90	21,2 ( $\pm 1,0$ )	Adhäsion GMT

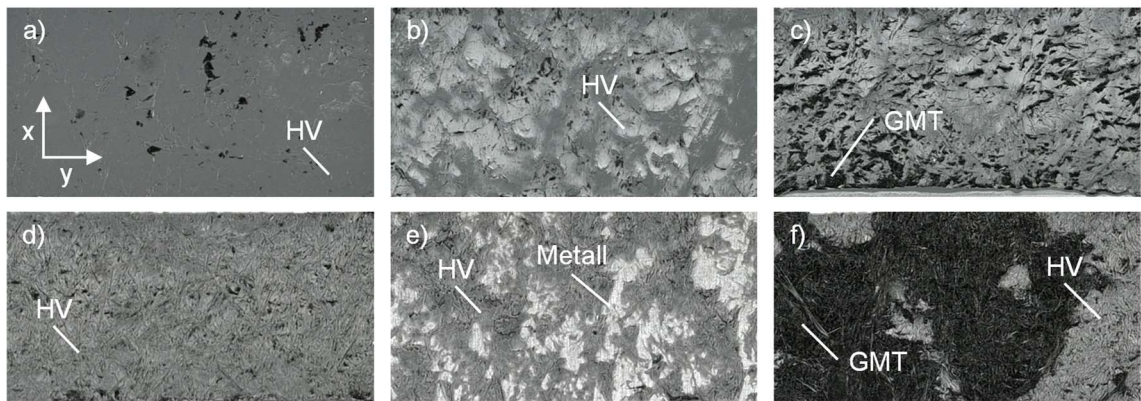
#### 5.4.2.1 Manuelle Auswertung

Aus der Betrachtung der Ergebnisse aus Tabelle 5-3 geht hervor, dass ein klar ersichtlicher Unterschied zwischen den Versuchspunkten mit geringer bzw. hoher Werkzeugtemperatur  $T_W$  vorliegt. Während die Gesamtheit der Versuchspunkte S1-S8 ( $T_{W\downarrow}$ , ohne die Versuchspunkte des Schemas SX.1) eine gemittelte Festigkeit von 18,3 MPa ( $\pm 0,8$  MPa) aufweist, ist der Mittelwert der Punkte S9-S16 ( $T_{W\uparrow}$ ) mit 21,6 MPa ( $\pm 0,6$  MPa) deutlich höher.



Hinsichtlich der Metalltemperatur  $T_M$  wird vor allem bei der Kombination mit der unteren Faktorstufe der Werkzeugtemperatur  $T_{W\downarrow}$  ein Unterschied deutlich. Der Mittelwert für die Faktorstufen  $T_{W\downarrow}$  und  $T_{M\downarrow}$  beträgt 16,9 MPa, während der Mittelwert für die Kombination  $T_{W\downarrow}$  und  $T_{M\uparrow}$  19,7 MPa lautet. Erneut werden die Punkte SX.1 nicht beachtet. Für die Kombination der oberen Faktorstufen zeigt sich ebenfalls eine höhere Festigkeit, jedoch sind die Unterschiede hier geringer ( $T_{W\uparrow} / T_{M\downarrow}$ : 21,2 MPa zu  $T_{W\uparrow} / T_{M\uparrow}$ : 21,9 MPa).

Darüber hinaus scheint die Metalltemperatur den größten Einfluss auf das resultierende Versagensverhalten zu haben. Grundsätzlich zeigen Versuchspunkte mit  $T_{M\uparrow}$  primär ein Kohäsionsversagen, was durch eine erfolgreiche Durchmischung bzw. Interdiffusion des schmelzflüssigen GMT und Haftvermittlers zu begründen ist (vgl. Bild 5-14 d-f). Für die Kombination  $T_{W\downarrow} / T_{M\downarrow}$  ist keine Durchmischung realisierbar, sodass ein kontinuierliches Adhäsionsversagen an der Grenzschicht zwischen HV und GMT auftritt. Die Bruchfläche ist zudem komplett glatt (vgl. Bild 5-14 a).



**Bild 5-14:** Versagensbilder der Screening-Analyse auf Basis der Metalloberfläche. a) Adhäsionsversagen zwischen GMT und Haftvermittler (HV) mit einer glatten Bruchfläche, b) „Adhäsion GMT“ mit einer rauhen Bruchfläche, c) Mischbruch „Adhäsion GMT“ und Substratversagen GMT, d) Kohäsionsversagen des Haftvermittlers, e) „Kohäsion mit erhöhten Anteil eines Adhäsionsversagen zwischen HV und Metall, f) Mischbruch „Kohäsion“ und „Substrat GMT“.

Im Kontrast dazu ist das primäre Bruchverhalten für erhöhte Werkzeugtemperaturen ( $T_{W\uparrow}$ ) komplexer und scheint von weiteren Fertigungsparametern abzuhängen. Zunächst ergibt sich erneut für jede Kombination mit  $T_{M\downarrow}$  ein Adhäsionsversagen. Im Vergleich zur Kombination mit  $T_{W\downarrow}$  zeigt sich eine deutlich rauere Oberfläche des Haftvermittlers, was auf eine verstärkte Ausbildung von Bindungskräften durch die höhere Werkzeugtemperatur hinweist (vgl. Bild 5-14 b).

Hinsichtlich der Kombination  $T_{W\uparrow} / T_{M\uparrow}$  kann grundsätzlich ein Kohäsionsversagen erkannt werden. Auffällig ist jedoch, dass im Vergleich zur geringeren Werkzeugtemperatur  $T_{W\downarrow}$  tendenziell ein erhöhter Anteil von Adhäsionsbrüchen zum Metall zu beobachten ist (vgl. Bild 5-14 e). Es wird vermutet, dass zu hohe Temperaturen des Haftvermittlers und die entsprechende Interaktion zum GMT zu einem Verlust der anfänglichen Adhäsion aus dem Beschichtungsprozess führen.

Trotz marginaler Unterschiede bzgl. der Festigkeit hat die Haltezeit  $t_p$  einen entscheidenden Einfluss auf das Versagensverhalten bei erhöhten Werkzeugtemperaturen. Es ist

deutlich zu erkennen, dass eine Kombination von  $T_W \uparrow / t_p \downarrow$  stets zu einem anteiligen Substrat-Versagen des GMT führt (vgl. Bild 5-14 c u. f). Offensichtlich ist der Werkstoff trotz geschlossener Oberfläche noch nicht vollständig konsolidiert. Für die geringe Werkzeugtemperatur  $T_W \downarrow$  tritt zwar kein Substratversagen auf, jedoch ist für die doppelt angefertigten Versuchspunkte zu erkennen, dass eine geringe Haltezeit von 10 s i.d.R. zu geringen Festigkeiten und/oder hohen Standardabweichungen führt. Für höhere Metalltemperaturen und Drücke werden die Unterschiede relativiert.

#### 5.4.2.2 Softwaregestützte Auswertung

Eine weitere Analyse, insbesondere der Parameter Schließzeit  $t_s$  und Pressdruck  $p$ , wird mittels automatisierter Auswertung der eingesetzten Software *Minitab* durchgeführt. Im Rahmen der Auswertung des Versuchsplans durch Rückwärtselimination mit einem Schwellwert von 0,1 bleiben nur Einflussgrößen mit einem p-Wert kleiner 0,1 übrig. Entsprechend werden im Folgenden nicht mehr alle möglichen Terme des Modells betrachtet, sondern nur diejenigen, die eine erhöhte Einflusswahrscheinlichkeit aufweisen. Zur Berechnung der Effekte und p-Werte wird die jeweilige gemittelte Scherfestigkeit pro Versuchspunkt verwendet. Neben der quantitativen Darstellung der berechneten Effekte in Tabelle 5-4 erfolgt eine grafische Visualisierung in Abhängigkeit der jeweiligen Faktorstufen in Bild 5-15 (lineare Effekte) und Bild 5-16 (2-FWW).

Das Modell kann 99,94 % der Varianz der Zielgröße wiedergeben, sodass von einer hohen Modellgüte ausgegangen werden kann. Die Regressionsgleichung und die Verteilung der Residuen können dem Anhang A.3 entnommen werden. Während alle Einzelfaktoren in das Modell aufgenommen werden, sind nur sechs von zehn der 2-Faktor-Wechselwirkungen (FWW) enthalten (vgl. Tabelle 5-4).

*Tabelle 5-4: Auswertung der Einflussfaktoren auf die Scherfestigkeit  $\tau_H$  unter Angabe des berechneten Effekts und des p-Werts. Zusätzliche Einordnung des p-Werts in Anlehnung an [317] und Angabe der Modellqualität  $R^2$ .*

Prozessparameter [Einheit]	Effekt (-)	p-Wert (-)	Bewertung
<b>Lineare Faktoren</b>			
Temperatur Metalleinleger $T_M$ [°C]	1,76	0,000	Hochsignifikant
Werkzeugtemperatur $T_W$ [°C]	3,27	0,000	Hochsignifikant
Schließzeit $t_s$ [s]	0,46	0,001	Signifikant
Pressdruck $p$ [bar]	-0,23	0,011	Indifferent
Haltezeit Pressdruck $t_p$ [s]	-0,33	0,003	Signifikant
<b>2-Faktor-Wechselwirkungen</b>			
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,01	0,000	Hochsignifikant
$T_M$ [°C] * $t_s$ [s]	-0,48	0,001	Signifikant
$T_M$ [°C] * $p$ [bar]	0,17	0,028	Indifferent
$T_M$ [°C] * $t_p$ [s]	0,47	0,001	Signifikant
$T_W$ [°C] * $p$ [bar]	0,26	0,007	Signifikant
$t_p$ [s] * $p$ [bar]	-0,19	0,021	Indifferent
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 99,94 %</b>			

Auf Basis der berechneten Effekten sowie der Effektdiagramme wird deutlich, dass die Werkzeugtemperatur mit Abstand den größten Einfluss auf die Zielgröße hat. Absteigend danach haben die Temperatur des Metalleinlegers sowie die Faktor-Wechselwirkung (FWW) von  $T_W$  und  $T_M$  ebenfalls einen hohen Einfluss. Alle drei Parameter sind



nach ihrem p-Wert hochsignifikant für die Scherfestigkeit. Während die Erhöhung der linearen Faktoren jeweils eine positive Effektwirkung hat, ist die FWW mit einem negativen Koeffizienten versehen (vgl. Tabelle 5-4 u. Bild 5-15 / Bild 5-16). Der Zusammenhang wird über die Betrachtung des Effektdiagramms ersichtlich. Auf der unteren Faktorstufe der Werkzeugtemperatur ( $T_W \downarrow$ ) liegt zunächst ein deutlicher Unterschied für die Stufen der Metalltemperatur vor. Wird die Werkzeugtemperatur erhöht ( $T_W \uparrow$ ), wird dieser Unterschied deutlich geringer (vgl. Bild 5-16). Die berechneten Ergebnisse sind im vollen Einklang mit der manuellen Auswertung des Versuchsplans in Kapitel 5.4.2.1.

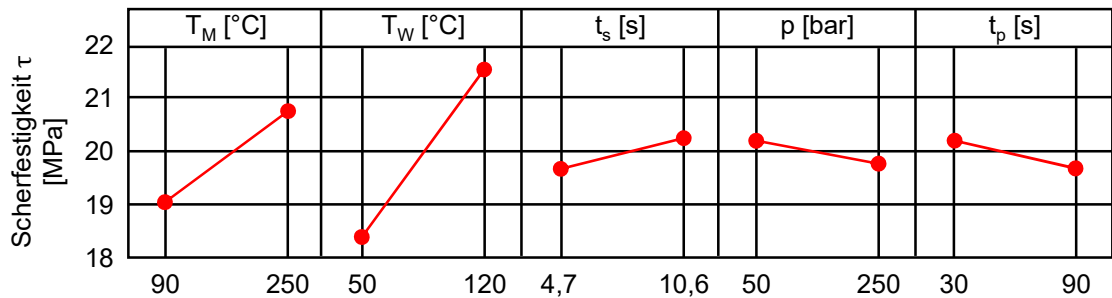


Bild 5-15: Effektdiagramm der linearen Effekte für das erstellte Regressionsmodell.

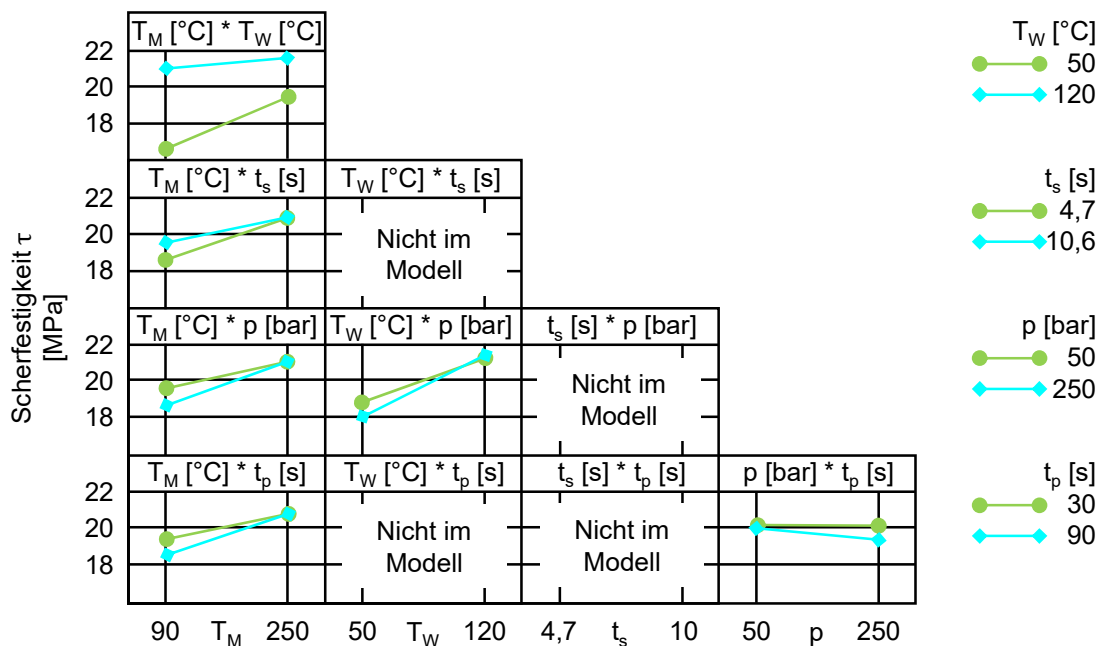


Bild 5-16: Effektdiagramm der 2-Faktor-Wechselwirkungen, welche eine ausreichende Signifikanz besitzen, um in das Regressionsmodell aufgenommen zu werden.

Im Vergleich der linearen Faktoren ist der Einfluss des Pressdrucks  $p$ , der Haltezeit des Pressdrucks  $t_p$  sowie der Schließzeit  $t_s$  im Vergleich zum Temperatureinfluss gering. Für  $t_s$  wird ein positiver Effekt berechnet und für  $p$  und  $t_p$  ein negativer Effekt (vgl. Bild 5-15). Während  $t_p$  und  $t_s$  als signifikant bewertet werden, ist der Einfluss des Pressdrucks nicht eindeutig (vgl. Tabelle 5-4). Im Vergleich zur manuellen Auswertung können diese Erkenntnisse nur bedingt nachvollzogen werden, da eine Reduktion der Haltezeit i.d.R. einen negativen Einfluss auf die Adhäsion des GMT zum Haftvermittler bzw. die GMT-Qualität hat (vgl. Kapitel 5.4.2.1). Für die Schließgeschwindigkeit kann ebenfalls keine eindeutige Parameterkombination erkannt werden, da stets eine Variation von mehreren

Parametern angewandt wird (vgl. Tabelle 5-3). Ggf. ist der positive Effekt einer längeren Schließzeit ( $t_s \uparrow$ ) durch die verlängerte Möglichkeit zum Wärmeaustausch zwischen GMT und Haftvermittler zu begründen. Im Umkehrschluss kann festgestellt werden, dass der mit der Schließzeit einhergehende Temperaturverlust im betrachteten Faktorbereich keinen negativen Einfluss auf die Fügeverbindung hat.

Zur erweiterten Analyse werden die Effektdiagramme der dazugehörigen sowie signifikanten FWW betrachtet (vgl. Bild 5-16). Die FWW in Kombination mit den jeweiligen Temperaturen ( $T_W$  bzw.  $T_M$ ) folgen stets dem gleichen Muster. Während die Unterschiede der jeweiligen Faktorstufe ( $t_p$ ,  $p$  bzw.  $t_s$ ) für eine hohe Temperatur ( $T_W \uparrow$  bzw.  $T_M \uparrow$ ) stets marginal sind, ergeben sich sichtbare Unterschiede für die Faktorstufen bei einer geringen Temperatur ( $T_W \downarrow$  bzw.  $T_M \downarrow$ ). Hierbei führt nur die obere Faktorstufe des Parameters  $t_s \uparrow$  zu einer Erhöhung der prognostizierten Scherfestigkeit. Bei den übrigen Parametern ( $t_p \downarrow$ ,  $p \downarrow$ ) führt die untere Faktorstufe zu einer Optimierung. Im Vergleich zur positiven Wirkung der Temperatur ist diese Änderung jedoch sehr gering. Ohne Einwirkung der Temperatur liegt nur für die Kombination des Pressdrucks mit der jeweiligen Haltezeit eine signifikante FWW vor. Die Sensitivität liegt allerdings nur für die Kombination  $p \uparrow$  und  $t_p \uparrow$  vor, die zu einer Reduktion der Scherfestigkeit führt.

### 5.4.3 Fazit der Screening-Untersuchung

Die durchgeführte Studie konnte grundsätzlich nachweisen, dass die Temperatureinwirkungen sowie deren Wechselwirkung den mit Abstand größten Einfluss auf die Verbindungsausbildung haben. Diese Erkenntnis war zu erwarten und entspricht dem Stand der Wissenschaft (vgl. Kapitel 2.4.5.5). Obwohl für die Haltezeit des Pressdrucks eine negative Effektwirkung berechnet wird, wird aus der Betrachtung der Versagensbilder klar ersichtlich, dass diese insbesondere bei hohen Werkzeugtemperaturen ausreichend hoch gewählt werden muss, um eine ausreichende GMT-Qualität zu gewährleisten.

Eine weitere Betrachtung der übrigen Faktoren bzw. FWW wird nicht durchgeführt, da die berechneten Effekte in Relation zur Temperatur vernachlässigbar klein sind (vgl. auch Bild 5-16). Dies wird umso deutlicher, wenn berücksichtigt wird, dass das optimale Prozessfenster für eine maximale Verbindungsfestigkeit nach dem Stand der Wissenschaft und den bisher erzielten Ergebnissen bei hohen Temperaturen liegen wird.

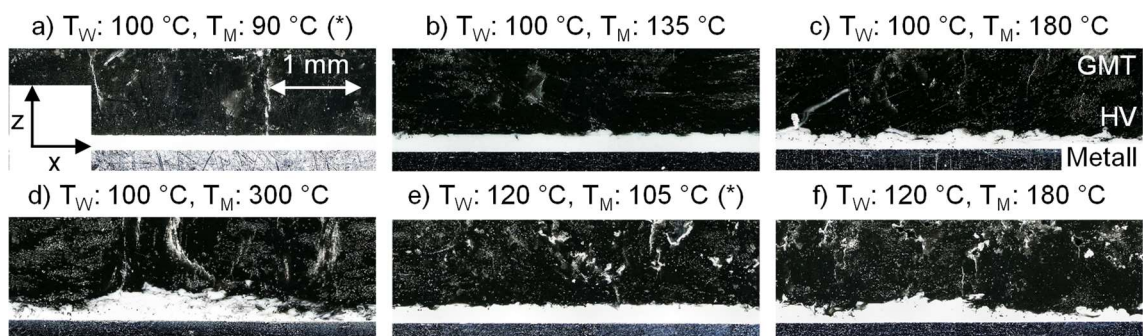
## 5.5 Detaillierte Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung

Auf Basis der erzielten Erkenntnisse aus Kapitel 5.4 soll der Einfluss der vorherrschenden Temperaturen im Detail analysiert werden. Dazu werden zunächst Schliiffbilder für unterschiedliche Kombinationen der Werkzeug- und Metalltemperaturen ausgewertet, um Einsicht in die Interaktion des GMT und Haftvermittlers zu erlangen. Anschließend werden erneut softwaregestützte Methoden der statistischen Versuchsplanung eingesetzt, um eine Analyse der relevanten Temperaturen auf mehreren Faktorstufen

durchzuführen. Zur Validierung bzw. Optimierung des erstellten Regressionsmodells werden weitere Versuchspunkte ausgewertet.

### 5.5.1 Temperaturabhängige Interaktion in der Grenzschicht

Die in Bild 5-17 illustrierten Schlifffbilder der Grenzschicht stellen jeweils einen repräsentativen Bereich für die jeweilige Kombination aus Werkzeug- und Metalltemperatur dar. Eine werkzeuggebundene Erwärmung (\*) des Metalls ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 90\* °C) ergibt eine Interaktion, in der der Haftvermittler nahezu komplett eben bleibt und eine deutliche Phasengrenze zum GMT zu erkennen ist. Die nächsthöheren Temperaturdifferenzen (100/135 u. 120/110\*) sind als Übergang zu einer anfänglichen Durchmischung zu verstehen. Die Dicke der HV-Schicht ist weiterhin konstant ausgeprägt, jedoch bilden sich verstärkt Erhöhungen und Vertiefungen aus. Eine Vorwärmtemperatur oberhalb der bestimmten Schmelztemperatur des HV bewirkt eine deutliche Durchmischung zwischen GMT und HV. Im Vergleich der identischen Vorwärmtemperatur von 180 °C wird der Effekt durch eine erhöhte Werkzeugtemperatur von 120 °C minimal verstärkt. Die bedeutendste Interaktion ist für eine sehr hohe Metalltemperatur (300 °C) zu erkennen. Hier ist die Dicke der HV-Schicht stellenweise doppelt so hoch, jedoch sind ebenfalls Bereiche mit einer äußerst geringen Dicke zu erkennen ( $\ll 50$  % der Ausgangsdicke).



**Bild 5-17:** Schlifffbilder für verschiedene Werkzeug- und Metalltemperaturen zur Visualisierung der temperaturabhängigen Durchmischung von GMT und Haftvermittler in der Grenzschicht. Identische Skalierung und Ausrichtung für alle Bilder.

Die Untersuchung lässt die Hypothese zu, dass ein erhöhtes Temperaturverhältnis, bzw. insbesondere eine erhöhte Metalltemperatur, zu einer signifikanten Verdrängung der Haftvermittlerschicht führen kann. Bereiche mit einer minimalen Dicke der Haftvermittlerschicht könnten einen Schwachpunkt darstellen und ein vorzeitiges Versagen unter mechanischer Belastung initiieren. Dies soll im Folgenden untersucht werden.

### 5.5.2 Definition des Versuchsraums

Ein zweistufiger Screening-Versuchsplan kann nur lineare Effektwirkungen bestimmen und birgt die Gefahr, dass Phänomene zwischen den Faktorstufen nicht erkannt werden. Für die Detailanalyse wird daher ein Wirkungsflächen-Versuchsplan mit fünf Faktorstufen, welche in Tabelle 5-5 dargestellt sind, verwendet (vgl. Kapitel 4.6.1). Die unteren bzw. oberen Grenzen des Versuchsraums orientieren sich am Screening-Versuchsplan.

Für die übrigen Prozessparameter werden fixierte, gemittelte Werte aus der vorherigen Versuchsreihe verwendet (vgl. Tabelle 5-5).

*Tabelle 5-5: Faktorstufen für die Werkzeugtemperatur  $T_W$  und die Temperatur des Metalleinleigers  $T_M$ . Zusätzliche Angabe der fixierten Werte für die übrigen Prozessparameter.*

Faktorstufen / Parameter	$T_W$ [°C]	$T_M$ [°C]
Unterer Sternpunkt	50	50
Unterer Eckpunkt	62	87
Zentralpunkt	90	175
Oberer Eckpunkt	118	263
Oberer Sternpunkt	130	300
<b>Schließzeit <math>t_s</math></b>	<b>Pressdruck <math>p</math></b>	<b>Haltezeit Pressdruck <math>t_p</math></b>
<b>[s]</b>	<b>[bar]</b>	<b>[s]</b>
5,3	150	60

### 5.5.3 Durchführung und Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans

Aus dem Versuchsplan ergibt sich eine Anzahl von 13 Versuchspunkten, wobei der Zentralpunkt zur statistischen Absicherung fünf Mal charakterisiert wird (W4, W6, W8-W10). Seitens der eingesetzten Software würden diese Wiederholungen frei über alle Versuchspunkte verteilt werden, jedoch wird eine Sortierung der Werkzeugtemperatur vorgenommen, um den Versuchsaufwand zu begrenzen (vgl. Tabelle 5-6).

Pro Versuchspunkt werden i.d.R. drei ebene Hybriddkörper (145 mm x 40 mm) hergestellt, wovon jeweils 4-5 Shear-Edge Proben extrahiert und geprüft werden. Für die Zentralpunkte (W4, W6, W8, W9 u. W10), die unmittelbar nacheinander hergestellt werden, wird eine reduzierte Anzahl von drei SE-Proben getestet. Für die Bewertung der Ergebnisse werden die gemittelte Scherfestigkeit, die Energieaufnahme sowie die jeweilige Standardabweichung pro Versuchspunkt herangezogen. Zusätzlich wird das jeweils dominierende Versagensverhalten der Verbindung analysiert (vgl. Tabelle 5-6).

*Tabelle 5-6: Darstellung der Parameterkombination sowie die jeweilig in der Shear-Edge Methode ermittelten Scherfestigkeiten und Energieaufnahme unter Angabe der jeweiligen Standardabweichungen. Zusätzliche Angabe der dominierenden Versagensart der Fügeverbindung.*

Durchlauf	$T_W$	$T_M$	Festigkeit $\tau_H$	Energie $W_{SE}$	Versagensart
Einheit	°C	°C	MPa	J	-
W1	50	175	20,1 ( $\pm 0,6$ )	6,6 ( $\pm 0,6$ )	Kohäsion
W2	62	87	18,5 ( $\pm 0,9$ )	4,5 ( $\pm 1,2$ )	Adhäsion GMT
W3		263	20,4 ( $\pm 0,4$ )	5,9 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
W4	90	175	21,3 ( $\pm 0,1$ )	5,6 ( $\pm 0,0$ )	Kohäsion
W5		50	17,7 ( $\pm 1,2$ )	2,9 ( $\pm 1,0$ )	Adhäsion GMT
W6		175	21,6 ( $\pm 0,7$ )	5,8 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
W7		300	20,0 ( $\pm 0,7$ )	4,9 ( $\pm 0,7$ )	Kohäsion
W8		175	22,1 ( $\pm 1,3$ )	6,5 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
W9		175	22,3 ( $\pm 0,3$ )	5,9 ( $\pm 0,1$ )	Kohäsion
W10		175	21,3 ( $\pm 0,5$ )	5,8 ( $\pm 0,3$ )	Kohäsion
W11	118	87	19,8 ( $\pm 0,8$ )	4,5 ( $\pm 0,7$ )	Adhäsion GMT
W12		263	21,8 ( $\pm 0,5$ )	5,0 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
W13	130	175	19,1 ( $\pm 1,6$ )	4,7 ( $\pm 0,7$ )	Substrat GMT

### 5.5.3.1 Manuelle Auswertung

Bei Betrachtung der Ergebnisse in Tabelle 5-6 ist grundsätzlich eine steigende Festigkeit für höhere Werkzeugtemperaturen zu erkennen (vgl. W2/W3 u. W11/W12). Innerhalb der Versuchsreihe mit einer Werkzeugtemperatur von 90 °C fällt jedoch auf, dass sehr hohe Metalltemperaturen (W7) keine zusätzliche Festigkeitssteigerung bewirken. Im Kontrast zu einer sehr geringen Metalltemperatur (W5) sind die Tragfähigkeiten deutlich besser. Generell ist ersichtlich, dass die verwendete Kombination aus Pressdruck und Haltezeit i.d.R. für eine ausreichende Konsolidierung des GMT ausreicht. Erst für eine Werkzeugtemperatur von 130 °C tritt ein Substratversagen des FKV auf (vgl. W13).

Die Energieaufnahme ergibt sich aus dem Kraft-Weg-Verlauf der SE-Prüfung, sodass grundsätzlich eine Korrelation mit geringen bzw. hohen Scherfestigkeiten zu erwarten ist (vgl. W5, W7 u. Zentralpunkte). In der Auswertung der Versuchsergebnisse fällt allerdings auf, dass besonders bei geringen Werkzeugtemperaturen (W1-W3) eine erhöhte Energieaufnahme zu verzeichnen ist. Trotz einer um 10 % geringeren Festigkeit ist diese für den Versuchspunkt W1 äquivalent zum Versuchspunkt W8.

Hinsichtlich des Versagensverhalten fällt erneut auf, dass die Kombination einer hohen Werkzeug- und Metalltemperatur zu einem anteiligen Adhäsionsversagen des HV zum Metall führt (vgl. Bild 5-14 e). Während der Versuchspunkt W7 eine Reduktion der Festigkeit aufweist, ist dies beim Versuchspunkt W12 nicht zu beobachten.

### 5.5.3.2 Softwaregestützte Auswertung

Die Auswertung in *Minitab* wird für die jeweiligen Zielgrößen Scherfestigkeit und Energieaufnahme separiert durchgeführt. Die berechneten Effekte und p-Werte sowie die dazugehörige Bewertung der Signifikanz sind in Tabelle 5-7 dargestellt. Grundsätzlich weisen beide Analysen eine hohe Modellqualität auf. Für die Regressionsgleichungen und Auswertung der Residuen sei auf den Anhang A.4 verwiesen.

*Tabelle 5-7: Auswertung der Einflussfaktoren für die Zielgrößen Scherfestigkeit  $\tau_H$  sowie Energieaufnahme  $W_{SE}$ . Angabe der berechneten Effekte und p-Werte sowie Einordnung des p-Werts in Anlehnung an [317]. Zusätzliche Angabe der jeweiligen Modellqualität  $R^2$ .*

Prozessparameter [Einheit]	Effekt (-)	p-Wert (-)	Bewertung
<b>Zielgröße: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	0,882	0,019	Indifferent
$T_W$ [°C]	0,161	0,596	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-1,209	0,006	Signifikant
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,831	0,031	Indifferent
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	0,045	0,915	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 80,90 %</b>			
<b>Zielgröße: Energieaufnahme <math>W_{SE}</math> [J]</b>			
$T_M$ [°C]	0,591	0,004	Signifikant
$T_W$ [°C]	-0,448	0,014	Indifferent
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-0,960	0,000	Hoch Signifikant
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,085	0,582	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,225	0,284	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 91,27 %</b>			

Hinsichtlich der Zielgröße Scherfestigkeit bewegen sich sowohl die linearen als auch quadratischen Anteile der Metalltemperatur auf einem hohen Signifikanzniveau. Während der lineare Anteil noch in die Kategorie „indifferent“ fällt, kann für den quadratischen Anteil eine eindeutige Signifikanz bestimmt werden. Für die Werkzeugtemperatur kann nur für den quadratischen Term ein Einfluss erwartet werden. Der lineare Anteil ist ebenso wie die FWW zwischen Werkzeug- und Metalltemperatur nicht statistisch signifikant (vgl. Tabelle 5-7). Die reduzierte Signifikanz des Faktors "Werkzeugtemperatur" lässt sich dadurch erklären, dass in der Wirkungsflächen-Analyse neben den linearen Effekten auch quadratische und Wechselwirkungseffekte betrachtet werden. Durch die Wahl von fünf Faktorstufen liegen die jeweiligen Parameterkombinationen enger beieinander. Im Gegensatz zur Screening-Analyse (vgl. Kapitel 5.4), in der weit auseinanderliegende Faktorstufen gewählt werden und  $T_W$  dadurch als hochsignifikant erscheint, relativiert sich der Einfluss in der Wirkungsflächenanalyse. Durch die engeren Stufen und die Berücksichtigung nichtlinearer Effekte zeigt sich, dass die Metalltemperatur und deren quadratische Effekte eine stärkere Wirkung entfalten.

Die Effektdiagramme stellen anschaulich die Bedeutung der linearen bzw. quadratischen Terme in Abhängigkeit der jeweiligen Zielgröße dar (vgl. Tabelle 5-7 bzw. Bild 5-18). Insbesondere die Metalltemperatur weist unterhalb des Zentralpunkts einen starken linearen Anteil auf. Folgend verhält sich der Effekt quadratisch. Der lineare Effekt der Werkzeugtemperatur ist vernachlässigbar klein, sodass die Wirkung durch eine quadratische Funktion dargestellt werden kann (vgl. Bild 5-18 a). Das Effektdiagramm der FWW folgt diesen Zusammenhängen, wird jedoch im Folgenden aufgrund der nicht vorhandenen Signifikanz nicht weiter betrachtet (vgl. Bild 5-18 b).

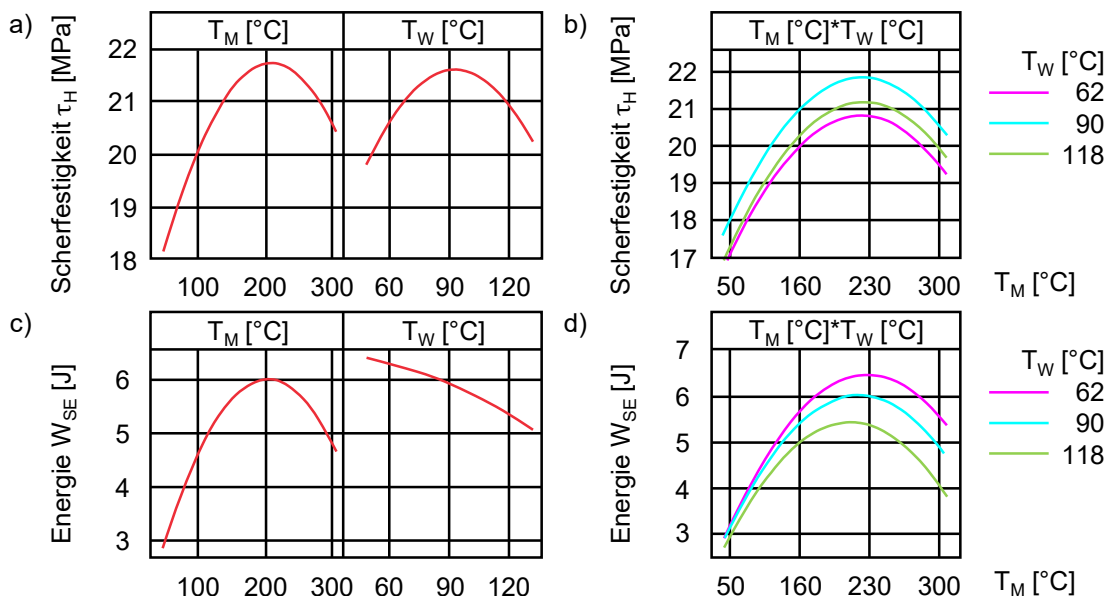


Bild 5-18: Effektdiagramme der isolierten Einflussfaktoren (a, c) sowie deren Wechselwirkungen (b, d) für die Zielgrößen Scherfestigkeit (a-b) u. Energieaufnahme (c-d).

Die Modellanalyse für die Zielgröße „Energieaufnahme“ lässt noch eindeutigere Zuordnungen der Einflussparameter zu. Sowohl der lineare als auch quadratische Term der Metalltemperatur stellen einen signifikanten bzw. hochsignifikanten Unterschied dar. Im

Vergleich dazu ist der lineare Anteil der Werkzeugtemperatur indifferent, jedoch an der Grenze zum signifikanten Bereich. Der quadratische Anteil ist ebenso wie die FWW als nicht signifikant zu bewerten. Hinsichtlich der grafischen Visualisierung der Wirkung der Metalltemperatur ergibt sich eine hohe Ähnlichkeit zur Zielgröße „Scherfestigkeit“. Der Effekt der Werkzeugtemperatur lässt sich hingegen durch einen linear abnehmenden Term beschreiben, sodass der quadratische Einfluss entsprechend gering ist (vgl. Tabelle 5-7 u. Bild 5-18 c-d).

Aus den aufgestellten Regressionsmodellen kann für eine beliebige Kombination der Einflussgrößen, solange sich diese innerhalb der definierten Faktorstufen befinden, eine Prognose der Zielgrößen durchgeführt werden. Im Vergleich beider Diagramme in Bild 5-19 a-b) kann ein gemeinsames Optimum für eine mittlere Metalltemperatur und moderate bis geringe Werkzeugtemperatur erwartet werden.

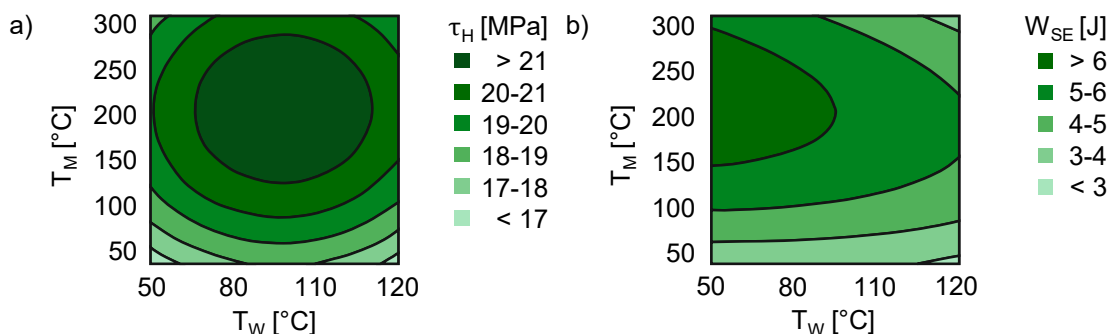


Bild 5-19: Darstellung der berechneten Konturdiagramme. a) Zielgröße: Scherfestigkeit  $\tau_H$ , b) Zielgröße: Energieaufnahme  $W_{SE}$ .

## 5.5.4 Validierung der erzielten Ergebnisse

### 5.5.4.1 Erweiterung des Datensatzes

Zur Validierung der erzielten Ergebnisse werden den bestehenden Versuchspunkten aus dem Wirkungsflächen-Versuchsplan manuell bestimmte Kombinationen aus Werkzeug- und Metalltemperaturen hinzugefügt. In der folgenden Darstellung in Tabelle 5-8 werden die Zentralpunkte (W4, W6, W8-W10) in einer Zeile als „ZP“ zusammengefasst. Die Versuchspunkte „V4“ und „V5“ stellen eine Besonderheit dar, da keine Vorerwärmung des Metalls durchgeführt und das Blech unmittelbar vor dem Pressvorgang mit dem erwärmten GMT in die Kavität gelegt wird (Kennzeichnung: „\*\*\*“). Eine thermische Beeinflussung findet in sehr kurzem Zeitraum demnach nur durch die Wärmeabgabe des GMT und des Werkzeugs statt. Der Temperaturwert stellt eine ungefähre Schätzung dar.

Die erzielten Ergebnisse bestätigen grundsätzlich die bisher erzielten Erkenntnisse. Zu geringe Werkzeugtemperaturen limitieren die erzielbaren Scherfestigkeiten und zu hohe Temperaturen führen zu verringerten Substratfestigkeiten des FKV. Die höchsten Haftfestigkeiten werden für Werkzeugtemperaturen von 90-120 °C bestimmt. Während für die Aktivierung des Haftvermittlers bei  $T_W$ : 100 °C ein Optimum für eine Vorwärmtemperatur von  $T_M$ : ca. 180 °C erreicht werden kann, reduziert sich dieses für erhöhte Temperaturniveaus ( $T_W$ : 120 °C) auf  $T_M$ : 135 °C. Im Allgemeinen führen zu hohe Metall-

temperaturen ( $T_M > 180\text{ °C}$ ) im Vergleich zum jeweiligen Optimum zu einer Verringerung der Tragfähigkeit um bis zu 5 %. Im Umkehrschluss wird durch die Versuchspunkte V1, V4 u. V9 jedoch auch deutlich, dass eine aktive Vorerwärmung des Haftvermittlers unerlässlich ist, um eine tragfähige Verbindung herzustellen.

**Tabelle 5-8:** Darstellung der Parameterkombination unter Angabe der erreichten Scherfestigkeiten, Energieaufnahme und der jeweiligen Standardabweichungen. Zusätzliche Angabe der dominierenden Versagensart der Fügeverbindung. „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavität (> 3 min). „\*\*“: Unmittelbare Einlage des Metalls in die Kavität ohne gesonderte Erwärmung.

Durchlauf	$T_W$	$T_M$	Festigkeit $\tau_H$	Energie $W_{SE}$	Versagensart
Einheit	°C	°C	MPa	J	-
W1	50	175	20,1 ( $\pm 0,6$ )	6,6 ( $\pm 0,5$ )	Kohäsion
V1	62	50*	13,6 ( $\pm 1,8$ )	1,5 ( $\pm 0,2$ )	Adhäsion GMT
W2		87	18,5 ( $\pm 0,9$ )	4,5 ( $\pm 1,2$ )	Adhäsion GMT
V2		180	20,6 ( $\pm 0,4$ )	6,8 ( $\pm 0,6$ )	Kohäsion
W3		263	20,4 ( $\pm 0,4$ )	5,9 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
W5	90	50	17,7 ( $\pm 1,2$ )	2,9 ( $\pm 1,0$ )	Adhäsion GMT
V3		80*	18,9 ( $\pm 1,4$ )	6,8 ( $\pm 0,9$ )	Adhäsion GMT
ZP		175	21,7 ( $\pm 0,8$ )	6,0 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
W7		300	20,0 ( $\pm 0,7$ )	4,9 ( $\pm 0,7$ )	Kohäsion
V4	100	50**	7,3 ( $\pm 2,9$ )	0,3 ( $\pm 0,1$ )	Adhäsion GMT
V5		90*	20,5 ( $\pm 1,1$ )	6,4 ( $\pm 1,0$ )	Adhäsion GMT
V6		135	22,0 ( $\pm 0,8$ )	7,0 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
V7		180	22,2 ( $\pm 0,5$ )	5,9 ( $\pm 0,3$ )	Kohäsion
V8		250	21,0 ( $\pm 0,6$ )	5,6 ( $\pm 0,5$ )	Kohäsion
V9	120	60**	13,9 ( $\pm 4,0$ )	1,0 ( $\pm 0,5$ )	Adhäsion GMT
W11	118	87	19,8 ( $\pm 0,8$ )	4,5 ( $\pm 0,7$ )	Adhäsion GMT
V10	120	105*	21,1 ( $\pm 0,8$ )	6,7 ( $\pm 0,7$ )	Kohäsion
V11		135	22,3 ( $\pm 0,7$ )	6,7 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
V12		180	21,5 ( $\pm 0,7$ )	4,7 ( $\pm 0,4$ )	Kohäsion
W12		263	21,8 ( $\pm 0,5$ )	5,0 ( $\pm 0,2$ )	Kohäsion
V13	130	115*	19,2 ( $\pm 0,8$ )	5,8 ( $\pm 0,8$ )	Substrat GMT
W13		175	19,1 ( $\pm 1,6$ )	4,7 ( $\pm 0,7$ )	Substrat GMT

Die Versuchspunkte V5 u. V6 bzw. V10 u. V11 lassen eine relativ genaue Verortung des Übergangs zwischen einem Adhäsionsversagen zum GMT und Kohäsionsbruch des Haftvermittlers zu. Durch den Temperaturaustausch zwischen Metall und Werkzeug lässt sich vermuten, dass die Vorwärmtemperatur für eine Vermischung mit steigender Werkzeugtemperatur sinkt. Es kann ebenfalls bestätigt werden, dass bei einer erhöhten Temperaturkombination (z.B. W7, V8, W12) durch die verstärkte Durchmischung von GMT und HV ein punktuell Adhäsionsversagen zum Metall auftritt. Der Einfluss ist mit einer Festigkeitsreduktion von max. 5 % jedoch als gering zu bewerten.

Hinsichtlich einer maximierten Energieaufnahme der Probenkörper können die Erkenntnisse aus Kapitel 5.5.3 dahingehend erweitert werden, dass auch bei hohen Werkzeugtemperaturen sehr hohe Brucharbeiten erreicht werden können. Dieses Prozessfenster lässt sich auf Metalltemperaturen einschränken, die am Übergang zur Initialisierung eines Adhäsionsversagens zum GMT (V3, V5 u. V10) bzw. Kohäsionsversagens des Haftvermittlers (V6 u. V11) liegen. Insbesondere die zuletzt genannten Versuchspunkte vereinen eine maximierte Scherfestigkeit und Energieaufnahme.



Grundsätzlich kann eine erhöhte Duktilität mit einem geringeren Kristallinitätsgrad (vgl. Kapitel 2.3.1) begründet werden. Durch das reduzierte Maß an Vorerwärmung wird die äußerste Schicht des Haftvermittlers nur durch den Wärmeaustausch mit dem GMT weiter erwärmt, sodass anschließend unter Wirkung des Pressdrucks eine rapide Abkühlung auf die eingestellte Werkzeugtemperatur stattfindet. Darüber hinaus wird vermutet, dass eine überproportionale Interdiffusion von GMT und HV unvorteilhaft für die Energieaufnahme ist, da die ungleichmäßige Verteilung der HV-Schicht ungünstig für eine homogene Kraftübertragung ist und lokale Minima ein vorzeitiges Versagen initiieren.

Abschließend wird der erweiterte Datensatz genutzt, um ein aktualisiertes Regressionsmodell für die Zielgrößen Scherfestigkeit und Energieaufnahme zu erstellen. Trotz der erhöhten Datenlage verschlechtert sich die Prognosefähigkeit  $R^2$  auf 63,1 % (Festigkeit) bzw. 61,6 % (Energie). Offensichtlich ist die verwendete Ansatzfunktion (vgl. Formel 4-12) nicht geeignet, die physikalischen Phänomene in ihrer Gesamtheit abzubilden. Für weitere Details zum Modell sei auf den Anhang A.5 verwiesen.

Da der erweiterte Datensatz deutlich mehr Versuchspunkte einschließt als der initiale Wirkungsflächen-Versuchsplan, werden die generierten Konturdiagramme genutzt, um eine abschließende Visualisierung der Effektwirkung von Werkzeug- und Metalltemperatur darzustellen. Trotz der geringen Modellqualität geben die Bereiche des Konturdiagramms der Scherfestigkeit die Versuchspunkte zuverlässig wieder. Eine manuelle Schätzung des Prozessfensters für die höchsten Scherfestigkeiten ( $> 21,5$  MPa) wird auf Basis der Versuchspunkte V5, V6 u. V11-V13 durchgeführt (vgl. Bild 5-20 a).

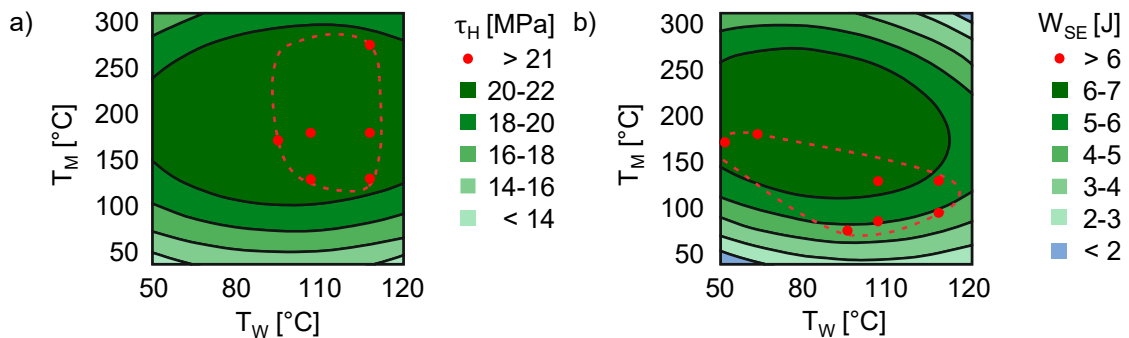


Bild 5-20 Konturdiagramme der betrachteten Zielgrößen unter Hervorhebung der jeweils besten Versuchspunkte. a) Scherfestigkeit  $\tau_H$ , b) Energieaufnahme  $W_{SE}$ .

Im Kontrast dazu weist das Konturdiagramm für die Energieaufnahme deutliche Abweichungen gegenüber den gesammelten Daten (vgl. Tabelle 5-8) auf. Der manuell markierte Bereich mit den jeweils tragfähigsten Versuchspunkten überschreitet die Kontur des berechneten Prozessfensters von 6-7 Joule mitunter deutlich. Dafür werden die Randbereiche des Prozessfensters ( $T_W \leq 62$  °C,  $T_W = 130$  °C) gut abgebildet (vgl. Bild 5-20 b).

#### 5.5.4.2 Analyse der Übertragbarkeit

Das Ziel der Arbeit ist es, allgemeingültige Ergebnisse zu erzielen, die ebenfalls auf andere Geometrien und Materialkombinationen übertragen werden können. Eine grundsätzliche Anwendbarkeit des ermittelten Prozessfensters wird daher exemplarisch für

eine erhöhte Blechdicke, eine vergrößerte Dimension des Hybridkörpers und unterschiedliche GMT-Typen untersucht. Als Bewertungskriterien werden die erzielbare Festigkeit und das resultierende Versagensverhalten verwendet (vgl. Tabelle 5-9).

Hinsichtlich der verwendeten Blechdicke wäre ein Einfluss durch die erhöhten Wärmekapazitäten und dem daraus resultierenden Unterschied in der Abkühlhistorie denkbar. Zum Erreichen der identischen Vorwärmtemperatur des Metalleinlegers werden erneut Temperatur-Zeit-Kurven für das dickere Blech aufgenommen (vgl. Bild 5-6). Statt 60 Sekunden wird das Blech bei einer IR-Leistung von 80 % für 1 min und 40 Sekunden erwärmt, um eine Temperatur von 180 °C zu erreichen. Bei Betrachtung der Ergebnisse wird ersichtlich, dass die erhöhte Blechdicke keinen signifikanten Unterschied in der erzielbaren Scherfestigkeit bewirkt. Die minimal höhere Festigkeit liegt im Bereich der Standardabweichung und das Versagensverhalten ist ebenfalls identisch.

Aus den Vorversuchen (vgl. Kapitel 5.2.1) ist bereits bekannt, dass das primär eingesetzte GMT PP-GF33 eine erhöhte Kohäsionsfestigkeit aufweist. Unklar ist, ob dies auf die hinzugefügten Additive zur Optimierung der stoffschlüssigen Verbindung zum Metall, oder auf den im Vergleich zum GMT PP-GF52 erhöhten Matrixanteil zurückzuführen ist. Für zwei Versuchspunkte wird daher zusätzlich das GMT PP-GF30 verwendet, da dieses im Vergleich zum GMT PP-GF33 nahezu identische mechanische Kennwerte aufweist (vgl. Tabelle 4-3).

*Tabelle 5-9: Variation diskreter Einflussfaktoren zur Analyse der Transferierbarkeit der erzielten Ergebnisse. Wenn nicht anders angegeben, wird die Geometrie der Kavität „145x40“, das GMT PP-GF33 und die Blechdicke  $t$ : 1,5 mm verwendet. „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavität ( $> 3$  min).*

Spezifikation Einheit	T <sub>W</sub> °C	T <sub>M</sub> °C	Festigkeit τ <sub>H</sub> MPa	Versagensart -
Variation der Blechdicke				
t: 1,5 mm	120	180	21,5 (± 0,7)	Kohäsion
t: 3,0 mm			21,7 (± 0,8)	Kohäsion
Variation der GMT-Sorte				
PP GF-30	100	180	20,0 (± 1,3)	Substrat GMT / Kohäsion
PP GF-33			22,2 (± 0,5)	Kohäsion
PP GF-52			21,0 (± 1,3)	Substrat GMT / Kohäsion
PP GF-30	120	105*	16,6 (± 2,9)	Substrat GMT
PP GF-33			21,1 (± 0,8)	Kohäsion
PP GF-52			21,3 (± 1,3)	Substrat GMT
Variation der Kavitätsgröße				
145 x 40	100	180	22,2 (± 0,5)	Kohäsion
	120		21,5 (± 0,7)	Kohäsion
	130		175	19,1 (± 1,6)
225 x 60	100	180	21,8 (± 0,7)	Kohäsion
	110		22,1 (± 0,8)	Kohäsion
	120		19,4 (± 2,0)	Substrat GMT

Für den Versuchspunkt bei einer Werkzeugtemperatur von 100 °C können grundsätzlich für alle GMT-Sorten hohe Festigkeiten erreicht werden. Die Festigkeit für das GMT PP-GF33 ist jedoch um fünf (GMT PP-GF52) bzw. zehn (PP-GF30) Prozent größer. Mit den Festigkeitsunterschieden geht ein artverschiedenes Versagensverhalten einher. Beide konventionellen GMT-Typen weisen einen Mischbruch zwischen einem Substrat-

versagen des GMT und einem Kohäsionsbruch des Haftvermittlers auf. Insbesondere für das PP-GF30 dominiert das Versagen des GMT. Eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf 120 °C führt zu einer weiteren Abnahme der Substratfestigkeit, sodass ein vollständiges Versagen des konventionellen GMT zu beobachten ist. Trotz der unterschiedlichen Versagensmechanismen sind die Scherfestigkeiten des GMT PP-GF33 und GMT PP-GF52 für diese Parameterkombination nahezu identisch. Die Tragfähigkeit des GMT PP-GF30 wird jedoch deutlich reduziert.

Aus der Materialstudie lassen sich verschiedene Erkenntnisse ableiten. Grundsätzlich können für unterschiedliche GMT-Typen hohe Verbindungsfestigkeiten erzielt werden. Limitiert werden diese bei einem konventionellen GMT, insbesondere bei einem geringem Fasergehalt, durch die Substratfestigkeit des FKV. Dieser Effekt wird für hohe Werkzeugtemperaturen überproportional verstärkt. Durch den direkten Vergleich der GMT-Sorten bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen wird die Bedeutung der verwendeten Additive des GMT PP-GF33 auf die Kohäsionsfestigkeit des GMT deutlich. Trotz eines nahezu identischen (vgl. PP-GF30) oder deutlich geringeren Fasergehalts (vgl. PP-GF52) ist die Substratfestigkeit auch bei hohen Temperaturen deutlich höher, sodass stets der Haftvermittler den Schwachpunkt der Verbindung darstellt. Eine konkrete Aussage bzgl. der Optimierung der Haftfestigkeit ist jedoch nicht möglich, da kein reines Kohäsionsversagens des Haftvermittlers vorliegt.

Eine abschließende Betrachtung der Skalierung der Probengeometrie von einer Größe von 145 mm x 40 mm auf 225 mm x 60 mm zeigt ebenfalls, dass eine Anwendbarkeit der Ergebnisse grundsätzlich gegeben ist. Auffallend ist jedoch, dass der Wechsel von einem Kohäsionsbruch des Haftvermittlers zu einem Substratversagen des GMT nicht bei derselben Werkzeugtemperatur stattfindet. Offensichtlich ist die Applikation des Pressdrucks von 150 bar für 60 Sekunden bei einer Werkzeugtemperatur von 120 °C nicht ausreichend, um das GMT bei einer vergrößerten Probengeometrie zu konsolidieren. Die erzielte Festigkeit weist eine hohe Ähnlichkeit zur Fertigung der kleineren Probengeometrie bei einer Werkzeugtemperatur von 130 °C auf.

### **5.5.5 Bewertung des Temperatureinflusses im „Formpressen“**

In der Studie konnten die grundlegenden Einflüsse der Werkzeug- und Metalltemperatur auf die prozessintegrierte Verbindungsausbildung im „Formpressen“ bestimmt werden. Für die Zielgröße der Scherfestigkeit ergibt sich ein großes Prozessfenster. Die höchsten Brucharbeiten lassen sich erzielen, wenn die Durchmischung von Haftvermittler und GMT begrenzt wird. Eine Verbindung, die sowohl eine hohe Haftfestigkeit als auch Braucharbeit bietet, kann durch einen Parametersatz mit einem moderaten Verhältnis von Werkzeug- (90-120 °C) und Metalltemperatur (110-180 °C) generiert werden.

Zu beachten ist, dass zu hohe Werkzeugtemperaturen zu einem Substratversagen des FKV führen können und dadurch die Tragfähigkeit der gesamten Hybridstruktur beschränken. Dies fällt insbesondere auf, wenn konventionelle GMT-Sorten bzw. größere

Probengeometrien eingesetzt werden. Eine Verwendung derart hoher Temperaturen im Formwerkzeug sollte daher Anwendungsfällen mit einer hohen Anforderung an die Gestaltungsfreiheit und Oberflächenqualität des GMT sowie einer moderaten Anforderung an die Tragfähigkeit vorbehalten werden. Grundsätzlich kann erwartet werden, dass diese Gegebenheiten durch erhöhte Pressdrücke und/oder Haltezeiten kompensiert werden können. Im Kontext eines wirtschaftlichen Serienprozesses sind moderate Werkzeugtemperaturen (Energieeinsatz), moderate Pressdrücke (Energieeinsatz, Werkzeugverschleiß) und kurze Zykluszeiten (geringe Haltezeit) jedoch zu bevorzugen.

## **5.6 Untersuchung des Effekts erhöhter Fließbewegungen im Formgebungsprozess**

Die bisherigen Untersuchungen wurden derartig gestaltet, dass ein Mindestmaß an Fließbewegungen in der Formgebung des GMT aufgetreten ist. Dadurch sollten etwaige Wechselwirkungen zwischen der Relativbewegung in der Grenzschicht und dem grundsätzlichen Einfluss der Verarbeitungsparameter des Fließpressprozesses vermieden werden. Im Folgenden wird das Fertigungsszenario des „Fließpressens“ eingesetzt, indem ein GMT-Stapel aus drei Einzellagen einseitig in der Kavität platziert wird, sodass durch das Schließen des Werkzeugs eine Fließbewegung in Längsrichtung initiiert wird. Die Masse des GMT ist identisch zum „Formpressen“ mit einer vollflächigen Einlage des GMT. Betrachtet werden in diesem Kontext erneut die wirkenden Temperaturen sowie die Stempelgeschwindigkeit, sodass über die Variation unterschiedliche Scherraten in der Grenzschicht induziert werden können.

Bereits im „Formpressen“ kann festgestellt werden, dass eine zu hohe Temperatur des Metalleinlegers zu einem anteiligen Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum Blech führt. Durch die systematische Variation der Einflussparameter soll bestimmt werden, ob in Abhängigkeit des jeweiligen Temperaturverhältnisses die Relativbewegung zwischen Fließfront des GMT und dem Haftvermittler einen ähnlichen Effekt hervorruft und ob es dadurch zu einem kritischen Verlust der Haftfestigkeit kommt. Zur Beurteilung werden zunächst die erzielte Scherfestigkeit und das jeweilige Bruchverhalten analysiert. Darüber hinaus werden für ausgewählte Versuchspunkte Schliffbilder der intakten Verbindung ausgewertet. Die jeweilig wirkenden Scherraten werden über eine numerische Simulation des Fertigungsprozesses bestimmt.

### **5.6.1 Definition des Versuchsraums**

Für die Analyse des Fertigungsszenarios wird für die drei Einflussparameter ein Wirkungsflächen-Versuchsplan mit fünf Faktorstufen verwendet, welche in Tabelle 5-10 dargestellt sind. Die Temperaturstufen für das Formwerkzeug und den Metalleinleger sind nahezu identisch zur Detailanalyse aus Kapitel 5.5.2, sodass ein direkter Vergleich zu den Versuchspunkten im „Formpressen“ möglich ist. Der Pressdruck und die dazugehörige Haltezeit werden ebenso beibehalten.

Tabelle 5-10: Faktorstufen für die Werkzeugtemperatur  $T_W$ , die Temperatur des Metalleinlegers  $T_M$ , der eingestellten Stempelgeschwindigkeit  $v$  sowie der resultierenden Stempelgeschwindigkeit  $v_{res}$ . Zusätzliche Angabe des Pressdrucks  $p$  und der dazugehörigen Haltezeit  $t_p$ .

Faktorstufen	$T_W$	$T_M$	$v$	$v_{res}$
Einheit	°C	°C	mm/s	mm/s
Unterer Sternpunkt	50	50	5	4,8
Unterer Eckpunkt	66	101	14	12,2
Zentralpunkt	90	175	28	21,1
Oberer Eckpunkt	114	249	41	29,2
Oberer Sternpunkt	130	300	50	31,3
Parameter	Pressdruck $p$		Haltezeit Pressdruck $t_p$	
Einheit	bar		s	
	150		60	

Im Anschluss an die Versuchsdurchführung wurde für jede verwendete Pressgeschwindigkeit  $v$  das resultierende Hubprofil der Umformpresse aufgezeichnet und ausgewertet (vgl. Bild 4-9). Dabei ist aufgefallen, dass das Geschwindigkeitsprofil für hohe Schließgeschwindigkeiten in den letzten 15 mm vor dem Einsetzen der Kraftregelung von den vorgegebenen Werten abweicht. Um eine korrekte Bestimmung der resultierenden Scherraten sowie Berechnung der Effekte in der statistischen Versuchsplanung zu gewährleisten, werden dazu im Folgenden die Geschwindigkeiten  $v_{res}$  herangezogen. Die Unterschiede bzgl. der korrelierenden Zeit, bis das Formwerkzeug vollständig geschlossen ist, werden vernachlässigt, da im Screening-Versuchsplan eine geringe Effektwirkung bestimmt wird (vgl. Kapitel 5.4.2).

### 5.6.2 Numerische Simulation des Formgebungsprozesses

Die Simulation des Fließpressprozesses wird zur Reduktion der Rechenzeit, kurz bevor der Stempel mit dem GMT in Kontakt kommt, initialisiert (vgl. Bild 5-21 a). Entsprechend werden die aufgezeichneten Geschwindigkeitsprofile der Spindelpresse an die Geometrie angepasst. Der Metalleinleger wird über eine Erhebung (135 mm x 35 mm x 1,5 mm) am Boden der Kavität abgebildet (vgl. Bild 5-21 a-b). Eine Berücksichtigung der Vorwärmtemperatur des Metalls ist nicht möglich.

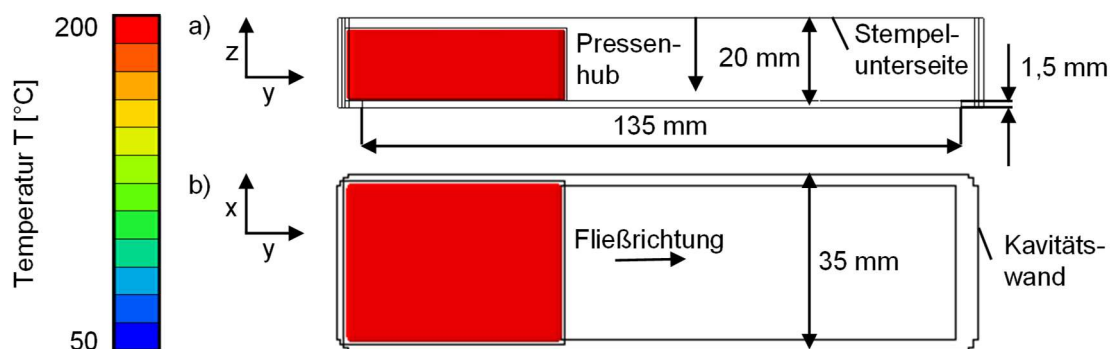
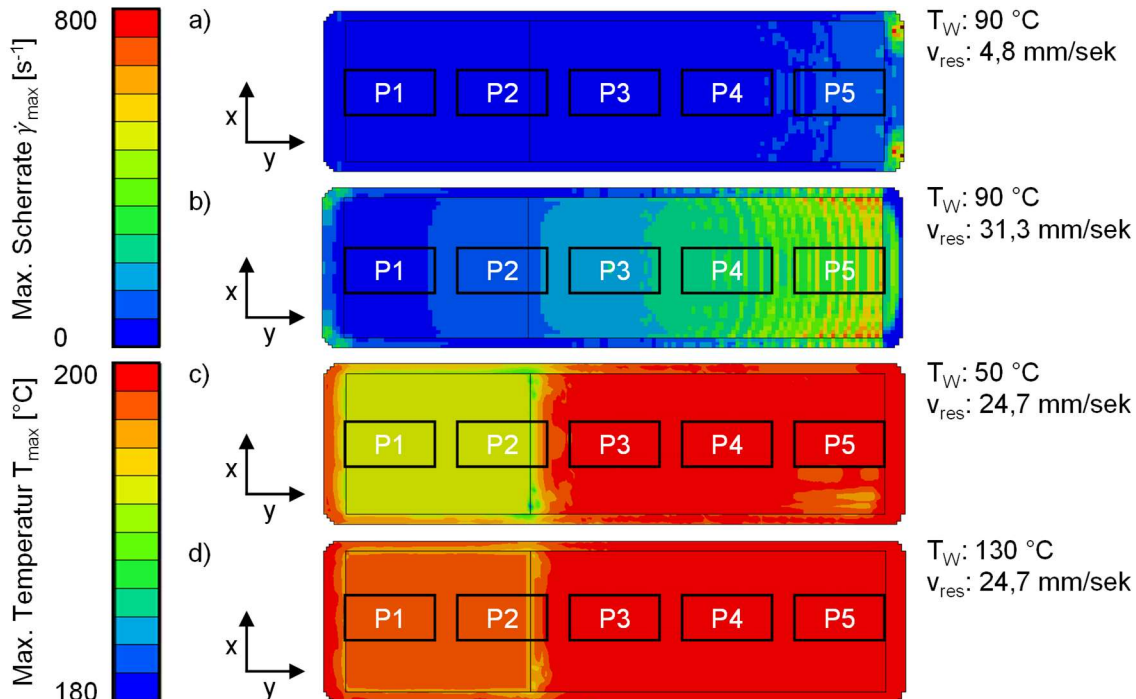


Bild 5-21: Modellaufbau zur Simulation des Fließpressprozesses in der Kavität „145x40“ unter Kennzeichnung der wesentlichen Abmaße. a) Seitenansicht der Kavität, b) Draufsicht der Kavität.

Die Ausbildung der Fließfront entspricht den bekannten wissenschaftlichen Grundlagen (vgl. Bild 2-15). Zur Darstellung und Auswertung kann in der Software die jeweilig

wirkende Temperatur in der Fließfront sowie die maximal wirkende Scherrate über den gesamten Formgebungsprozess dargestellt werden. Betrachtet wird hierbei die „Unterseite“ der Kavität, da hier die Relativbewegung bzw. der Kontakt zwischen dem GMT und Metalleinleger erfolgt (vgl. Bild 5-22).



**Bild 5-22:** Grafische Darstellung der maximal wirkenden Scherraten (a-b) und Temperatur (c-d) in der Fließfront über den gesamten Fließpressprozess für exemplarische Versuchspunkte unter Kennzeichnung der zu extrahierenden Shear-Edge-Proben. Ansicht stellt den Boden der Kavität dar (z: 0 mm, vgl. Bild 5-21 a).

Aus der grafischen Visualisierung der maximal wirkenden Scherraten wird deutlich, dass die Scherraten in Fließrichtung ansteigen und ihr Maximum an Position P5 erreichen. Signifikante Unterschiede bzgl. der quantitativen Ausprägung ergeben sich für eine geringe (4,9 mm/s) und hohe (33,6 mm/s) Stempelgeschwindigkeit (vgl. Bild 5-22 a-b).

Hinsichtlich der Temperatur der Fließfront zeigen sich nur geringe Unterschiede bei der Verwendung einer niedrigen bzw. hohen Werkzeugtemperatur. Bei einer geringen Werkzeugtemperatur von 50 °C lässt sich gegenüber der Starttemperatur des GMT ein Temperaturabfall im Einlegebereich feststellen (P1-P2, vgl. Bild 5-22 c). An den folgenden Positionen P3-P5 ist die Temperatur der Fließfront, unabhängig von der Werkzeugtemperatur, auf dem initialen Niveau der GMT-Temperatur. Der zeitabhängige Temperaturverlust der GMT-Schmelze wird durch die hohe Geschwindigkeit der Formfüllung minimiert, da sich eine Fließfront ausbildet, die das warme Kernmaterial durch die Fließbewegung nach außen transportiert (vgl. Bild 2-15). Zusätzlich kann die Wärmedissipation aus der Scherbewegung einen Beitrag zum Temperaturerhalt leisten.

Eine quantitative Auswertung der jeweiligen Auswertekriterien erfolgt durch eine Mittelung der jeweiligen Elemente (Scherrate) bzw. Knoten (Temperatur) in den gekennzeichneten Bereichen der Positionen 1-5 (vgl. Tabelle 5-11). Die bestimmten Werte folgen

grundsätzlich der qualitativen Auswertung. Eine signifikante Wechselwirkung zwischen den Einflussparametern (Temperatur bei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten, Scherraten bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen) ist nicht zu beobachten.

*Tabelle 5-11: Quantitative Auswertung der maximalen positionsabhängigen Scherraten und Temperaturen im Formgebungsprozess in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur und Stempelgeschwindigkeit.*

Durchlauf	$T_w$	$v_{res}$	Mittelwert der Fließfronttemperatur $T_{max}$ u. Scherrate $\dot{\gamma}_{max}$ (jeweilige Standardabweichung)									
Einheit	°C	mm/s	°C / s <sup>-1</sup>									
Position			$T_1$	$\dot{\gamma}_1$	$T_2$	$\dot{\gamma}_2$	$T_3$	$\dot{\gamma}_3$	$T_4$	$\dot{\gamma}_4$	$T_5$	$\dot{\gamma}_5$
F1	50	21,1	193 ±0	40 ±17	194 ±2	102 ±17	199 ±0	165 ±17	199 ±0	234 ±26	199 ±0	293 ±33
F3/F4	66	12,2	194 ±1	18 ±6	194 ±1	43 ±7	199 ±0	70 ±7	199 ±0	110 ±26	199 ±0	148 ±22
F2/F5		29,2	194 ±0	43 ±16	195 ±2	104 ±17	199 ±0	168 ±18	199 ±0	257 ±61	199 ±0	320 ±85
F11	90	4,8	194 ±2	8 ±3	194 ±3	17 ±3	198 ±0	29 ±4	198 ±0	46 ±9	198 ±0	80 ±17
ZP		21,1	195 ±0	40 ±16	195 ±1	102 ±17	199 ±0	165 ±17	200 ±0	230 ±22	199 ±0	272 ±36
F12		31,3	195 ±0	45 ±17	196 ±1	110 ±18	199 ±0	178 ±18	199 ±0	257 ±41	200 ±0	360 ±106
F16/F17	114	12,2	196 ±1	18 ±6	196 ±1	43 ±7	199 ±0	70 ±9	199 ±0	110 ±20	200 ±0	181 ±56
F18/F19		29,2	196 ±0	43 ±15	197 ±1	103 ±17	200 ±0	167 ±19	198 ±0	234 ±31	198 ±1	325 ±72
F20	130	21,1	197 ±0	40 ±16	197 ±1	101 ±17	200 ±0	162 ±17	200 ±0	223 ±15	200 ±0	277 ±29

Um den Einfluss der Schererwärmung zu untersuchen, wird die Simulation mit *3DTIMON* für den Punkt F1 (s.o.) erneut durchgeführt, wobei die Reibung (Schererwärmung) deaktiviert wird. Die gemittelten Temperaturen waren hierbei identisch mit den vorherigen Ergebnissen, was darauf hinweist, dass die Schererwärmung einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die Temperatur der Fließfront hat.

### 5.6.3 Durchführung und Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans

Aus dem Versuchsplan ergibt sich eine Anzahl von 20 Versuchspunkten, wobei der Zentralpunkt (ZP) zur statistischen Absicherung sechs Mal charakterisiert wird (F7, F9, F10 u. F13-F15). Entsprechend dem bekannten Vorgehen werden die Versuchspunkte nach aufsteigender Temperatur des Werkzeugs sortiert. Pro Versuchspunkt werden i.d.R. drei bis fünf ebene Hybridkörper (145 mm x 40 mm) hergestellt, wovon jeweils fünf SE-Proben entsprechend ihrer Position (P1-P5) extrahiert und geprüft werden (vgl. Bild 5-22). Für die Zentralpunkte wird eine reduzierte Anzahl von jeweils zwei Hybridkörpern hergestellt. Die Anzahl der SE-Proben bleibt identisch. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden die Zentralpunkte (ZP) im Folgenden als ein Versuchspunkt zusammengefasst dargestellt (vgl. Tabelle 5-12).

Pro Versuchspunkt werden die Ergebnisse über die Gesamtfestigkeit  $G$  aller SE-Proben sowie über die Mittelwerte der jeweiligen Kavitätsposition P1-P5 bewertet. Während die Gesamtfestigkeiten in Relation zu den jeweilig korrelierenden Versuchspunkten aus dem Fertigungsszenario „Formpressen“ gesetzt werden (vgl. Tabelle 5-6), werden die positionsabhängigen Festigkeitswerte auf die Gesamtfestigkeit  $G$  des „Fließpressens“ bezogen (vgl. Tabelle 5-12).

*Tabelle 5-12: Scherfestigkeiten pro Parameterkombination für die Gesamtfestigkeit  $G$  und die positionsabhängigen Kennwerten P1-P5. Bezugnahme von  $G$  auf das Fertigungsszenario „Formpressen“ bzw. der Kennwerte P1-P5 auf  $G$ .*

Durchlauf	$T_W$	$T_M$	$v_{res}$	Festigkeit $\tau_H$ / Änderung zum „Formpressen“ ( $G$ ) bzw. zur Gesamtfestigkeit $G$ (P1-P5)					
Einheit	°C	°C	mm/s	MPa / %					
Position				$G$	P1	P2	P3	P4	P5
F1	50	175	21,1	19,0 -5,7	19,9 +4,8	21,0 +10,6	18,1 -4,3	18,1 -4,8	17,9 -5,6
F2		249	29,2	20,5 +0,8	20,5 -0,3	21,5 +4,8	21,0 +2,4	20,5 +0,1	19,1 -7,1
F3		249	12,2	20,0 -1,7	19,2 -3,9	21,0 +4,9	20,0 0,0	20,9 +4,2	19,0 -5,1
F4		101	12,2	19,4 +4,8	17,2 -11,7	18,0 -7,4	19,0 -2,5	21,9 +12,6	21,2 +9,0
F5		101	29,2	20,1 +8,5	17,6 -12,5	18,5 -8,1	19,8 -1,8	22,7 +12,7	21,5 +7,0
F6		50	21,1	14,9 -16,1	12,6 -15,3	12,3 -17,0	14,6 -1,4	17,3 +16,5	17,0 +14,7
F8		300	21,1	20,9 +4,5	21,5 +3,1	21,5 +2,9	21,6 +3,2	19,9 -4,8	20,0 -4,4
ZP	90	175	21,1	20,3 -6,6	20,4 +0,4	20,9 +3,0	19,7 -3,2	20,4 +0,3	20,1 -0,8
F11		175	4,8	20,9 -3,7	20,8 -0,6	20,6 -1,5	20,5 -2,0	21,5 +2,0	21,2 +1,1
F12		175	31,3	19,5 -10,5	20,6 +6,0	21,0 +8,0	17,7 -8,9	18,5 -5,1	19,5 +0,1
F16		101	12,2	20,1 +1,8	20,2 +0,7	19,2 -4,6	18,6 -7,6	21,6 +7,5	21,5 +6,9
F17		249	12,2	20,5 -5,9	21,0 +2,7	21,8 +6,4	20,3 -0,7	20,3 -1,1	19,4 -5,2
F18		101	29,2	19,8 0,0	19,8 +0,3	19,0 -3,9	19,3 -2,3	20,0 +1,2	20,3 +2,8
F19		249	29,2	20,0 -7,9	21,0 +4,6	20,6 +2,9	20,0 -0,2	19,2 -4,1	19,4 -3,3
F20	130	175	21,1	17,9 -6,4	17,0 -5,1	17,8 -0,6	17,2 -4,0	18,6 +3,8	18,9 +5,9

Darüber hinaus erfolgt eine Betrachtung der Standardabweichung pro Versuchspunkt sowie des positionsabhängigen Versagensverhalten (vgl. Tabelle 5-13). Die positionsabhängigen Standardabweichungen können dem Anhang A.6 entnommen werden. Neben der Analyse der positionsabhängigen Versagensverhalten der Hybridverbindung werden für ausgewählte repräsentative Positionen Bruch- und Schliffbilder der intakten Verbindung ausgewertet. Das Schliffbild wird für die jeweilige Position orthogonal zur Fließrichtung angefertigt, sodass der Zustand des Haftvermittlers über den gesamten Querschnitt beurteilt werden kann (vgl. bspw. Bild 5-23).



Tabelle 5-13: Angabe der Gesamtfestigkeit  $G$  mit der Standardabweichung sowie der dominierenden Versagensart pro Position.

Durchlauf	Festigkeit $\tau_H$	Versagensverhalten				
Position	$G$	P1	P2	P3	P4	P5
Einheit	MPa					
F1	19,0 ( $\pm 3,4$ )			Kohäsion		
F2	20,5 ( $\pm 0,9$ )			Kohäsion		
F3	20,0 ( $\pm 1,1$ )			Kohäsion		
F4	19,4 ( $\pm 2,3$ )			Adhäsion GMT		
F5	20,1 ( $\pm 2,2$ )			Adhäsion GMT		
F6	14,9 ( $\pm 4,9$ )			Adhäsion GMT		
F8	20,9 ( $\pm 1,0$ )			Kohäsion		
ZP	20,3 ( $\pm 1,0$ )			Kohäsion		
F11	20,9 ( $\pm 1,3$ )			Kohäsion		
F12	19,5 ( $\pm 2,0$ )			Kohäsion		
F16	20,1 ( $\pm 1,8$ )	Adhäsion GMT / leichte Kohäsionsanteile				
F17	20,5 ( $\pm 0,9$ )			Kohäsion		
F18	19,8 ( $\pm 0,8$ )	Adhäsion GMT / leichte Kohäsionsanteile				
F19	20,0 ( $\pm 1,0$ )			Kohäsion		
F20	17,9 ( $\pm 2,1$ )	Substratversagen des GMT				

### 5.6.3.1 Manuelle Auswertung

Der Versuchspunkt F1 (Werkzeug: 50 °C) liefert in Summe eine geringere Tragfähigkeit als im „Formpressen“ (-5,7 %). Während im Bereich des „Formpressens“ (P1-P2) hohe Tragfähigkeiten erreicht werden, nehmen diese an den Positionen P3-P5 deutlich ab. Der Unterschied zwischen dem „Form- u. Fließpressbereich“ wird besonders in der Betrachtung der Schliff- bzw. Bruchbilder deutlich (vgl. Bild 5-23).

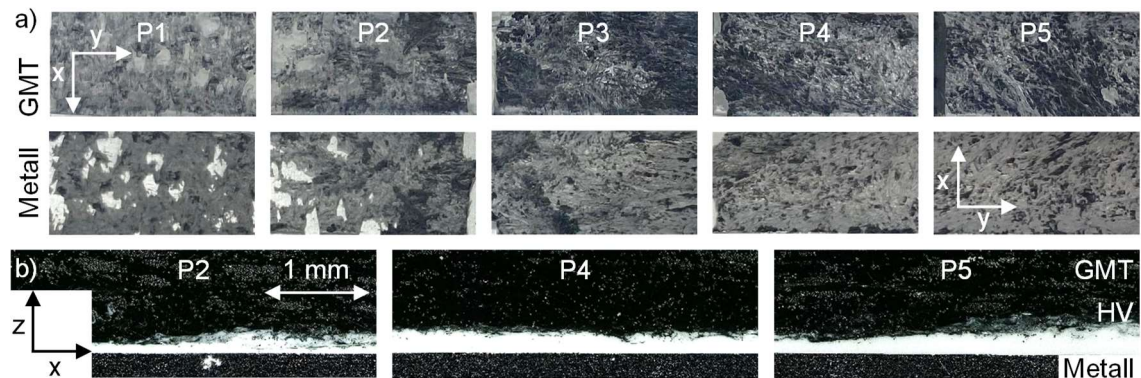


Bild 5-23: Versuchspunkt F1 ( $T_W$ : 50 °C,  $T_M$ : 175 °C,  $v_{res}$ : 21,1 mm/s). a) Bruchbilder der GMT- und Metall-Hälften der SE-Proben für die Positionen P1-P5 (oben), b) Schliffbilder für repräsentative Stellen der Positionen P2, P4 u. P5 (unten).

Das Versagensverhalten an den Positionen P1-P2 folgt grundsätzlich dem bekannten Verhalten aus dem „Formpressen“. Jedoch zeigt sich bereits bei einer geringen Werkzeugtemperatur von 50 °C ein punktuell Adhäsionsversagen des HV zum Metall. Diese Beobachtung setzt sich über die gesamte Versuchsreihe für hohe Metalltemperaturen fort. Der Umstand kann auf den manuellen Transfervorgang zurückgeführt werden. Das erwärmte GMT wird im Transfervorgang auf den schmelzflüssigen HV gedrückt. Im „Formpressen“ ist die Kontaktfläche um den Faktor Drei größer, sodass der Haftvermittler im manuellen Transfervorgang einer geringeren Flächenpressung ausgesetzt ist. Wie auch bei höheren Temperaturverhältnissen im „Formpressen“ scheint dieses Phänomen

keinen signifikanten Einfluss auf die Tragfähigkeit zu haben. Die Bruchflächen der Positionen P3-P5 weisen auf der GMT-Seite deutlich geringere Rückstände des HV auf. Dies scheint besonders stark am Übergang zwischen dem „Form- und Fließpressen“ (P3) ausgeprägt zu sein. Eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten ist, dass das Metall durch die geringe Temperatur des Werkzeugs abkühlt und dadurch die Durchmischung zwischen GMT und HV begrenzt wird. Unterstützt wird diese Hypothese durch die Schliffbilder der Positionen P2 und P4. Während eine starke Durchmischung zwischen GMT und HV an Position P2 stattfindet, ist der HV an den Positionen P4-P5 deutlich dicker (vgl. Bild 5-23).

Die Versuchspunkte F2-F3 ( $T_W$ : 66 °C) haben i.d.R. eine gute Übereinstimmung zum „Formpressen“. Auffällig ist jedoch bei beiden Versuchspunkten ein Abfall der Festigkeit auf der Position P5. Eine mögliche Erklärung für dieses Verhalten ist, dass die hohe Temperatur des Metalls in Kombination mit der hohen Scherrate an Position P5 (vgl. Tabelle 5-11) zu einer Reduktion der Tragfähigkeit führt. Das Bruchverhalten von F2-F3 folgt dem Versuchspunkt F1 (vgl. Bild 5-23). Ein signifikanter Unterschied zwischen den Bruch- und Schliffbildern bzgl. der Positionen P3-P4 und P5 ist nicht zu erkennen.

Wird für die identische Werkzeugtemperatur eine geringe Metalltemperatur (101 °C) eingesetzt (F4-F5), können in Summe höhere Festigkeiten als im „Formpressen“ verzeichnet werden. Eine höhere Pressgeschwindigkeit ( $v_{res}$ : 29,2 gegenüber 12,2 mm/s) scheint besonders vorteilhaft zu sein, was durch die verringerte Zeit zur Formfüllung erklärt werden kann. Deutlich wird, dass diese Parameterkombination eine starke Positionsabhängigkeit nach sich zieht. In den Positionen P1-P2 („Formpressen“) werden mit Abstand die geringsten Festigkeiten erzielt. Diese sind an Position P1 sogar niedriger als die Kennwerte des „Formpressens“ ( $\tau_H$ : 17,2 bzw. 17,6 MPa zu 18,5 MPa). Begründet werden kann dies mit dem komplexeren Transfervorgang und der daraus resultierenden stärkeren Abkühlung, welche durch die geringe Temperatur des Werkzeugs weiter intensiviert wird. Die minimal höheren Festigkeiten an Position P2 können durch das teilweise Einsetzen der Fließbewegung und die höheren Scherraten erklärt werden. Diese Korrelation wird durch die Versuchspunkte P3-P5 grundsätzlich bestätigt, jedoch befindet sich das Maximum der Tragfähigkeit eher an Position P4 statt an P5. Im Einklang mit dieser Vermutung zeigt sich für den Bereich des „Formpressens“ eine sehr prägnante Grenze zwischen Haftvermittler und GMT (vgl. Bild 5-24, P2). Diese bleibt für die Fließbewegung des GMT weiterhin intakt, ist aber deutlich rauer, was durch die erhöhten Temperaturen der Fließbewegung zu begründen ist (vgl. Bild 5-24, P4).

Die positionsabhängige Tragfähigkeit spiegelt sich im Bruchverhalten dahingehend wider, dass die Bruchflächen mit zunehmender Scherrate rauer werden und dünne GMT-Rückstände auf der HV-Oberfläche zurückbleiben (vgl. Bild 5-24). Dies zeugt zunächst von einer höheren Haftfestigkeit in der Grenzschicht. Darüber hinaus kommt die Vermutung auf, dass die Kohäsionsfestigkeit des GMT durch die Fließbewegung abnimmt. Insbesondere, da dieses Materialverhalten über alle Versuchspunkte hinweg überdurchschnittlich häufig auftritt.

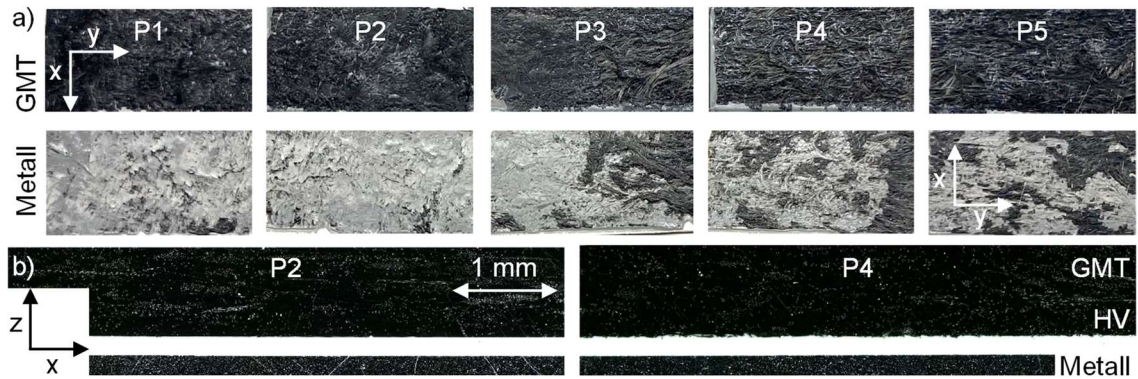


Bild 5-24: Versuchspunkt F5 ( $T_W$ : 66 °C,  $T_M$ : 101 °C,  $v_{res}$ : 29,2 mm/s). a) Bruchbilder der GMT- und Metall-Hälften der SE-Proben für die Positionen P1-P5 (oben), b) Schliffbilder für repräsentative Stellen der Positionen P2 und P4 (unten).

Für den Versuchspunkt F6 wird eine sehr geringe Kombination aus Werkzeug- und Metalltemperatur verwendet, was bekanntermaßen in einer geringen Tragfähigkeit resultiert. Auffällig ist erneut, dass die Tragfähigkeiten für eine geringe Metalltemperatur an den Positionen P4 und P5 am höchsten sind. Das Bruchverhalten gleicht dem von den Versuchspunkten F4-F5, wobei das Adhäsionsversagen im Bereich des „Formpressens“ durch die geringe Metalltemperatur besonders „glatt“ ist (vgl. Bild 5-14 u. Bild 5-24). Damit wird die Hypothese unterstrichen, dass die Fließbewegungen des GMT geringe Vorwärmtemperaturen des Metalls kompensieren können.

Wird eine sehr hohe Metalltemperatur (300 °C) eingesetzt (F8), zeigt sich der bekannte Trend der Versuchspunkte F2/F3. Im Bereich des „Formpressens“ (P1-P2) treten trotz eines erhöhten Anteils von Adhäsionsversagen des HV zum Metall die höchsten Festigkeiten auf. Auffällig ist, dass diese hohe Tragfähigkeit auch an Position P3 vorliegt. Offensichtlich scheint eine hohe Metalltemperatur vorteilhaft für den Übergangsbereich zwischen „Form- und Fließpressen“ zu sein. Der Festigkeitsabfall an den Positionen P4 und P5 ist vergleichbar mit dem der Versuchspunkte F2/F3. Da das Bruchverhalten ebenfalls analog ist, ergibt sich kein Hinweis auf eine vollständige Verdrängung des Haftvermittlers aus der Verbindungszone bei hohen Metalltemperaturen (vgl. Bild 5-23).

Der Zentralpunkt (ZP) stellt einen Mittelwert zwischen den Metalltemperaturen (vgl. F6 u. F8) und Stempelgeschwindigkeiten (vgl. F11 u. F12) dar und erlaubt daher für die Werkzeugtemperatur von 90 °C die isolierte Bewertung der Prozessparameter. Gegenüber dem „Formpressen“ weist der Punkt eine vergleichsweise starke Minderung der Festigkeit auf (-6,6 %). Über alle Positionen werden sehr homogene Tragfähigkeiten verzeichnet. Im Bereich des „Formpressens“ (P1-P2) bzw. Übergangs zum „Fließpressen“ (P3) scheint eine hohe Metalltemperatur vorteilhafter zu sein (vgl. F8). Für den Bereich des „Fließpressens“ (P4-P5) ergeben sich nur minimale Verbesserungen gegenüber dem VP F8.

Im Vergleich der Stempelgeschwindigkeiten und der damit korrelierenden Scherraten weist der Versuchspunkt F11 mit einer sehr geringen Geschwindigkeit die höchste Tragfähigkeit sowie die homogenste Verteilung der Haftfestigkeit über die verschiedenen Positionen auf. Insbesondere im Bereich des „Fließpressens“ (P4-P5) können für die

geringe Stempelgeschwindigkeit die höchsten Festigkeiten erzielt werden. Im Kontrast führt die höchste Geschwindigkeit bei Punkt F12 zu einer deutlichen Reduktion der Festigkeit an den Positionen P3-P4. Mit Ausnahme des Versuchspunkts F6 wird für F12 die größte Reduktion gegenüber dem „Formpressen“ beobachtet.

Auch wenn es keinen Unterschied im Bruchverhalten der Versuchspunkte F11, ZP und F12 gibt (alle vergleichbar mit Bild 5-23), zeigt sich zumindest eine Tendenz in der Betrachtung der Schliffbilder des „Fließpressbereichs“ der Positionen P4-P5 (vgl. Bild 5-25). Die geringe Stempelgeschwindigkeit ( $v_{\text{res}}$ : 4,8 mm/s) scheint nur einen geringen Einfluss auf den Zustand des Haftvermittlers zu haben, sodass eine vergleichsweise dicke und homogene Verteilung des HV zu beobachten ist. Insbesondere die Position P4 des ZP (21,1 mm/s) weist hingegen eine starke Inhomogenität und eine mitunter sehr geringe Schichtdicke auf. Für die höchsten Scherraten des Versuchspunkts F12 ( $v_{\text{res}}$ : 31,3 mm/s) ist dieser Trend nur begrenzt übertragbar. Hier scheint die Dicke des HV an Position P5 zumindest minimal geringer zu sein. Eine Erklärung für den Festigkeitsabfall an Position P3 der hohen Stempelgeschwindigkeit (F12) kann durch die Schliffbilder nicht hergeleitet werden und wird daher nicht gesondert dargestellt.

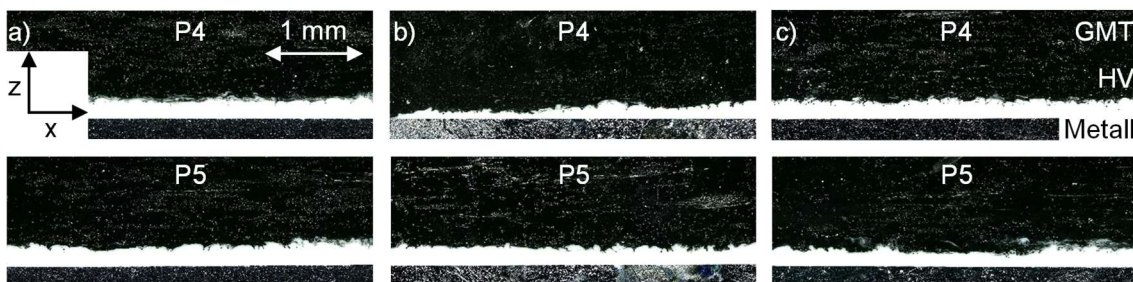


Bild 5-25: Schliffbilder der Positionen P4 und P5 für unterschiedliche Stempelgeschwindigkeiten  $v_{\text{res}}$  bei  $T_W$ : 90 °C und  $T_M$ : 175 °C. a) F11: 4,8 mm/s, b) ZP: 21,1 mm/s u. c) F12: 31,3 mm/s.

Für eine vergleichsweise hohe Werkzeugtemperatur von 114 °C (F16 - F19) werden in Bezug auf die Gesamtfestigkeit nahezu identische Tragfähigkeiten wie bei einer geringen Werkzeugtemperatur von 66 °C (F2 - F5) verzeichnet. Zu erkennen ist jedoch, dass die positionsabhängige Verteilung der Haftfestigkeit mitunter unterschiedlich ist. Die Punkte F16 u. F18 ( $T_M$ : 101 °C) weisen an den Positionen P1-P2 deutlich höhere Festigkeiten auf. Dieser Effekt ist bereits aus der Studie zum „Formpressen“ bekannt und durch die erhöhte Werkzeugtemperatur zu begründen. Im Vergleich zum Versuchspunkt F5 ( $T_W$ : 66 °C,  $T_M$ : 101 °C, vgl. P2 in Bild 5-24) wird dies durch eine rauere Grenzschicht deutlich (vgl. P2 in Bild 5-26 a). Folgend werden die höchsten Werte an den Positionen P4-P5 verzeichnet, wobei ebenfalls eine prägnantere Interaktion zwischen GMT und HV im Vergleich zum VP F5 zu beobachten ist (vgl. P4-P5 in Bild 5-26 a). Durch die erhöhte Werkzeugtemperatur ist das Bruchverhalten zwischen einem Adhäsionsversagen zum GMT und einem Kohäsionsversagen des Haftvermittlers einzuordnen (vgl. Bild 5-14).

Während der durch die Fließbewegung bedingte Festigkeitsabfall bei Versuchspunkt F17 ( $T_W$ : 114 °C,  $T_M$ : 249 °C,  $v_{\text{res}}$ : 12,2 mm/s) erst an Position P5 auftritt, ist dieser für den analogen Versuchspunkt F19 ( $v_{\text{res}}$ : 29,2 mm/s) bereits ab Position P4 ersichtlich.



Auch wenn sich in den Schliffbildern kein eindeutiger Hinweis auf diese Entwicklung zeigt (vgl. Bild 5-26 b), kommt aufgrund der Festigkeitswerte die Vermutung auf, dass die Verbindungsausbildung bei hohen Temperaturen und Scherraten beeinträchtigt wird. Analoge Ergebnisse liefert der VP F8. Mit einer Reduktion gegenüber der Gesamtfestigkeit von maximal fünf Prozent ist dieser Effekt dennoch als gering zu bewerten.

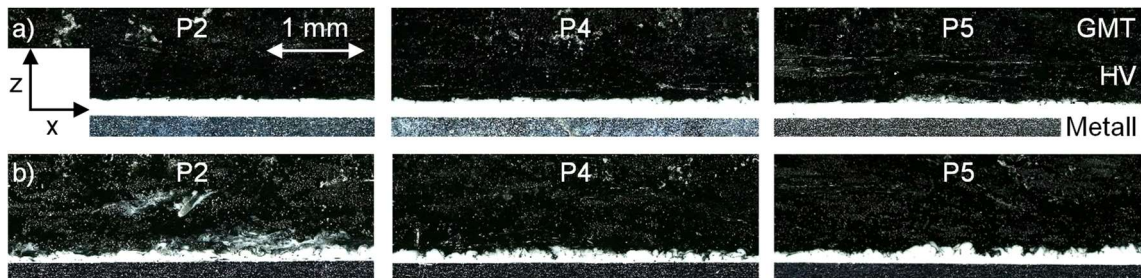


Bild 5-26: Schliffbilder für repräsentative Stellen der Positionen P2, P4 u. P5 für  $T_W$ : 114 °C und  $v_{res}$ : 29,2 mm/s. a) F18:  $T_M$ : 101 °C; b) F19:  $T_M$ : 249 °C.

Der letzte Versuchspunkt, F20, führt erwartungsgemäß zu einem Substratversagen des GMT. Gegenüber dem „Formpressen“ ist die Gesamtfestigkeit noch geringer, wodurch die aufgestellte Hypothese unterstützt wird, dass die Kohäsionsfestigkeit des GMT durch die Fließbewegungen abnimmt.

### 5.6.3.2 Softwaregestützte Auswertung

Zur softwaregestützten Auswertung werden die Faktorkombinationen F1-F20 inklusive der ermittelten Scherfestigkeiten in die Software importiert. Folgend wird für jede Zielgröße (Scherfestigkeit des Mittelwerts G sowie der Positionen P1-P5) ein separates Regressionsmodell erstellt, um die Wirkung der jeweiligen Prozessparameter auf die Zielgröße beurteilen zu können. Aus Gründen der Übersichtlichkeit werden im Folgenden jeweils nur die Effektdiagramme sowie eine Zielprognose zur Optimierung der Festigkeit betrachtet (vgl. Bild 5-27 u. Tabelle 5-14). Die Modellqualität  $R^2$  ist positionsabhängig und mitunter auf einem geringen Niveau. Während für den Bereich des „Formpressens“ eine hohe Modellqualität  $R^2$  erreicht werden kann (P1: 70 %, P2: 80 %), reduziert sich diese mit erhöhten Fließbewegungen (P3: 52 %, P4: 29 %, P5: 31 %). Für das Regressionsmodell für die Gesamtfestigkeit G wird ein  $R^2$  von 56 % berechnet. Die Modelle erlauben daher nur eine ungefähre Zielprognose zur optimierten Verbindungsausbildung unter erhöhten Fließbewegungen (vgl. Anhang A.6 für Details).

In allen Effektdiagrammen zeigt sich für die resultierende Stempelgeschwindigkeit ein vergleichbares Muster. Die höchsten Scherfestigkeiten werden bei einer niedrigen Geschwindigkeit von etwa 5 mm/s erreicht. Anschließend nimmt die Haftfestigkeit mit steigender Geschwindigkeit ab, wobei bei höheren Geschwindigkeiten eine (gemäßigte) Umkehr dieser Abnahme zu beobachten ist. Für die Positionen P4 und P5, welche die höchsten Scherraten aufweisen, ist diese Umkehr nur marginal. Mit Ausnahme von Position P3 ist für jedes Modell festzustellen, dass die Festigkeiten zwischen 20 und 22 MPa zu verorten sind. Etwaige Festigkeitsreduktionen belaufen sich maximal auf 10 % (vgl. Bild 5-27).

Hinsichtlich der wirkenden Temperaturen ist für G sowie P1-P2 eine hohe Ähnlichkeit zum qualitativen Verlauf der Effektwirkung aus dem „Formpressen“ zu beobachten (vgl. Bild 5-18 u. Bild 5-27 a-c). Sowohl die Werkzeug- als auch Metalltemperatur folgen einem quadratischen Verlauf mit einem Maximum bei moderaten bis hohen Temperaturen und einer folgenden Festigkeitsreduktion. Insbesondere geringe Metalltemperaturen (ca. 50 °C) führen zu einer bedeutenden Minderung der Haftfestigkeit. Dies ist grundsätzlich auch auf die Position P3 zu übertragen, mit der Ausnahme, dass die Effektwirkung der Metalltemperatur keine Umkehr hat und mit steigender Temperatur kontinuierlich erhöht wird (vgl. Bild 5-27 a-d).

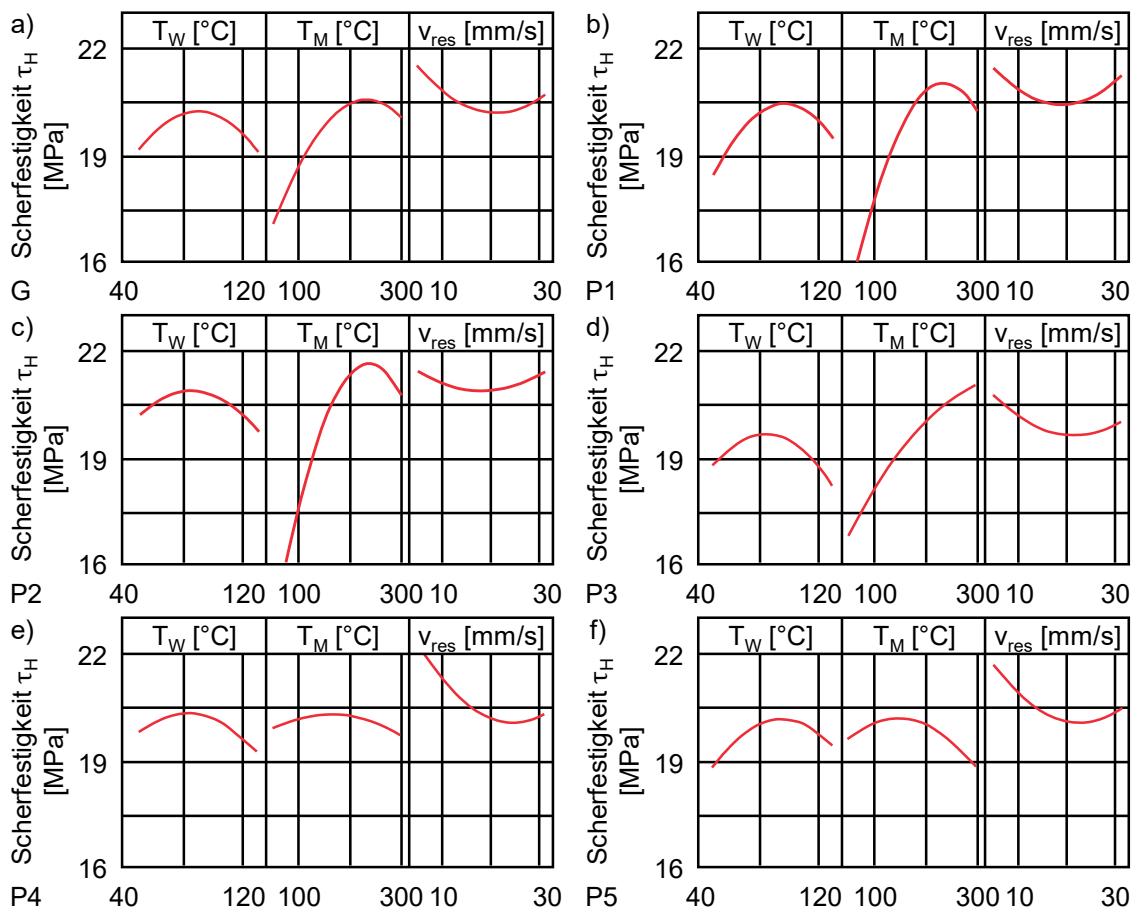


Bild 5-27: Haupteffektdiagramme der Werkzeugtemperatur  $T_W$ , Metalltemperatur  $T_M$  und Stempelgeschwindigkeit  $v_{res}$  für die Scherfestigkeit  $\tau_H$ . a) Gesamtfestigkeit G, b-f) Positionen P1-P5.

Im Gegensatz dazu ist für die Positionen P4 und P5 keine signifikante Minderung bei geringen Metalltemperaturen zu beobachten. Insbesondere bei der Position P5 kommt es jedoch zu einer starken Minderung bei hohen Vorwärmtemperaturen des Metalleinlegers. Der Verlauf des Effekts der Werkzeugtemperatur ist wiederum vergleichbar mit den vorherigen Positionen (vgl. Bild 5-27 e-f).

Im Vergleich aller Effektdiagramme der Metalltemperaturen fällt auf, dass die jeweiligen Maxima bei unterschiedlichen Temperaturen zu verorten sind. Um diesen Zustand zu verdeutlichen, wird mit der Software eine Zielprognose durchgeführt, um die Parameter mit den höchsten Scherfestigkeiten pro Position (G bzw. P1-P5) zu identifizieren. Da sich

im „Formpressen“ eine Werkzeugtemperatur von 100 °C als sehr vorteilhaft darstellt, wird dieser Wert als fixierter Haltewert verwendet. Für alle Positionen wird wie erwartet eine optimale Stempelgeschwindigkeit von 4,9 mm/s berechnet. Die auf Basis der Regressionsmodelle optimierten Metalltemperaturen sind für die Positionen P1-P5 sowie für die Gesamtfestigkeit G in Tabelle 5-14 dargestellt. Damit die Ergebnisse auf andere Anwendungsfälle übertragen werden können, werden zusätzlich die in Tabelle 5-11 berechneten Scherraten für die jeweiligen Positionen abgebildet.

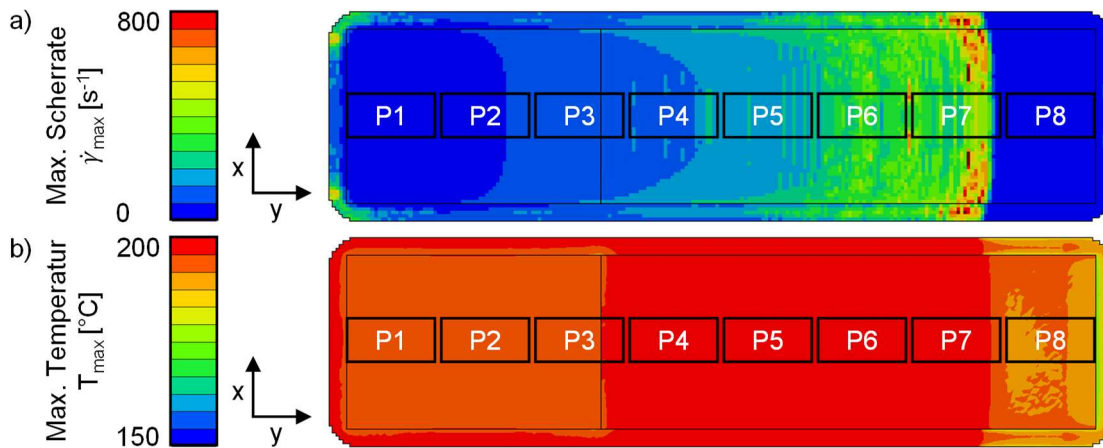
*Tabelle 5-14: Softwaregestützte Zielprognose der Prozessparameter Stempelgeschwindigkeit  $v_{res}$  sowie Metalltemperatur  $T_M$  für eine optimierte Verbindungsfestigkeit. Betrachtet wird der gesamte Hybridkörper bzw. die jeweilige Position P1-P5 in der Kavität. Der Wert der Werkzeugtemperatur  $T_W$  wird manuell auf 100 °C fixiert. Die angegebenen Scherraten dienen der Übertragbarkeit auf andere Anwendungsfälle.*

<b>Prognose</b>	<b><math>T_W</math></b>	<b><math>v_{res}</math></b>	<b>Zielprognose <math>T_M</math></b>					
<b>Einheit</b>	<b>°C</b>	<b>mm/s</b>	<b>°C</b>					
<b>Position</b>			<b>G</b>	<b>P1</b>	<b>P2</b>	<b>P3</b>	<b>P4</b>	<b>P5</b>
P1	100	4,9	229	217	234	300	186	133
<b>Scherrate <math>\dot{\gamma}_{max}</math></b>								
<b>Einheit</b>								
				8	17	29	46	80

Für die Gesamtfestigkeit G wird eine Temperatur von 229 °C berechnet, die zu einer optimalen Haftfestigkeit aller SE-Proben im Hybridkörper führen würde. Hinsichtlich der positionsabhängigen Tragfähigkeiten ergibt sich ein ansteigender Trend von P1 (217 °C) bis P3 (300 °C). Die Zielprognose der Metalltemperatur für P4 ist wiederum deutlich geringer (186 °C), wobei sich dieser Trend bis P5 weiter verstärkt (133 °C). Aus diesen Ergebnissen kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass für eine Werkzeugtemperatur von 100 °C tendenziell hohe Temperaturen für das „Formpressen“ und moderate bis geringe Temperaturen für das „Fließpressen“ geeignet sind.

#### 5.6.4 Vergrößerung der Fließwege

Während die Parameterstudie mit der Geometrie „145x40“ durchgeführt wird, wird exemplarisch eine Versuchsreihe mit dem größeren Hybridkörper „225x60“ angefertigt, um die erzielten Ergebnisse zu validieren bzw. eine Vergrößerung der Fließwege zu analysieren. Die Geometrie „225x60“ erlaubt eine Auswertung der Scherfestigkeit an acht Positionen. Für die Versuchsreihe wird eine Werkzeugtemperatur von 100 °C und eine Stempelgeschwindigkeit von 25 mm/s ( $v_{res}$ : 19,2 mm/s) verwendet. Variiert wird die Metalltemperatur auf drei Stufen (90\*, 180 u. 300 °C). Bedingt durch den gewählten Wegpunkt zur Umschaltung zwischen Weg- und Kraftregelung (vgl. Bild 4-9) werden die ersten 84 % der Kavität in 0,7 s und die restlichen 16 % in ca. 4,3 s gefüllt. Eine entsprechende Simulation des Füllvorgangs mit der Software *3DTIMON* zeigt deutlich, dass in diesem Endbereich deutlich geringere Scherraten und moderat reduzierte Temperaturen wirken. Die Software wird ebenfalls erneut herangezogen, um die Temperaturen in der Fließfront sowie die maximal wirkenden Scherraten zu bestimmen (vgl. Bild 5-28 u. Tabelle 5-15).



**Bild 5-28:** Qualitative Darstellung der numerisch berechneten maximalen Scherraten (a) und der Temperatur in der Fließfront (b) für die Probengeometrie "225x60" unter Verwendung des Parametersatzes  $T_W$ : 100  $^{\circ}\text{C}$  und  $v$ : 25 mm/s bzw.  $v_{\text{res}}$ : 19,2 mm/s. Kennzeichnung der Positionen P1-P8.

Bei Betrachtung der jeweiligen SE-Proben zeigt sich, dass die höchsten Scherraten an Position P7 erreicht werden. Die quantitativ ermittelten Werte stimmen in etwa mit der Position P5 ( $v_{\text{res}}$ : 21,1 mm/s) des kleineren Hybridkörpers überein (vgl. Tabelle 5-11). Für den Bereich der langsamen Kraftregelung (P8) treten vergleichbare Scherraten wie im Bereich des „Formpressens“ (P1-P2) auf. Ähnlich verhalten sich die wirkenden Temperaturen in der Fließfront (P1-P3 bzw. P8). Die höchsten Temperaturen werden an den Positionen P4-P7 bestimmt und entsprechen der initialen GMT-Temperatur.

**Tabelle 5-15:** Quantitative, positionsabhängige Darstellung der numerisch berechneten maximalen Scherraten und Temperaturen in der Fließfront für die Probengeometrie "225x60" unter Verwendung des Parametersatzes  $T_W$ : 100  $^{\circ}\text{C}$  und  $v$ : 25 mm/s bzw.  $v_{\text{res}}$ : 19,2 mm/s.

Mittelwert der Scherrate $\dot{\gamma}_{\max}$ (jeweilige Standardabweichung)								
Einheit	$\text{s}^{-1}$							
Position	$\dot{\gamma}_1$	$\dot{\gamma}_2$	$\dot{\gamma}_3$	$\dot{\gamma}_4$	$\dot{\gamma}_5$	$\dot{\gamma}_6$	$\dot{\gamma}_7$	$\dot{\gamma}_8$
	25	59	92	134	175	282	307	22
	$\pm 8$	$\pm 10$	$\pm 9$	$\pm 27$	$\pm 24$	$\pm 45$	$\pm 120$	$\pm 5$
Mittelwert der Fließfronttemperatur $T_{\max}$ (jeweilige Standardabweichung)								
Einheit	$^{\circ}\text{C}$							
Position	$T_1$	$T_2$	$T_3$	$T_4$	$T_5$	$T_6$	$T_7$	$T_8$
	195	195	196	199	199	200	199	191
	$\pm 0$	$\pm 0$	$\pm 1$	$\pm 0$	$\pm 0$	$\pm 0$	$\pm 2$	$\pm 3$

Zur Auswertung der ermittelten Haftfestigkeiten wird die Gesamtfestigkeit G als Mittelwert der Positionen P1-P8 gebildet und auf einen Referenzwert im „Formpressen“ bezogen. Da für die Versuchspunkte F21 und F23 keine Referenz im „225x60-Werkzeug“ hergestellt wird, werden ersatzweise die Punkte V5 und V8 (vgl. Tabelle 5-8) herangezogen. Die Haftfestigkeit pro Position wird wiederum auf den Mittelwert G bezogen (vgl. Tabelle 5-16). Zusätzlich erfolgt eine Auswertung von Bruchbildern sowie von Schliffbildern der intakten Verbindung (vgl. Bild 5-29 u. Bild 5-30).

Die geringe Metalltemperatur (90  $^{\circ}\text{C}$ , F21) führt im Mittel (G) zu einer tendenziell geringeren Haftfestigkeit als im „Formpressen“. Dies steht zunächst im Widerspruch zu den Versuchspunkten F4, F5, F16 u. F18, jedoch ist die Abweichung mit 3,4 % als sehr gering



einzuordnen (vgl. Tabelle 5-12). Dafür kann ein identischer Trend hinsichtlich der positionsabhängigen Festigkeit beobachtet werden. Im Bereich des „Formpressens“ (P1-P3) treten im Schnitt geringe Festigkeiten auf. Dies ist besonders stark im Übergangsbereich P4 festzustellen. Dafür können deutlich höhere Tragfähigkeiten an den Positionen P5-P7 ermittelt werden. Der Abfall an Position P8 kann wiederum auf die langsame Restfüllung – und die damit verbundene Reduktion der Temperatur – zurückgeführt werden.

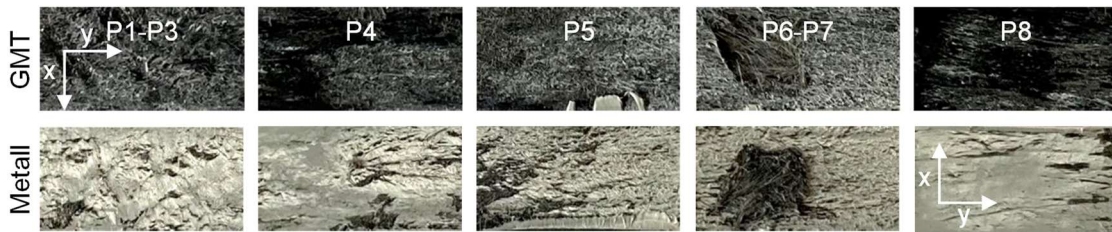
Im Einklang mit der Entwicklung der Haftfestigkeiten wird ein analoges Verhalten der Bruchflächen des Versuchspunkts F21 deutlich. An den Positionen P1-P3 tritt aufgrund des geringen Temperaturverhältnisses ein Adhäsionsversagen zum GMT auf. Dieses ist im Übergangsbereich (P4) stellenweise besonders stark ausgeprägt, sodass zu 50 % eine sehr glatte Bruchfläche zu beobachten ist. Dieses Materialverhalten spricht dafür, dass hier kein initialer Kontakt zum GMT vorlag und die Grenzschicht nicht ausreichend thermisch aktiviert werden konnte. Demnach lässt sich an dieser Stelle die geringe Festigkeit an Position P4 sehr gut begründen (vgl. Bild 5-29, P1-P4).

**Tabelle 5-16:** Vorstellung der Parameterkombinationen F21-23 sowie entsprechende Scherfestigkeiten für die Positionen P1-P8. Der Mittelwert von P1-P8 wird als Gesamtfestigkeit *G* bezeichnet. Bezugnahme von *G* auf das Fertigungsszenario „Formpressen“ bzw. der Kennwerte P1-P8 auf *G*. Zusätzliche Angabe der Standardabweichung sowie der dominierenden Versagensart pro Position. „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavität (> 3 min).

Durchlauf	$T_w$	$v_{res}$	$T_M$						
Einheit	°C	mm/s	°C						
F21	100	20,7	90*						
F22			180						
F23			300						
Durchlauf	Festigkeit $\tau_H$ mit Standardabweichung / Änderung der Gesamtfestigkeit G zum „Formpressen“ bzw. der Positionen P1-P8 zu G								
Einheit	MPa / %								
Position	G	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8
F21	19,8	19,3	19,1	18,7	17,0	20,4	22,0	22,0	19,9
	± 2,0	± 0,8	± 1,3	± 1,2	± 2,0	± 1,9	± 1,4	± 1,4	± 0,7
	-3,4	-2,4	-3,5	-5,6	-13,9	+2,8	+11,3	+10,9	+0,4
F22	19,8	22,5	22,8	23,3	22,2	21,3	22,3	23,0	21,8
	± 1,0	± 0,7	± 0,5	± 0,9	± 1,4	± 1,5	± 0,6	± 0,4	± 0,6
	+3,0	+0,4	+1,6	+4,1	-0,8	-4,9	-0,4	+2,6	-2,7
F23	19,8	21,3	22,2	22,5	20,2	22,2	20,7	21,0	22,4
	± 1,7	± 1,3	± 1,2	± 1,1	± 2,4	± 1,2	± 1,8	± 1,9	± 1,0
	+2,5	-1,0	+3,0	+4,4	-6,0	+3,1	-3,8	-2,3	+4,2
Durchlauf	Versagensverhalten								
Position	P1	P2	P3	P4	P5	P6	P7	P8	
F21	Adhäsion GMT			Übergang	Kohäsion			Übergang	
F22				Kohäsion					
F23				Kohäsion					

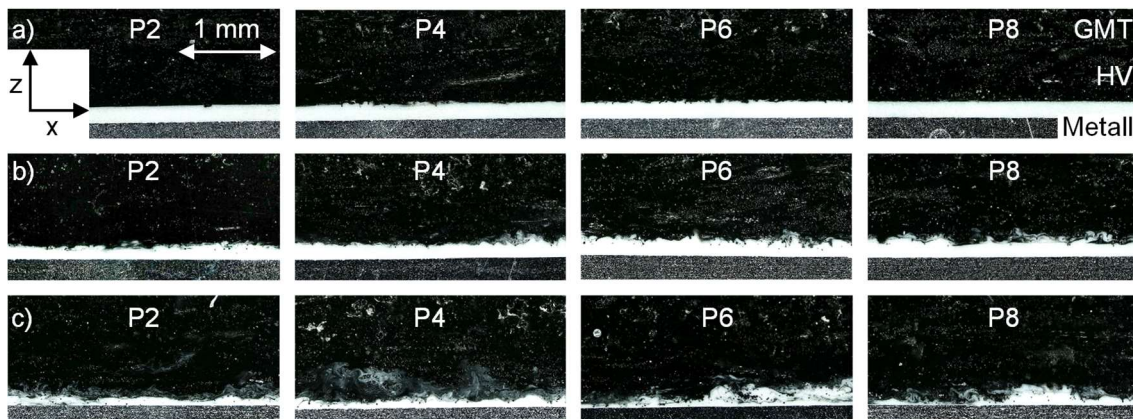
Nachfolgend zeigt sich eine Veränderung der Bruchflächen und das Versagensverhalten ist eher einem Kohäsionsversagen des HV als einem Adhäsionsversagen zum GMT zuzuordnen. Während an Position P5 nur eine moderate Steigerung der Tragfähigkeit auftritt, ist diese besonders stark an den Positionen P6-P7. Dies kann durch die besonders hohen Scherraten in diesem Bereich erklärt werden. Erneut tritt im „Fließpressbereich“ (P6) ein anteiliges Substratversagen des GMT auf, was jedoch zu keiner Einschränkung

der gemessenen Haftfestigkeit führt. Das Bruchbild der Position P8 gleicht wiederum der Position P4. Offensichtlich sinkt die Temperatur durch die geringen Scherraten wieder ab (vgl. Bild 5-29, P5-P8).



**Bild 5-29:** Ausgewählte Bruchbilder des Versuchspunkts F21 ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 90\* °C,  $v_{res}$ : 20,7 mm/s) zur Visualisierung des unterschiedlichen Versagensverhaltens in Abhängigkeit der Materialfließbewegungen (vgl. Tabelle 5-16).

Die Beobachtungen spiegeln sich ebenfalls in der Analyse der Schliffbilder wider (vgl. Bild 5-30 a). Während der HV an der Position P2 nahezu komplett eben ist, ist die Grenzschicht zwischen GMT und HV für die Positionen P4 und P6 rauer. Aus den Erkenntnissen bzgl. des „Formpressens“ (vgl. Bild 5-17) lässt sich dies durch eine höhere wirkende Temperatur begründen. Eine Erklärung für den Festigkeitsabfall von Position P4 ist durch die Schliffbilder nicht möglich. Dafür ist der Zustand des HV an Position P8 identisch zur Position P2. Offensichtlich hat die vorherrschende Temperatur keine anfängliche Durchmischung zwischen GMT und HV möglich gemacht. Grundsätzlich wird mit diesem Versuchspunkt die Hypothese gefestigt, dass die Fließbewegung des GMT geringe Vorwärmtemperaturen des Metalls kompensieren kann.



**Bild 5-30:** Repräsentative Darstellung der Schliffbilder für die Versuchspunkte F21-F23 ( $T_W$ : 100 °C,  $v_{res}$ : 20,7 mm/s) für unterschiedliche Metalltemperaturen. a) 90\* °C, b) 180 °C u. c) 300 °C. Vgl. auch Tabelle 5-16.

Der Versuchspunkt F22 ( $T_M$ : 180 °C) weist eine ausgezeichnete Homogenität sowie Übereinstimmung zum „Formpressen“ auf (vgl. Tabelle 5-16). In Bezugnahme auf die vorangegangene Studie mit der kleineren Probengeometrie „145x40“ (vgl. Tabelle 5-12) treten besonders hohe Festigkeiten auf. Trotz nahezu identischer Prozessparameter im Vergleich zum Zentralpunkt ( $T_W$ : 90 °C,  $T_M$ : 175 °C,  $v_{res}$ : 24,7 mm/s) wird für F22 eine um ca. 10 % höhere Tragfähigkeit gegenüber dem Hybridkörper „145x40“ beobachtet. Neben der um 10 K höheren Werkzeugtemperatur könnte eine mögliche Erklärung für diesen Umstand sein, dass der größere Metalleinleger durch seine größere Exposition

gegenüber der Umweltluft eine stärkere Abkühlung im „Fließpressbereich“ erfährt. Als Resultat sinkt die Viskosität des Haftvermittlers und durch die geringere Verdrängung ist eine verbesserte Verbindungsausbildung möglich.

Trotz der homogenen Verteilung der Haftfestigkeit über den Hybridkörper werden deutliche Unterschiede in den Schliffbildern ersichtlich (vgl. Bild 5-30 b). Wie zu erwarten, ist aufgrund der Vorwärmtemperatur im Bereich des „Formpressens“ (P2) eine deutliche Interaktion zwischen GMT und HV zu erkennen. Die Dicke des HV scheint minimal dünner zu sein als für eine Vorwärmtemperatur von 90 °C (vgl. Bild 5-30 a). Folgend wird in Fließrichtung eine sukzessive Erhöhung der Schichtdicke des HV deutlich. Das Höhen-niveau von Position P6 und P8 ist in etwa identisch und durch die geringere Temperatur und Scherrate an Position P8 zu begründen. Es wird deutlich, dass die Fließfront des GMT eine Verdrängung des HV bewirkt.

Eine hohe Vorwärmtemperatur des Metalls von 300 °C (F23) resultiert gegenüber dem Punkt F22 (180 °C) in einer minimal geringeren Gesamtfestigkeit G. Gegenüber dem „Formpressen“ wird eine gute Übereinstimmung erreicht. Hinsichtlich der positionsabhängigen Haftfestigkeiten wird an der Übergangsstelle P4 erneut ein relativ starker Abfall festgestellt (vgl. Tabelle 5-16). Damit kann die Hypothese, dass extrem hohe Temperaturen für den Übergangsbereich vorteilhaft sind, nicht bestätigt werden (vgl. Tabelle 5-12, F8). Die Fließbewegungen an P5 führen zu keiner Reduktion der Festigkeit. Diese beginnt erst an Position P6 und wird bis P7 fortgeführt. An Position P8 wird wiederum eine erhöhte Tragfähigkeit auf Niveau des „Formpressens“ festgestellt. Damit stellt der Versuchspunkt F23 für die Positionen P1-P3 und P6-P8 das genaue Gegenteil des Versuchspunkts F21 dar (vgl. Tabelle 5-16). Dieser Umstand kann durch die unterschiedliche Wirkung der Fließbewegungen bei geringen bzw. hohen Metalltemperaturen erklärt werden (vgl. Kapitel 5.6.3).

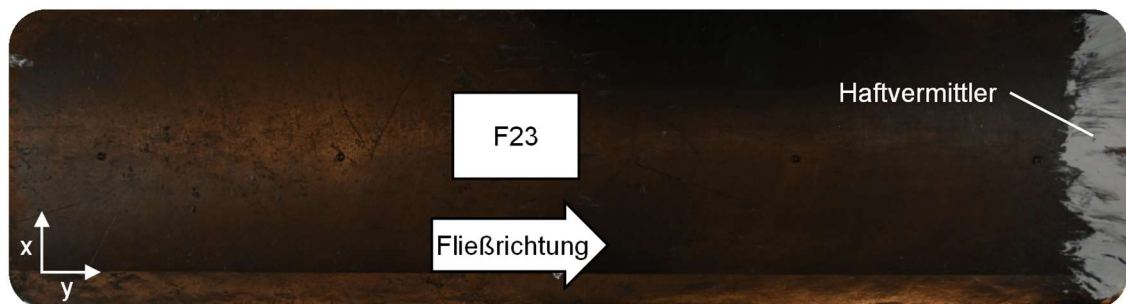


Bild 5-31: Durchmischung von GMT und Haftvermittler für eine hohe Vorwärmtemperatur des Metalls (300 °C) in der Draufsicht des intakten Hybridkörpers „225x60“.

Bereits nach der Herstellung des Hybridkörpers der Versuchsreihe F23 wird für die hohe Metalltemperatur eine deutliche Interaktion zwischen GMT und Haftvermittler ersichtlich. Diese ist so stark, dass am Ende der Kavität der HV bis an die Oberfläche (Stempelunterseite) vorgedrungen ist (vgl. Bild 5-31). Obwohl der Versuchspunkt F23 der einzige ist, bei dem der Haftvermittler bis an die Oberfläche des GMT verdrängt wird, ist zu erwarten, dass auch für andere Versuchspunkte mit ausreichend hoher Metalltemperatur ( $T_M > \text{Schmelztemperatur des HV } (T_{M,HV})$ ) eine Verdrängung stattfindet.

Für alle Positionen des Versuchspunkts F23 wird in den Schliffbildern eine vergleichsweise niedrige Dicke des HV festgestellt (vgl. Bild 5-30 c). An Position P4 ist die Vermischung zum GMT besonders stark, was ein möglicher Grund für die relativ geringe Festigkeit sein könnte. Ein Unterschied zwischen den Positionen P2 und P6 bzw. P6 und P8, der die erhöhten Festigkeiten der Positionen P2 bzw. P8 erklären könnte, kann nicht festgestellt werden. Es ist jedoch zu beachten, dass der Festigkeitsunterschied zwischen den Positionen auch nur 10 % beträgt.

### **5.6.5 Bewertung der prozessintegrierten Verbindungsausbildung unter erhöhten Fließbewegungen**

Das vorliegende Kapitel hat die prozessintegrierte Verbindungsausbildung im Kontext erhöhter Fließbewegungen des GMT im Formgebungsprozess untersucht. Als Bewertungskriterien wurden die Haftfestigkeit, das resultierende Versagensverhalten sowie der Zustand der Grenzschicht im intakten Zustand herangezogen. Zunächst kann festgestellt werden, dass der Einlagebereich des GMT, welcher dem „Formpressen“ gleicht, den bekannten Trends aus Kapitel 5.5 folgt.

Hinsichtlich des Fließpressens lässt sich eine Unterscheidung bzgl. geringer ( $T_M < T_{M,HV}$ ) bzw. hoher ( $T_M > T_{M,HV}$ ) Temperaturen des Metalleinlegers treffen. Parameterkombinationen mit geringen Metalltemperaturen, die in den Untersuchungen aus Kapitel 5.5 zu geringen Haftfestigkeiten führen, sind durch die Fließbewegung des GMT mitunter deutlich tragfähiger. Der Abgleich der Bruch- und Schliffbilder zeigt eine verstärkte Interaktion zwischen GMT und HV in diesen Bereichen, wodurch gezeigt werden kann, dass die Ausbreitung der Fließfront sowie die induzierten Scherraten eine Temperatursteigerung in der Grenzschicht bewirken. Für erhöhte Temperaturen können in Kombination mit gesteigerten Scherraten durchaus Reduktionen in der Haftfestigkeit des Hybridkörpers festgestellt werden. Diese bewegen sich i.d.R. jedoch in einem Bereich von ca. zehn Prozent, sodass nicht immer eine direkte Korrelation zwischen den ermittelten Festigkeitswerten und den resultierenden Bruch- und Schliffbildern festgemacht werden kann. Insbesondere für den großen Hybridkörper (225x60) wird beobachtet, dass eine Verdrängung des Haftvermittlers in Fließrichtung stattfindet. Allerdings kann für keine Parameterkombination beobachtet werden, dass der Haftvermittler vollständig verdrängt wird.

Im Zuge der Validierung mit dem großen Hybridkörper (225x60) ist ein Parametersatz gefunden worden, der die identischen hohen Haftfestigkeiten aus dem „Formpressen“ über den gesamten Hybridkörper abbilden kann. Dazu wird eine Werkzeugtemperatur von 100 °C und eine Metalltemperatur von 180 °C verwendet. Damit scheint eine vorteilhafte Verbindungsausbildung bei erhöhten Werkzeugtemperaturen möglich zu sein, wenn die Vorwärmtemperatur des Metalleinlegers minimal über der Schmelztemperatur des HV gewählt wird. Durch den Transfervorgang wird der Haftvermittler weiter abkühlen, sodass ein optimales Verhältnis aus thermischer Aktivierung und Widerstand gegen die Fließbewegung des GMT vorliegt.

## 6 Robustheit der Verbindung unter Betriebsbelastungen<sup>4</sup>

Nach Untersuchung der Wirkung der Prozessparameter auf die Tragfähigkeit der im Prozess ausgebildeten Verbindung wird in diesem Kapitel die Eignung der hergestellten Verbindung für betriebsrelevante Belastungsfälle analysiert. Ein flächendeckender Einsatz der verwendeten Kunststoff-Metall-Hybridtechnik ist nur möglich, wenn eine ausreichende Robustheit gegenüber den bedeutendsten Belastungsfällen besteht. Dazu werden neben der Variation der Einsatztemperatur eine Klima- und Korrosionswechsellast sowie unterschiedliche Belastungswinkel betrachtet. Das Ziel der Untersuchung ist es, kritische Belastungen zu identifizieren, sodass Konstrukteure diese bei der Auslegung derartiger Hybridstrukturen berücksichtigen können.

Für die Untersuchung der Wirkung einer Temperatur- und Klima- bzw. Korrosionsbelastung wird der aus Kapitel 5 bekannte ebene Hybridkörper (145x40) verwendet. Dazu werden die üblichen Fertigungsparameter ( $p$ : 150 bar,  $t_p$ : 60 s u.  $v$ : 25 mm/s) in Kombination mit einem Temperaturverhältnis, welches in eigenen früheren Vorarbeiten als vorteilhaft erachtet wurde, verwendet [319, 323]. Die Kombination der wirkenden Temperaturen ( $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 180 °C) führt zwar mit zu den höchsten Verbindungsfestigkeiten (vgl. Kapitel 5.5), weist jedoch Optimierungspotenzial hinsichtlich der potenziellen Energieaufnahme auf. Dieser Umstand ist auf die historische Entwicklung und die durchgeführten Iterationsschleifen dieser Arbeit zurückzuführen. Da die Verbindung jedoch kontinuierlich über einen Kohäsionsbruch des Haftvermittlers versagt, ist eine qualitative Aussage über die Wirkung der Belastungsfälle zuverlässig möglich. Sollte dennoch eine kritische Reduktion der Tragfähigkeit auftreten, werden weitere Parametersätze herangezogen.

Die Studie bzgl. der Wirkung des Belastungswinkels wird mit einer vom etablierten KS2-Prüfkonzept adaptierten Probengeometrie durchgeführt (vgl. Kapitel 4.3.2). Neben der Ermittlung der gewünschten Kennwerte ist damit eine zusätzliche Validierung der bisher erzielten Arbeiten möglich.

### 6.1 Thermische Belastung

Während die Wärmebeständigkeit von Thermoplasten durch den Einsatz von Verstärkungsfasern entscheidend erweitert werden kann (vgl. Kapitel 2.3), treten für unverstärkte Haftvermittler mitunter deutliche Reduktionen der Tragfähigkeiten unter Temperatureinwirkung auf (vgl. Kapitel 2.4.5.4). In der folgenden Untersuchung wird hauptsächlich das GMT des Typs PP-GF33 untersucht. Zusätzlich wird für das GMT PP-GF52 analysiert, ob das bei Raumtemperatur (RT) beobachtete Substratversagen des GMT (vgl. Kapitel 5.2.1 u. 5.5.4.2) bei höheren Temperaturen zu einem Kohäsionsversagen des Haftvermittlers übergeht. Falls dies der Fall ist, ist ein zusätzlicher Vergleich der

---

<sup>4</sup> Die dargestellten Inhalte bzw. verwendeten Daten sind in Teilen den studentischen Arbeiten [300, 319, 321, 337, 338] entnommen worden.



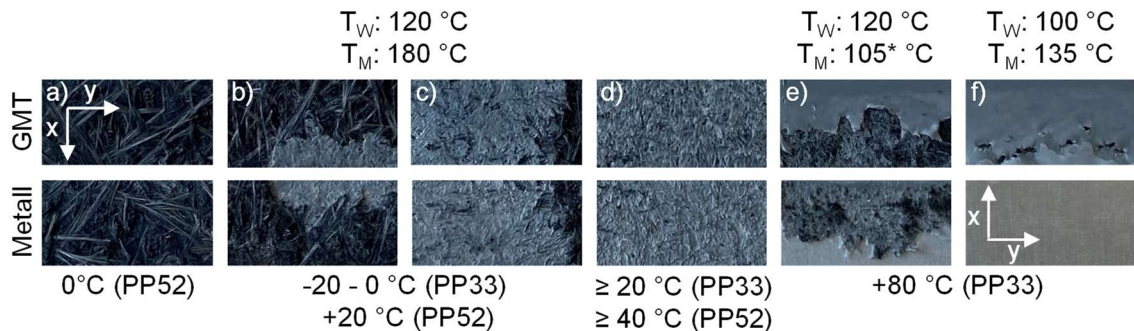
GMT-Typen und die Beurteilung der eingesetzten Additive im GMT PP-GF33 hinsichtlich der Wirkung auf die stoffschlüssige Verbindung zum Haftvermittler möglich. Die Ergebnisse sind in Tabelle 6-1 dargestellt. Eine Illustration der charakteristischen Versagensbilder unter Kennzeichnung der jeweiligen Temperaturbereiche pro GMT-Sorte folgt in Bild 6-1.

**Tabelle 6-1:** *Ermittelte Kennwerte der Scherfestigkeit  $\tau_H$  und Energieaufnahme  $W_{SE}$  (inkl. Standardabweichung) in der Shear-Edge-Prüfung für eine Variation der Einsatztemperatur für ausgewählte Parametersätze und GMT-Typen. Bezugnahme der Abweichungen auf die Haftfestigkeit bzw. Energieaufnahme des jeweiligen GMT-Typs bei Raumtemperatur (RT). Abkürzungen: „Abw.“: Abweichung, „Sub. GMT“: Substratversagen des GMT, „Kohäs.“: Kohäsionsversagen des Haftvermittlers, „Ad. Met.“: Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum Metall, „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavität (> 3 min).*

			Prüftemperatur					
Einheit			°C					
GMT / Parameter	Zielgröße	Einheit	-20	0	RT	+40	+60	+80
PP-GF33 $T_w: 120\text{ °C}$ $T_M: 180\text{ °C}$	Festigkeit	MPa	35,8 $\pm 2,1$	29,2 $\pm 2,6$	21,5 $\pm 0,7$	16,1 $\pm 0,6$	12,7 $\pm 0,3$	10,1 $\pm 0,8$
	Abw.	%	+66,5	+35,8	0	-25,1	-41,0	-53,0
	Energie	J	9,2 $\pm 2,1$	7,6 $\pm 1,0$	4,7 $\pm 0,4$	4,4 $\pm 0,3$	4,7 $\pm 0,4$	4,0 $\pm 0,6$
	Abw.	%	+95,7	+61,7	0	-6,4	0	-14,9
	Versagen	-	Substrat GMT u. Kohäsion			Kohäsion		
PP-GF52 $T_w: 120\text{ °C}$ $T_M: 180\text{ °C}$	Festigkeit	MPa	n.v.	28,5 $\pm 2,7$	19,4 $\pm 2,4$	15,2 $\pm 0,3$	14,1 $\pm 1,1$	9,2 $\pm 0,3$
	Abw.	%	n.v.	+46,9	0	-21,6	-27,3	-52,6
	Energie	J	n.v.	2,8 $\pm 0,4$	4,1 $\pm 0,4$	3,7 $\pm 0,4$	3,7 $\pm 0,2$	4,3 $\pm 0,5$
	Abw.	%	n.v.	-31,7	0	-9,6	-9,6	+4,9
	Versagen	-	n.v.	Sub. GMT	Über- gang	Kohäsion		
PP-GF33 $T_w: 120\text{ °C}$ $T_M: 105^*\text{ °C}$	Festigkeit	MPa			n.v.			11,0 $\pm 0,5$
	Abw.	%						-48,8
	Energie	J			n.v.			5,8 $\pm 0,8$
	Abw.	%						+23,4
	Versagen	-			n.v.			Kohäs./ Ad. Met.
PP-GF33 $T_w: 100\text{ °C}$ $T_M: 135\text{ °C}$	Festigkeit	MPa			n.v.			11,3 $\pm 0,6$
	Abw.	%						-47,4
	Energie	J			n.v.			6,3 $\pm 0,9$
	Abw.	%						+34,0
	Versagen	-			n.v.			Ad. Met. /Kohäs.

Hinsichtlich des PP-GF33 ist bei niedrigen Temperaturen ( $\leq 0\text{ °C}$ ) ein deutlicher Festigkeitszuwachs in der Verbindungsprüfung zu erkennen, wobei ein annähernd linearer Anstieg im Vergleich zu den Referenzwerten bei RT zu beobachten ist. Noch höher ist der Zuwachs bzgl. der Energieaufnahme. Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei diesen

Temperaturen teilweise ein Risswachstum im GMT stattfindet und dadurch ein erhöhte Resttragfähigkeit beobachtet wird (vgl. Bild 6-1 a-c).



**Bild 6-1:** Charakteristische Versagensbilder in der Temperaturprüfung der SE-Proben unter Angabe des jeweiligen Temperaturbereichs bzw. Parametersatzes pro GMT-Typ. a) Substratversagen des GMT, b-c) Übergang zwischen einem Substratversagen des GMT und Kohäsionsversagen des Haftvermittlers, d) Kohäsionsversagen des HV, e) Übergang zwischen einem Kohäsionsversagen des HV und metallseitigem Adhäsionsversagen des HV, f) Adhäsionsversagen des HV zum Metall. „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavität (> 3 min).

Für erhöhte Einsatztemperaturen (> RT) tritt eine Reduktion der Haftfestigkeit auf, wobei die Abnahme mit höheren Temperaturen zunehmend geringer ausfällt. Für die höchste Prüftemperatur (+ 80 °C) liegt eine Reduktion von ca. 50 % gegenüber der Haftfestigkeit bei RT vor. Dabei sind die jeweiligen Reduktionen für die Temperaturerhöhungen in einer ähnlichen Größenordnung wie die Kennwerte aus dem Datenblatt des Herstellers des Haftvermittlers [286]. Auffällig ist, dass trotz deutlicher Abweichungen in der Festigkeit eine nahezu identische Energieaufnahme verzeichnet wird. Dieser Zustand lässt sich durch die erhöhte Duktilität des Haftvermittlers bei erhöhten Temperaturen begründen. Das Versagensverhalten ändert sich für den Parametersatz  $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 180 °C ab RT nicht mehr (Kohäsionsversagen HV, vgl. Bild 6-1 d).

In Bezug auf den qualitativen Verlauf der Haftfestigkeit zeigt das GMT des Typs PP-GF52 ein identisches Verhalten. Die Referenzfestigkeit bei RT ist minimal geringer als in den Vorversuchen (vgl. Kapitel 5.2.1) und weist ein wechselndes Versagensbild zwischen einem Substratversagen des GMT und Kohäsionsversagen des HV auf. Wird die Temperatur auf 0 °C reduziert, tritt eine vergleichbare Festigkeit wie bei dem PP-GF33 auf, verbunden mit einem konstanten Substratversagen des GMT (vgl. Bild 6-1 a-c).

Ab 40 °C tritt auch für das GMT PP-GF52 ein kontinuierliches Kohäsionsversagen des Haftvermittlers auf (vgl. Bild 6-1 d). Die prozentuale Reduktion gegenüber der Referenz stimmt mit dem PP-GF33 überein, wobei die Festigkeiten um ca. 1 MPa geringer ausfallen. Damit kann deutlich nachgewiesen werden, dass die Additive des GMT PP-GF33 neben der erhöhten Kohäsionsfestigkeit des GMT eine positive Wirkung auf den Stoffschluss zum Haftvermittler haben. Zu erwähnen ist, dass die ermittelte Tragfähigkeit bei der Temperatur von 60 °C nicht in den Trend der Versuchspunkte passt. Dieser Umstand wird aller Voraussicht nach auf eine zu geringe Wartezeit zur Prüfung der Versuchsreihe „+40 °C“ zurückzuführen sein. Während die Umgebungsluft die Temperatur von 60 °C schnell annimmt, benötigen Spannzeug und die Vorrichtung für die Shear-Edge-Prüfung

mehr Zeit, um das Temperaturniveau zu übernehmen. Da die Prüfung des GMT PP-GF33 zeitlich entkoppelt war, ist hier mit keiner Beeinflussung zu rechnen.

Hinsichtlich der Energieaufnahme bei erhöhten Einsatztemperaturen wird der Trend des GMT PP-GF33 bestätigt, sodass die Brucharbeit auf einem Niveau ist mit der Referenz bei RT. Trotz deutlich höherer Festigkeiten bei 0 °C ist die Energieaufnahme wider Erwarten deutlich geringer. Während das Substratversagen des GMT beim Materialtyp PP-GF33 zu einer erhöhten Energieaufnahme geführt hat, versagt das PP-GF52 nach Erreichen der Maximalkraft nahezu schlagartig.

Aufgrund der hohen Festigkeitsabnahme bei einer Einsatztemperatur von + 80 °C werden speziell für diese Temperatur zusätzlich zwei Parametersätze untersucht, die bei RT sowohl eine hohe Haftfestigkeit als auch Energieaufnahme aufgewiesen haben (vgl. Kapitel 5.5 u. Tabelle 6-1). Beide Versuchspunkte zeigen gegenüber dem bisherigen Parametersatz eine Festigkeitserhöhung um ca. zehn Prozent. In Bezugnahme auf die ursprüngliche Festigkeit bei RT ist der Unterschied aber nur marginal (vgl. Tabelle 6-1).

Viel deutlicher ist die Änderung der Bruchenergie. Diese ist um ca. 25 % ( $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 105\* °C) bzw. sogar um bis zu 35 % ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 135 °C) höher als bei RT ( $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 180 °C). Mit dieser Steigerung geht eine Änderung des Bruchverhaltens einher. Während beide Versuchspunkte bei RT (vgl. Kapitel 5.5) einem Kohäsionsversagen (im Übergang zum Adhäsionsversagen zum GMT) zugeordnet werden, tritt nun ein Mischbruch zwischen einem Kohäsionsversagen des HV und einem Adhäsionsversagen des HV zum Metall auf. Insbesondere für den Versuchspunkt „ $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 135 °C“ ist bei einer Vielzahl der Versuchspunkte ein komplettes Adhäsionsversagen zu Metall zu beobachten (vgl. Bild 6-1 e-f).

Die Studie zeigt, dass die Haftfestigkeit bei geringen Temperaturen teilweise (PP-GF33) bzw. vollständig (PP-GF52) von der Substratfestigkeit des verwendeten GMT limitiert wird. Während beim GMT PP-GF52 ein sehr sprödes Versagensverhalten offenbart wird, welches durch die Nähe der Prüftemperatur zur Glasübergangstemperatur von Polypropylen (ca. -10 – 0 °C) erklärt werden kann, weist das GMT PP-GF33 eine sehr hohe Energieaufnahme auf [26]. Dafür wird für beide GMT-Typen ein hoher Zuwachs der Haftfestigkeit beobachtet.

Hohe Einsatztemperaturen führen zu einer Reduktion der Haftfestigkeit um bis zu 50 %. Dieser Zustand kann auch durch die Variation der Fertigungsparameter nicht signifikant geändert werden. Hingegen können mit speziellen Parametersätzen, die die Durchmischung zwischen GMT und HV begrenzen, deutlich höhere Brucharbeiten verzeichnet werden. Das damit einhergehende Adhäsionsversagen des HV zum Metall könnte durch eine zusätzliche Strukturierung der Metalloberfläche optimiert werden. Ein weiterer Bearbeitungsschritt würde allerdings die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens verschlechtern. Vielmehr sollten entsprechende Bauteile für Anwendungen mit geringeren Temperaturen eingesetzt werden bzw. derartig konstruktiv verstärkt werden, dass die Haftfestigkeit auch bei hohen Temperaturen ausreichend ist.



## 6.2 Umweltbelastungen

Eine Überprüfung des Alterungsverhaltens des Hybridverbunds erfolgt nach gängigen Prüfprozeduren aus der Industrie. Details zu den Abläufen und der Anlagentechnik sind dem Kapitel 4.4.2 zu entnehmen. Für jede der Prüfreihe, welche zeitversetzt durchgeführt worden sind, werden ebenfalls Referenzproben ohne Klima- bzw. Korrosionseinwirkung ausgewertet, um die Entwicklung der Haftfestigkeiten pro Versuchsreihe beurteilen zu können. Dementsprechend sind die Referenzen nach „Null“ Prüfzyklen (*PV 1200*) bzw. „Null“ Wochen (*PV 1210*) sehr ähnlich, aber nicht identisch. Für die Fertigung wird der aus Kapitel 6.1 bekannte Parametersatz ( $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 180 °C) verwendet. Die jeweiligen Kennwerte für unterschiedliche Zeitpunkte sind der Tabelle 6-2 zu entnehmen.

Tabelle 6-2: *Ermittelte Haftfestigkeiten in Shear-Edge-Prüfung für einen Klimawechseltest nach PV 1200 und einen Korrosionswechseltest nach PV 1210.*

Klimawechseltest <i>PV 1200</i>					
		Anzahl der Prüfzyklen			
Zielgröße	Einheit	0	25	50	
Festigkeit $\tau_H$	MPa	21,9 (± 0,4)	21,6 (± 0,6)	22,1 (± 0,5)	
Versagen	-	Kohäsionsversagen des Haftvermittlers			
Korrosionswechseltest <i>PV 1210</i>					
		Prüfzeit			
Zielgröße	Einheit	0 Wochen	3 Wochen	6 Wochen	12 Wochen
Festigkeit $\tau_H$	MPa	21,4 (± 0,7)	21,5 (± 0,4)	21,0 (± 0,8)	22,7 (± 0,9)
Versagen	-	Kohäsionsversagen des Haftvermittlers			

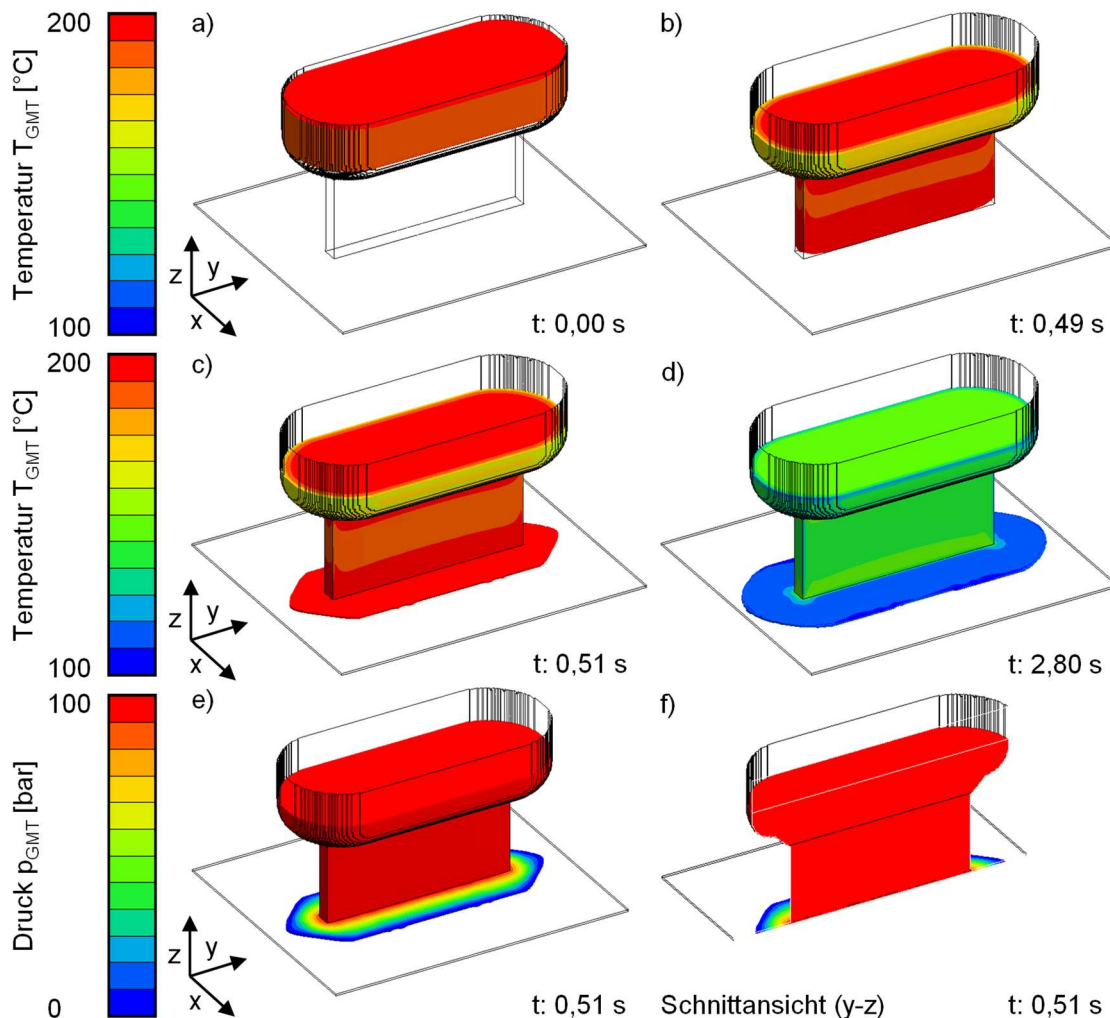
In der Auswertung der Versuchsreihen kann keine signifikante Minderung der Haftfestigkeit festgestellt werden. Damit kann den hergestellten Probenkörpern eine ausgezeichnete Alterungsbeständigkeit bescheinigt werden. Dieses Ergebnis geht einher mit dem Datenblatt des Herstellers, der ebenfalls keinen Festigkeitsabfall nach 1.000 Stunden Salzsprühnebelprüfung feststellen konnte [286]. Die einzige Auffälligkeit ist die Steigerung der Haftfestigkeit nach zwölf Wochen *PV 1210* Korrosionswechseltest um ca. sechs Prozent. Ähnliche Entwicklungen konnten in der Arbeit von *Koricho et al.* beobachtet werden [257]. Eine Erklärung für dieses Verhalten liegt nicht vor.

## 6.3 Einfluss des Belastungswinkels

Wie eingangs erläutert, wird eine adaptierte KS2-Geometrie für die Analyse der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit verwendet. Durch die aus Kapitel 6.1 bekannte Sensitivität gegenüber erhöhten Einsatztemperaturen soll dies sowohl bei Raumtemperatur als auch bei + 80 °C erfolgen. Bedingt durch die verwendete Werkzeuggeometrie (vgl. Bild 4-15) liegt ein geringer Spalt zwischen dem Metalleinleger und der formgebenden Kavität vor, sodass sich neben der Hauptverbindungszone ein dünner Flansch aus GMT auf dem Metall ausbildet. Dementsprechend liegt ein Mischfall aus „Form- und Fließpressen“ in der Verbindungsausbildung vor.

Zur Visualisierung des Fertigungsprozesses wird ein Ersatzmodell des Füllvorgangs mit der Software *3DTIMON* erstellt. Für das Modell wird eine Werkzeugtemperatur von

100 °C verwendet. Die Kontaktfläche zwischen Metalleinleger und Kavität (ca. 80 mm x 37 mm) wird zur Analyse der Spaltausbreitung vereinfacht durch ein Volumen von 80 mm x 70 mm x 0,2 mm abgebildet (vgl. Bild 6-2). Die Materialeinlage ( $T_{\text{GMT}}: 200\text{ °C}$ ) des GMT (vgl. Bild 6-2 a) wird mit einer resultierenden Stempelgeschwindigkeit  $v_{\text{res}}$  von ca. 17,2 mm/s, welche aus den Wegdaten der Presse abgeleitet wurde, komprimiert.

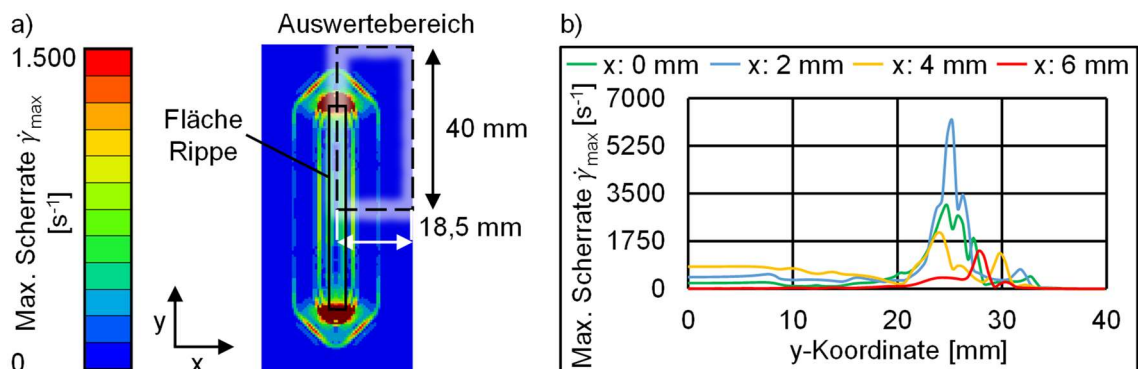


**Bild 6-2:** Füllsimulation der Herstellung der adaptierten KS2-Geometrie unter Darstellung der wirkenden Temperatur  $T_{\text{GMT}}$  (a-d) und des wirkenden Drucks  $p_{\text{GMT}}$  im Material (e-f). Einordnung der jeweiligen Stadien über die Prozesszeit  $t$ . a) Ausgangszustand der Materialeinlage, b) vollflächiger Kontakt der Fließfront mit dem Metall, c) Umschaltzeitpunkt der Weg- zur Kraftregelung sowie Ausbildung des Flansches d) Auskühlung des Flansches, e) isometrische Ansicht der Druckverteilung, f) Schnittansicht des identischen Zeitpunkts in der y-z-Ebene.

Es ist ersichtlich, dass die Fließfront zunächst weitestgehend vollflächig auf die Metalloberfläche auftritt (vgl. Bild 6-2 b). Am Umschaltzeitpunkt der Weg- zur Kraftregelung ( $v: 150\text{ }\mu\text{m/s}$ ) hat bereits eine erste Ausbreitung des Flansches stattgefunden (vgl. Bild 6-2 c). Durch das große Verhältnis zwischen Kontaktfläche und Spalthöhe fällt die Temperatur der Fließfront verhältnismäßig schnell unter die Fließgrenze ( $T_F: 130\text{ °C}$ ), sodass die weitere Ausbreitung durch die Erstarrung des GMT im Flanschbereich gestoppt wird (vgl. Bild 6-2 d). Die finale Größe des Flansches hängt neben der Werkzeug- und Metalltemperatur vom verwendeten Pressdruck ab.

Die Verteilung des applizierten Pressdrucks ( $p$ : 100 bar), welcher im Vorhinein über den Quotienten der Presskraft und der Stempelfläche kalkuliert wurde, ist in Bild 6-2 e-f) dargestellt. Deutlich wird, dass solange das Polymer im schmelzförmigen Zustand ist, ein isobarer Druckzustand vorliegt. Insbesondere in der direkten Verbindungszone entspricht der Druck damit dem anvisierten Wert. Ausgehend von der Verbindungszone fällt der Druck mit steigender Flanschausbreitung ab (vgl. Bild 6-2 e-f).

Darüber hinaus wird auf Basis des erstellten Ersatzmodells die maximal wirkende Scherrate auf der Oberfläche des Metalls analysiert, um den Anteil des „Fließpressens“ am Formgebungsprozess einordnen zu können (vgl. Bild 6-3). Bereits in der qualitativen Auswertung der relevanten Kontaktfläche zum Metall (80 mm x 37 mm) wird ersichtlich, dass die Scherraten auf einem deutlich höheren Niveau sind als bei der Fertigung des ebenen Hybridkörpers im „Fließpressen“ (vgl. Kapitel 5.6 u. Bild 6-3 a). In den seitlichen Rändern der direkten Verbindungszone (50 mm x 4 mm) übersteigen die Werte die obere Grenze der Skala von  $1.500 \text{ s}^{-1}$  deutlich.



**Bild 6-3:** Maximale Scherraten im Formgebungsprozess auf der Oberfläche des Metalleinlegers. a) grafische Verteilung der Scherraten mit Bemaßung sowie Kennzeichnung des Bereichs zur quantitativen Auswertung, b) quantitative Auswertung der Scherraten für exemplarische x-Koordinaten.

Zur quantitativen Auswertung der wirkenden Scherraten wird sich die symmetrische Ausprägung der Formgebung zu Nutze gemacht, sodass nur ein Viertel des Kontaktbereichs betrachtet wird (vgl. Bild 6-3 a). Für exemplarische x-Koordinaten wird folgend die jeweilig maximal wirkende Scherrate in Abhängigkeit der y-Koordinate dargestellt (vgl. Bild 6-3 b). Im Kernbereich der Verbindungszone ( $0 < y < 10 \text{ mm}$ ) sind die Scherraten auf einem nahezu konstanten Niveau und steigen zunächst mit erhöhtem Abstand von der Symmetrielinie an. In Bezugnahme auf die unmittelbare Verbindungszone ( $0 < x < 2 \text{ mm}$ ) sind die Scherraten in einem Bereich zwischen  $220 \text{ s}^{-1}$  ( $x: 0 \text{ mm}$ ) und  $460 \text{ s}^{-1}$  ( $x: 2 \text{ mm}$ ) einzuordnen. Die höchsten Scherraten werden in diesem Bereich für einen Abstand von  $x: 4 \text{ mm}$  verzeichnet (ca.  $815 \text{ s}^{-1}$ ). Folgend ergibt sich ein starker Abfall, sodass bei einem Abstand von  $x: 6 \text{ mm}$  die Scherraten auf einen Wert nahe „Null“ fallen. Während die Scherraten im Bereich in horizontaler Richtung zunächst abfallen ( $0 < y < 20 \text{ mm}$ ), erfolgt ein drastischer Anstieg am direkten Übergang zum seitlichen Rand der Verbindungszone ( $y: 25 \text{ mm}$ ). Die höchsten Scherraten werden für eine x-Koordinate von 2 mm berechnet ( $> 6.000 \text{ s}^{-1}$ ).

Bevor mit der Ermittlung der lastwinkelabhängigen Kennwerte fortgefahren wird, wird zunächst das Herstellungs- und Prüfkonzept validiert. Insbesondere wird über eine exemplarische Variation der Metalltemperatur sowie des Pressdrucks überprüft, ob das in Kapitel 5 ermittelte Prozessfenster auf diese Probengeometrie übertragbar ist. Darüber hinaus wird über die Analyse von Bruch- und Schlißbildern untersucht, inwiefern sich die hohen Scherraten auf die Beschaffenheit der Grenzschicht auswirken. Dies ist notwendig, da die numerisch berechneten Scherraten mitunter deutlich oberhalb derer des ebenen Hybridkörpers im Fertigungsszenario „Fließpressen“ liegen.

### 6.3.1 Validierung des Herstellungs- und Prüfkonzepts

In der vorliegenden Studie wird kontinuierlich eine Werkzeugtemperatur  $T_W$  von 100 °C verwendet, da sich diese in den bisherigen Untersuchungen als besonders vorteilhaft für eine hohe Haftfestigkeit und Energieaufnahme der Hybridverbindung erwiesen hat. Für alle Probenkörper wird das GMT PP-GF33 eingesetzt. Darüber hinaus wird bei den hergestellten Probenkörpern der Flansch vor der Verbindungsprüfung abgetrennt, sodass eine definierte Verbindungsfläche von 200 mm<sup>2</sup> vorliegt und nur der Kernbereich zur Tragfähigkeit beitragen kann. Um die allgemeine Wirkung des Flansches beurteilen zu können, wird exemplarisch für den performantesten Parametersatz eine Verbindungsprüfung mit intaktem Flansch durchgeführt. Während die Wirkung der Metalltemperatur und des Flansches über eine Scher- und Kopf-Zug-Prüfung beurteilt wird, wird der Effekt des Pressdrucks nur über die Kopf-Zug-Prüfung analysiert. Die Ergebnisse der Studie, inklusive der prozentualen Abweichung zum jeweiligen Zentralpunkt, sind in Tabelle 6-3 dargestellt.

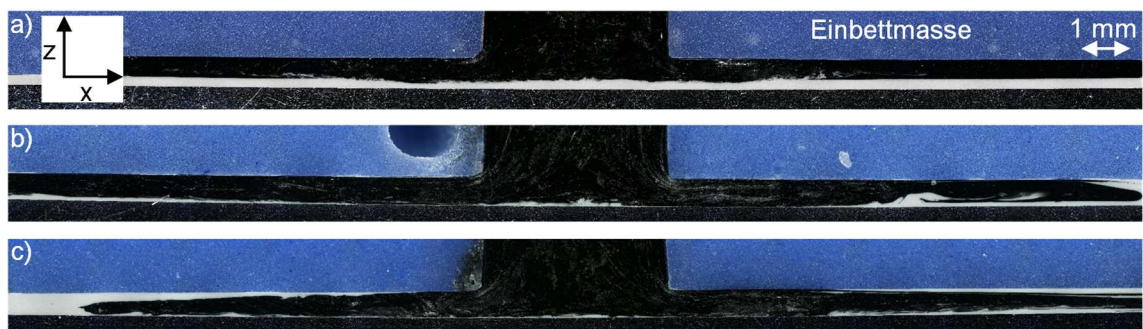
**Tabelle 6-3:** Analyse der Wirkung ausgewählter Einflussparameter auf die Haftfestigkeit  $\sigma_H$  (inkl. Standardabweichung) der adaptierten KS2-Probengeometrie für  $T_W$ : 100 °C. Bezugnahme der prozentualen Abweichung (Abw.) auf den jeweiligen Zentralpunkt pro Versuchsreihe. „\*“: Erwärmung des Metalls durch die KS2-Probenhalterung (> 3 min).

Variation der Metalltemperatur $T_M$					
Prüfart/Parameter	Einheit		°C		
	Zielgröße	Einheit	90*	180	250
Scher-Zug (p: 100 bar)	Festigkeit $\tau_H$	MPa	19,9 ( $\pm$ 0,9)	23,0 ( $\pm$ 0,3)	20,5 ( $\pm$ 1,0)
	Abw.	%	-13,5	0	-11,1
Kopf-Zug (p: 100 bar)	Festigkeit $\sigma_H$	MPa	8,3 ( $\pm$ 0,8)	9,3 ( $\pm$ 0,5)	8,5 ( $\pm$ 0,6)
	Abw.	%	-10,9	0	-8,4
Variation des Pressdrucks p					
Prüfart/Parameter	Einheit		bar		
	Zielgröße	Einheit	45	100	200
Kopf-Zug ( $T_M$ : 180 °C)	Festigkeit $\sigma_H$	MPa	8,9 ( $\pm$ 0,3)	9,3 ( $\pm$ 0,5)	8,8 ( $\pm$ 0,6)
	Abw.	%	-3,8	0	-5,3
Einfluss des Flansches					
Prüfart/Parameter	Einheit		/		
	Zielgröße	Einheit	Kein Flansch	Flansch	
Scher-Zug ( $T_M$ : 180 °C, p: 100 bar)	Festigkeit $\tau_H$	MPa	23,0 ( $\pm$ 0,3)	29,5 ( $\pm$ 2,8)	
	Abw.	%	0	+28,1	
Kopf-Zug ( $T_M$ : 180 °C, p: 100 bar)	Festigkeit $\sigma_H$	MPa	9,3 ( $\pm$ 0,5)	12,1 ( $\pm$ 0,9)	
	Abw.	%	0	+30,8	

Die Variation der Metalltemperatur, bei einem konstanten Pressdruck von 100 bar, wird auf den Stufen 90\* °C („\*“: Erwärmung über die Metallhalterung), 180 °C (IR: 80 %, 1 min 30 s) und 250 °C (IR: 80 %, 3 min 5 s) durchgeführt. Hierbei ist zu beachten, dass das GMT erst im Formgebungsprozess auf die Metalloberfläche auftritt und nicht bereits während des Transfers eine initiale Verbindung eingehen kann. Des Weiteren dauert es ca. 19 s zwischen der Positionierung des Metalleinlegers auf der Halterung und dem Auftreffen der Fließfront. Dementsprechend ist eine verstärkte Abkühlung des Metalls gegenüber der Herstellung des ebenen Hybridkörpers zu erwarten (vgl. Tabelle 6-3).

In Bezugnahme auf die eingeführten Temperaturen weist die Vorwärmtemperatur von 180 °C sowohl im Scher- als auch Kopf-Zug die höchsten Tragfähigkeiten auf. Eine Verringerung bzw. Erhöhung der Temperatur führen zu einer Reduktion von ca. zehn Prozent. Die ermittelten Kennwerte der Scher-Zug-Prüfung sind auf einem Niveau mit der Shear-Edge-Prüfung des ebenen Hybridkörpers, sodass von einer guten Vergleichbarkeit der Ergebnisse ausgegangen werden kann. Die maximale Kopf-Zug-Festigkeit ( $T_M$ : 180 °C) liegt minimal unter dem angegebenen Kennwert für eine Normalbeanspruchung aus dem Datenblatt des Herstellers ( $> 10$  MPa) (vgl. Tabelle 6-3) [286].

Trotz der verhältnismäßig geringen Unterschiede hinsichtlich der Tragfähigkeit zeigen sich sehr deutliche Differenzen bei der Betrachtung der intakten Verbindung in den Schliffbildern (vgl. Tabelle 6-3 u. Bild 6-4). Für die geringste Temperatur (90\* °C) wird eine Interaktion zwischen GMT und Haftvermittler im Kernbereich der Verbindungszone ersichtlich, die Ausgangsdicke des HV bleibt aber größtenteils erhalten (vgl. Bild 6-4 a). Im Gegensatz dazu wird die HV-Schicht für die Temperaturen 180 u. 250 °C weitestgehend vollständig verdrängt. Insbesondere in den Randbereichen zeigt sich eine deutliche Akkumulation. Lediglich im Kernbereich der unmittelbaren Verbindungszone scheint eine dünne Restschicht übrig zu bleiben. Diese scheint im Vergleich der beiden Temperaturen für  $T_M$ : 250 °C besonders dünn zu sein (vgl. Bild 6-4 b-c). Beachtenswert ist, dass trotz der geringen Schichtdicke dennoch derartig hohe Tragfähigkeiten verzeichnet werden können.

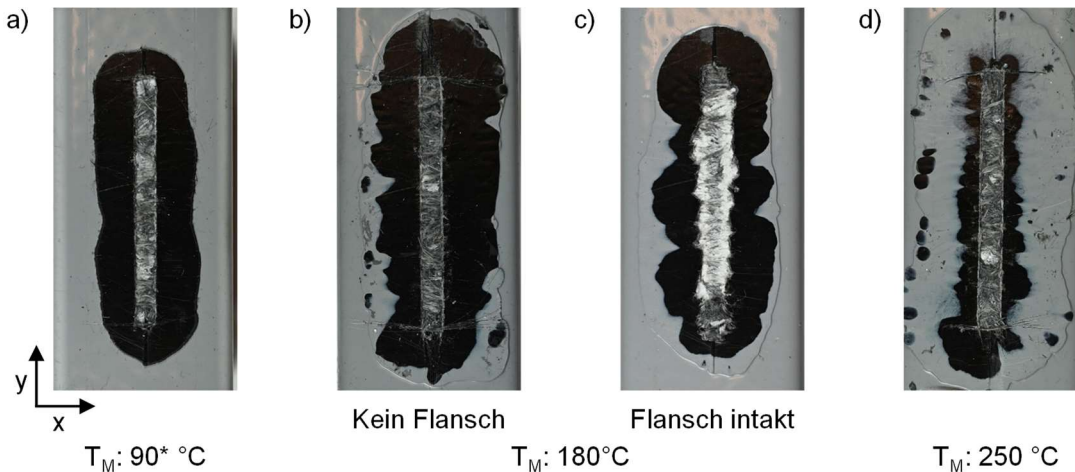


**Bild 6-4:** Schliffbilder der intakten Verbindung für  $T_W$ : 100 °C und  $p$ : 100 bar in Abhängigkeit der verwendeten Metalltemperatur. a)  $T_M$ : 90\* °C, b)  $T_M$ : 180 °C, c)  $T_M$ : 250 °C.

Die Erkenntnisse der Schliffbilder werden durch die Draufsicht der Metalloberfläche nach der Probenherstellung bzw. Scher-Zug-Prüfung bestätigt (vgl. Bild 6-5). Für eine Metalltemperatur von 90\* °C besteht eine klare Abgrenzung zwischen GMT und HV (vgl. Bild



6-5 a). Mit steigender Temperatur wird der HV bis an die Oberfläche gedrängt, wobei dies bei  $T_M$ : 250 °C so deutlich ist, dass nahezu die komplette Oberfläche des Flansches grau eingefärbt ist (vgl. Bild 6-5 b u. d). Die Bruchflächen sind unabhängig von der Metalltemperatur stets von einem grenznahen Substratversagen des GMT geprägt. Darüber hinaus sind Anteile eines Kohäsionsversagens des HV sowie eines Adhäsionsversagens des HV zum Metall präsent.



**Bild 6-5:** Exemplarische Darstellung der Bruchbilder der Metalloberfläche nach der Scher-Zug-Prüfung für  $T_W$ : 100 °C und  $p$ : 100 bar. a)  $T_M$ : 90\* °C, b)  $T_M$ : 180 °C, kein Flansch, c)  $T_M$ : 180 °C, Flansch intakt, d)  $T_M$ : 250 °C. a) u. d) sind ebenfalls ohne Flansch geprüft worden.

Hinsichtlich des applizierten Pressdrucks liegt eine geringe Sensitivität auf die Verbindungsbildung vor. Eine Reduktion um 50 bzw. Erhöhung um 100 Prozent führt jeweils zu einer Reduktion von ca. fünf Prozent der Tragfähigkeit (vgl. Tabelle 6-3). In den Schliffbildern wird kein unterschiedliches Verhalten beobachtet, sodass auf eine gesonderte Darstellung verzichtet wird.

Trotz der geringen Dicke des Flansches (ca. 0,2 mm) wird in der Kopf- und Scher-Zug-Prüfung eine Steigerung der Tragfähigkeit von ca. 30 % verzeichnet. In der Betrachtung der resultierenden Bruchbilder (vgl. Bild 6-5 c) fällt eine deutlich größere Bruchfläche auf. Darüber hinaus ist der Anteil des Adhäsionsversagens zum Metall deutlich größer. Es ist zu erwähnen, dass in der Scher-Zug-Prüfung eine sehr hohe Standardabweichung vorliegt (vgl. Tabelle 6-3). Dies wird durch die unregelmäßige Flanschausbildung, welche u.a. auf Blechdickenschwankungen des Metalleinlegers basiert, begründet.

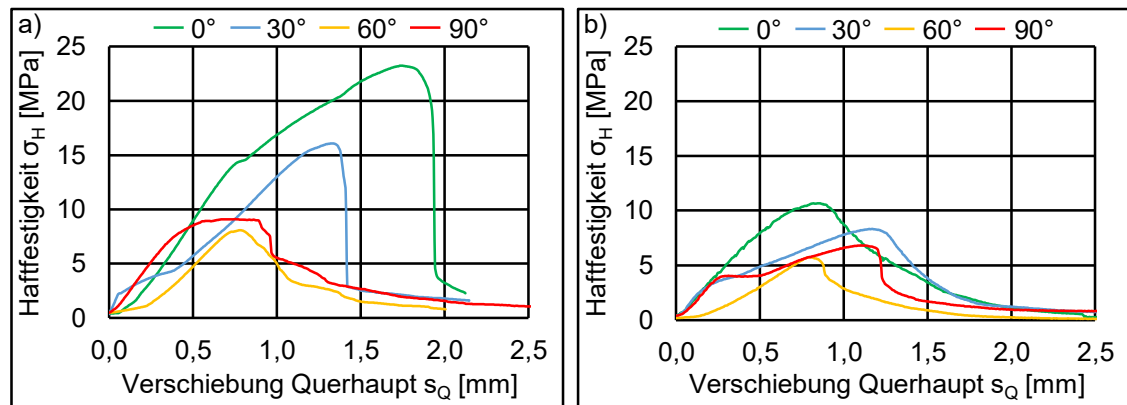
### 6.3.2 Ermittlung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit

Die Proben zur Analyse der Lastwinkelabhängigkeit der Tragfähigkeit werden mit dem bisher performantesten Parametersatz ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 180 °C,  $p$ : 100 bar) angefertigt. Da die Kennwerte bei Raumtemperatur schon für die Kopf- (Lastwinkel: 90°) und Scher-Zug-Prüfung (Lastwinkel: 0°) verfügbar sind (vgl. Tabelle 6-3), werden die Daten für den weiteren Vergleich übernommen. Die Ergebnisse für die Prüfung bei Raumtemperatur (RT) und +80 °C sind in Tabelle 6-4 dargestellt. Repräsentative Spannungs-Weg-Kurven

der lastwinkelspezifischen KS2-Prüfung werden in Bild 6-6 veranschaulicht. Unterschieden wird ebenfalls zwischen der Verbindungscharakterisierung bei RT (Bild 6-6 a) und bei + 80 °C (Bild 6-6 b).

**Tabelle 6-4:** Lastwinkelabhängigkeit der Haftfestigkeit für die Charakterisierung bei RT und + 80 °C unter Angabe der prozentualen Abweichung zur Scher-Zug-Prüfung (0°) bzw. zur RT.

Prüftemperatur: Raumtemperatur					
		Lastwinkel			
Zielgröße	Einheit	0°	30°	60°	90°
Festigkeit	MPa	23,0 (± 0,3)	15,9 (± 0,9)	7,7 (± 0,7)	9,3 (± 0,5)
Abw. 0°	%	0	-30,7	-66,4	-59,7
Prüftemperatur: + 80 °C					
		Lastwinkel			
Zielgröße	Einheit	0°	30°	60°	90°
Festigkeit	MPa	11,0 (± 0,5)	8,5 (± 0,4)	5,5 (± 0,3)	6,8 (± 0,5)
Abw. RT	%	-52,3	-46,8	-29,3	-27,0
Abw. 0°	%	0	-22,7	-50,1	-38,3



**Bild 6-6:** Repräsentative Spannungs-Weg-Verläufe der KS2-Prüfung für die verschiedenen Lastwinkel 0° - 90°. 0°: Scher-Zug, 90°: Kopf-Zug. a) Prüftemperatur: Raumtemperatur, b) Prüftemperatur: +80 °C.

In Bezugnahme auf die Kennwerte bei Raumtemperatur wird ein Abfall der Festigkeit mit steigendem Lastwinkel deutlich (vgl. Tabelle 6-3 u. Bild 6-6 a). *Lauter* begründet den Abfall mit einer Überlagerung der Schub-/Normal- bzw. Scher-/Schäl-Beanspruchung. Insbesondere die Schäl-Beanspruchung ist aufgrund lokaler Spannungsspitzen im Randbereich besonders kritisch [104, 339]. Im vorliegenden Anwendungsfall wird die größte Reduktion für einen Lastwinkel von 60° festgestellt. Damit ruft dieser Belastungszustand aufgrund des Schäl-Anteils eine geringere Tragfähigkeit hervor als eine reine Kopf-Zug-Prüfung.

Wird die Prüftemperatur auf + 80 °C erhöht, ergibt sich eine weitere Reduktion der Tragfähigkeit. Für die reine Scher-Zug-Prüfung wird wie in der Shear-Edge-Prüfung (vgl. Kapitel 6.1) eine Reduktion von 50 % gegenüber den Kennwerten bei RT beobachtet. Während die prozentuale Minderung für einen Lastwinkel von 30° in etwa auf dem gleichen Niveau liegt, wird für die Lastwinkel 60° und 90° eine Reduktion von ca. 30 % gegenüber RT bestimmt. Im Vergleich der Kennwerte untereinander stellt erneut der Lastwinkel von 60° den kritischsten Belastungsfall dar (vgl. Tabelle 6-3 u. Bild 6-6 b).

### 6.3.3 Fazit der KS2-Studie

Die vorliegende Studie zeigt, dass bereits eine sehr dünne Haftvermittlerschicht ausreicht, um hohe Haftfestigkeiten zu erzielen (vgl. Bild 6-4 b-c). Zudem weisen die berechneten Effekte eine gute Übertragbarkeit zwischen den unterschiedlichen Prüfkörpergeometrien auf. Die Shear-Edge- und die adaptierte KS2-Probengeometrie scheinen daher für den 0°-Lastfall einen gleichermaßen hohen Schubanteil in die Grenzschicht zu induzieren. Basierend auf identischen Kennwerten im Scher-Lastfall, bietet die KS2-Probengeometrie die Möglichkeit den Einfluss einer steigenden Kopf-Zug-Belastung gezielt zu untersuchen. Der Belastungswinkel von 60° stellt aufgrund der Kombination von Normal- und Schäl-Beanspruchung den kritischsten Fall dar. Dieser Effekt verstärkt sich bei erhöhten Einsatztemperaturen. Daher sollten Hybridstrukturen so gestaltet werden, dass vornehmlich Schubbeanspruchungen in der Grenzschicht auftreten.



## 7 Analyse der prozessintegrierten Verbindungsausbildung eines Technologieträgers<sup>5</sup>

Zur Validierung der erzielten Ergebnisse wird der in der Dissertation von *Stallmeister* entwickelte Hybridbalken verwendet (vgl. Kapitel 4.3.3) [29]. Die Struktur des Technologieträgers ist besonders vorteilhaft, da diese einem „Doppel-T-Träger“ nachempfunden ist. Über eine querkraftinduzierte Biegung wird damit in der Grenzschicht zwischen GMT und Haftvermittler eine Schubbeanspruchung hervorgerufen. Darüber hinaus ist über die beidseitigen ebenen Metallgurte eine Extraktion von Shear-Edge-Proben und somit eine isolierte Bestimmung der Haftfestigkeit möglich.

Neben der Validierung der Ergebnisse aus Kapitel 5 und 6 kann für die bauteilähnliche Struktur die Korrelation zwischen der Haftfestigkeit und Tragfähigkeit des Bauteils ermittelt werden. Zusätzlich können die unterschiedlichen Haftvermittler- bzw. GMT-Typen von *Stallmeister* anhand der identischen Probengeometrie verglichen werden. Für die Gegenüberstellung wird eine Balkenkonfiguration mit einem 3 mm dicken Aluminiumblech verwendet.

### 7.1 Analyse der Haftfestigkeit

Im Einklang mit *Stallmeister* wird die Analyse der Haftfestigkeit mittels der SE-Methode in Abhängigkeit der Kavitätshöhe durchgeführt. Parallel zur Pressrichtung wird unterschieden, ob die SE-Proben am bodennahen Bereich der Kavität (unten, kurz: U), im mittleren Bereich (kurz: M) oder im stempelnahen Bereich (oben, kurz: O) extrahiert werden (vgl. Bild 4-21, S. 64). Dies ist darin begründet, dass *Stallmeister* für moderate Werkzeugtemperaturen ( $T_W$ : 100 °C) und eine werkzeuggebundene („\*“) Metallerwärmung ( $T_M$ : 86\* °C) eine Reduktion der Haftfestigkeit im stempelnahen Metallbereich (O) feststellen kann. Während die Haftfestigkeit des unteren (U: 13,4 MPa) und mittleren (M: 13,0 MPa) Bereichs nahezu identisch ist, ist diese im oberen (O: 7,3 MPa) Segment deutlich geringer. Erst für eine sehr hohe Werkzeugtemperatur ( $T_W$ : 130 °C,  $T_M$ : 117\* °C) ist die Festigkeit auf einem homogenen – und dazu höheren – Niveau (ca. 15 MPa) [29].

Zum Abgleich der Ergebnisse werden die Versuchspunkte von *Stallmeister* mit dem GMT PP-GF33 und *Powderbond*-HV wiederholt. Darüber hinaus werden Balken mit einer Werkzeugtemperatur von 50 und 80 °C und einer werkzeuggebundenen Erwärmung des Metalls („\*“) hergestellt, um die Entwicklung der Haftfestigkeit bei geringeren Temperaturniveaus zu analysieren. In allen Fällen werden die beschichteten Metallgurte ca. fünf Minuten vor Einlage des GMT in der Kavität platziert und über die Vakuuman-schlüsse fixiert, sodass ein homogenes Temperaturniveau im Metall entstehen kann.

---

<sup>5</sup> Die dargestellten Inhalte bzw. verwendeten Daten sind in Teilen der studentischen Arbeit [322] entnommen worden.

Da sich im Kapitel 5 eine externe Vorerwärmung des Metalls als besonders vorteilhaft dargestellt hat, werden zusätzlich die Versuchspunkte V6 ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 135 °C) und V7 ( $T_W$ : 100 °C,  $T_M$ : 180 °C) untersucht (vgl. Tabelle 5-8). Die dazu notwendige externe Erwärmungsvorrichtung wurde in Kapitel 4.3.3 vorgestellt. Zum Erreichen einer definierten Temperatur im Metall werden im Vorfeld Temperatur-Zeit-Kurven aufgenommen, indem Thermoelemente (TE) des Typs K auf die beschichtete Seite des Metalls aufgeschweißt werden. Für einen ausreichenden Stoffschluss im Schweißvorgang ist es notwendig, den Haftvermittler punktuell zu entfernen. Damit ist das TE zwischen dem Metallblech und der Erwärmungsvorrichtung angeordnet und das Blech liegt eben an der Kavitätswand an. Die resultierenden Temperatur-Zeit-Kurven für unterschiedliche Temperaturen der Heizvorrichtung sind in Bild 7-1 dargestellt.

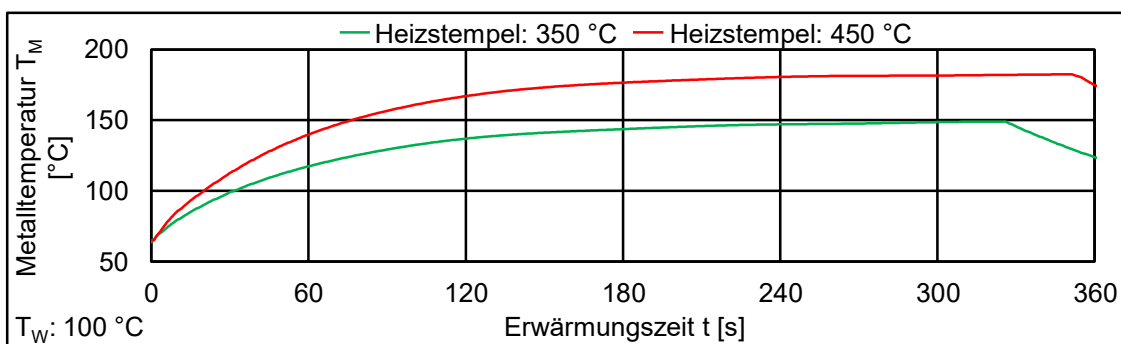


Bild 7-1: Resultierende Temperaturverläufe im Metallblech für unterschiedliche Temperaturen der Heizvorrichtung und einer Werkzeugtemperatur von 100 °C. Der Temperaturabfall stellt das thermische Verhalten nach Entnahme der Heizvorrichtung dar.

In der Betrachtung der aufgenommenen Temperatur-Zeit-Kurven fällt zunächst auf, dass die initiale Temperatur des Metalls deutlich geringer ist, als von *Stallmeister* angegeben (ca. 86 °C), obwohl das Blech bereits seit einigen Minuten über die Vakuumanschlüsse an die Kavitätswand fixiert wird [29]. Wird die Vakuumfixierung deaktiviert, erhöht sich die eigens gemessene Temperatur des Blechs auf ca. 83 °C, was wiederum dem von *Stallmeister* ermittelten Wert entspricht. Dieser Umstand kann auf die fertigungsbedingte Unebenheit des Aluminiumblechs zurückgeführt werden, da dieses durch den Tafelscherenbeschnitt mitunter stark deformiert wird. Auch wenn die Deformation weitestgehend über eine manuelle Bearbeitung rückgängig gemacht wird, scheint ein unvollständiger Kontakt zur Kavitätswand eine unterdruckbedingte Ansaugung der Umgebungsluft nach sich zu ziehen. Diese strömt am Blech vorbei und hat dadurch einen Kühleffekt.

Wird die Erwärmungsvorrichtung in die Kavität eingesetzt ( $t$ : 0 s), kommt es zu einer komplexen Temperaturwechselwirkung zwischen der Ausgangstemperatur des Metalls, dem Heizstempel, der Temperatur der Werkzeugwand, der Kühlwirkung der Vakuumfixierung sowie der verbleibenden Umgebungsluft. Trotz des geringen Abstands von ca. 2 mm zwischen der Oberfläche des Metalls und des Heizstempels führt eine Temperatur des Stempels von 350 °C nur zu einer maximalen Metalltemperatur von 150 °C ( $t$ : 5 min 30 s). Zur Erreichung einer Temperatur von 135 °C wird der 350 °C heiße Stempel ca. 2 min vor Einlage des GMT in die Kavität eingesetzt. Eine Zieltemperatur von 180 °C

kann erst mit einer Temperatur des Heizstempels von 450 °C erreicht werden (t: 5 min). In beiden Fällen ist der Temperaturabfall nach Entnahme des Heizstempels in Relation zur weiteren Verarbeitungszeit vernachlässigbar klein, da unmittelbar nach der Entnahme durch einen zweiten Bediener das GMT eingelegt wird.

Die resultierenden Scherfestigkeiten  $\tau_H$  (pro Position bzw. Gesamtfestigkeit G) sind inklusive der jeweiligen Standardabweichungen und unter Angabe des dominierenden Versagensverhalten in Tabelle 7-1 dargestellt. Dabei stellt der angegebene Kennwert eine Mittelung aller bestimmter Haftfestigkeiten der jeweiligen Position in Kavitätslängsrichtung dar (y-Achse, vgl. Bild 4-18 c). Pro Konfiguration werden zwischen drei und sechs Hybridgurte charakterisiert. Im Einklang mit *Stallmeister* wird kein Unterschied zwischen Ober- und Untergurt des Hybridbalkens festgestellt (vgl. Bild 4-17). Auf eine gesonderte Darstellung der Positionsabhängigkeit wird verzichtet. In Analogie zu *Stallmeister* kann jedoch berichtet werden, dass tendenziell die höchsten Festigkeiten in der Mitte der Kavität erreicht werden [29]. Dieses Verhalten kann auf eine inhomogene Temperaturverteilung in der Kavitätswand zurückgeführt werden. Über den Einsatz eines Thermoelements des Typs K ( $T_W$ : 100 °C), das mithilfe eines integrierten Magneten an der Kavitätswand befestigt wird, wird in der Mitte eine Wandtemperatur von ca. 95 °C und an den Enden eine Temperatur von ca. 85 °C gemessen.

**Tabelle 7-1:** *Ermittelte Scherfestigkeiten  $\tau_H$  der SE-Proben in Abhängigkeit der Kavitätsposition (O: Oben, M: Mitte, U: Unten, G: Gesamt) für unterschiedliche Kombinationen der Werkzeug- und Metalltemperatur ( $T_W$  bzw.  $T_M$ ). Zusätzliche Angabe des dominierenden Versagensverhaltens sowie der jeweiligen Standardabweichung. Abkürzungen: „Ad. GMT“: Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum GMT, „Kohäsion“: Kohäsionsversagen des HV, „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavitätswand (t: 5 min).*

	Temperaturkonfiguration		Festigkeit $\tau_H$				Versagen
	$T_W$	$T_M$	O	M	U	G	
Einheit / Durchlauf	°C		MPa				-
B1	50	30*	0,7 (± 1,6)	4,0 (± 4,2)	13,1 (± 3,7)	6,0 (± 6,8)	Ad. GMT
B2	80	50*	9,4 (± 3,5)	17,0 (± 2,1)	16,9 (± 1,9)	14,4 (± 4,6)	Ad. GMT
B3	100	65*	14,6 (± 3,0)	18,8 (± 1,6)	18,2 (± 3,3)	17,1 (± 3,6)	Ad. GMT
B4	100	135	18,0 (± 2,3)	20,5 (± 1,5)	19,0 (± 1,3)	19,2 (± 2,2)	Ad. GMT
B5	100	180	20,0 (± 2,1)	21,8 (± 1,1)	21,3 (± 1,7)	21,0 (± 1,9)	Kohäsion
B6	130	88*	17,3 (± 2,5)	19,1 (± 1,7)	19,0 (± 1,7)	18,2 (± 2,3)	Ad. GMT

Die Temperaturkonfigurationen, in denen eine Erwärmung des Metalleinlegers über die Werkzeugwand erfolgt („\*“), stellen den thermischen Zustand unter Wirkung der Vakuumfixierung dar. Es ist davon auszugehen, dass durch die Füllung der Kavität mit GMT die Gurte stärker an die Werkzeugwand gepresst werden und somit eine zusätzliche Temperaturerhöhung bzw. das Ausbleiben der „Vakuumkühlung“ stattfindet.

In der Betrachtung der resultierenden Kennwerte in Tabelle 7-1 kann die von *Stallmeister* beobachtete Abhängigkeit der Verbindungsfestigkeit von der Kavitätshöhe grundsätzlich bestätigt werden. *Stallmeister* erklärt dieses Verhalten u.a. mit der Einlage bzw. Fließbewegung des GMT. Das erwärmte Material ist in der Einlagesituation vornehmlich mit dem oberen Segment des Metalleinlegers in Kontakt (vgl. Bild 4-19 b). Durch die vergleichsweise lange Schließzeit des Werkzeugs (ca. 10 s) kommt es zu einer Abkühlung der äußersten GMT-Schicht und damit aufgrund der zu geringen thermischen Energie zu einer ungenügenden Verbindungsausbildung. Im mittleren bzw. unteren Bereich der Metallgurte wird hingegen durch die resultierende Fließbewegung Material mit einer hohen Kerntemperatur in Kontakt mit dem HV gebracht [29]. Diese Erklärung stimmt mit den Erkenntnissen hinsichtlich des Fertigungsszenarios „Fließpressen“ bei geringen Metalltemperaturen aus Kapitel 5.6 überein.

In Analogie zu [29] sind die Haftfestigkeiten der mittleren und unteren Bereiche des Metalls i.d.R. auf dem gleichen Niveau. Eine deutliche Ausnahme bildet der Versuchspunkt mit der geringsten Werkzeug- bzw. Metalltemperatur (vgl. B1). Hier scheint die Temperatur des Metalls bzw. der Haftvermittlerschicht so gering zu sein, dass nur im unteren Bereich eine verhältnismäßig hohe Haftfestigkeit wirkt. Ebenfalls kann beobachtet werden, dass die Haftfestigkeiten mit zunehmendem Werkzeugtemperaturen ansteigen. Damit einher geht eine Homogenisierung der Festigkeiten sowie eine Reduktion der Standardabweichungen über den gesamten Hybridgurt.

Gegenüber einer werkzeuggebundenen Erwärmung der Metallgurte (vgl. B3) kann über die externe Erwärmung der Metallgurte (vgl. B4 bzw. B5) eine Steigerung bzw. Homogenisierung des Festigkeitsniveau erzielt werden. Besonders vorteilhaft scheint dabei die höhere Vorwärmtemperatur  $T_M$ : 180 °C zu sein. Auch eine Erhöhung der Werkzeugtemperatur auf  $T_W$ : 130 °C führt zu einer Optimierung der Tragfähigkeit (vgl. B6), jedoch ist diese unterhalb des Versuchspunkts B4 einzuordnen.

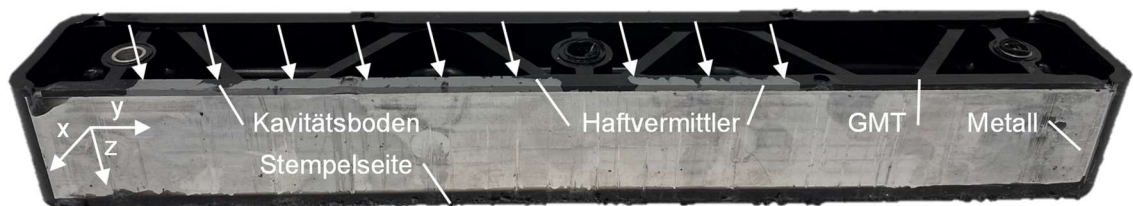
Hinsichtlich der quantitativen Ausprägung der Tragfähigkeit können im Vergleich zu den Ergebnissen von *Stallmeister* (siehe S. 137) deutlich höhere Haftfestigkeiten erzielt werden. Zu beachten ist, dass Stallmeister in seinen Untersuchungen den Haftvermittler *nolax A21.4500* und das GMT PP-GF52 nutzt. In Bezugnahme auf die identische Herangehensweise zur Bauteilherstellung werden um 51 % (vgl. B3) bzw. um 21 % (vgl. B6) höhere Gesamttragfähigkeiten (G) der SE-Proben beobachtet [29].

Werden die ermittelten Kennwerte auf die durchgeführte Studie im Fertigungsszenario „Formpressen“ mit dem ebenen Hybridkörper bezogen, fällt auf, dass die Gesamttragfähigkeiten G der Hybridgurte für vergleichbare Versuchspunkte geringere Tragfähigkeiten und mitunter ein unterschiedliches Versagensverhalten aufweisen (vgl. Kapitel 5.5 bzw. Tabelle 5-8, S. 104). Die werkzeuggebundene Erwärmung im Formwerkzeug des ebenen Hybridkörpers bei  $T_W$ : 100 °C (Versuchspunkt V5) führt bspw. zu einer Haftfestigkeit von ca. 20,5 MPa. Die Gesamttragfähigkeit des Versuchspunkts B3 ist um 16,6 % geringer. Die prozentuale Abweichung sinkt, wenn eine Vorerwärmung des Metallgurts stattfindet (vgl. B4: -12,7 %, Referenz V6: 22,0 MPa u. B5: -4,5 %, Referenz V7: 22,2 MPa).

Dieser Umstand kann mit den reduzierten Metalltemperaturen durch die erwähnte Kühlwirkung der Vakuumfixierung vor dem Formgebungsprozess begründet werden. Besonders deutlich wird die temperaturbedingte Haftfestigkeitsminderung bei den Versuchspunkten B4 und B6. Eine Vorwärmung auf  $T_M$ : 135 °C ( $T_W$ : 100 °C) führte für die Geometrie des ebenen Hybridkörpers zu einem Kohäsionsversagen des Haftvermittlers (V6, S. 104). Offensichtlich war die thermische Energie in der Grenzschicht derartig hoch, dass eine ausreichend starke Interaktion zwischen GMT und HV stattgefunden hat, so dass der HV den Schwachpunkt der Verbindung dargestellt hat. Im Versuchspunkt B4 wird hingegen ein Adhäsionsversagen des HV zum GMT beobachtet.

Die Verbindungsfestigkeit des ebenen Hybridkörpers wird bei einer Werkzeugtemperatur von 130 °C durch die Kohäsionsfestigkeit des GMT begrenzt (vgl. V13,  $T_M$ : 115\* °C). Da der nächstliegende Versuchspunkt V10 ( $T_W$ : 120 °C,  $T_M$ : 105\* °C) ein Kohäsionsversagen des HV aufweist, ist für den Versuchspunkt V13 ebenfalls eine ausreichende Durchmischung zwischen GMT und HV zu erwarten, sodass bei erhöhter Substratfestigkeit des GMT ein Kohäsionsversagen auftreten würde (vgl. Tabelle 5-8, S. 104). Der Versuchspunkt B6 des Hybridbalkens weist jedoch ein Adhäsionsversagen zum GMT auf, sodass auch hier die thermische Energie zu gering war für eine ausreichende Haftfestigkeit der artgleichen Polymere.

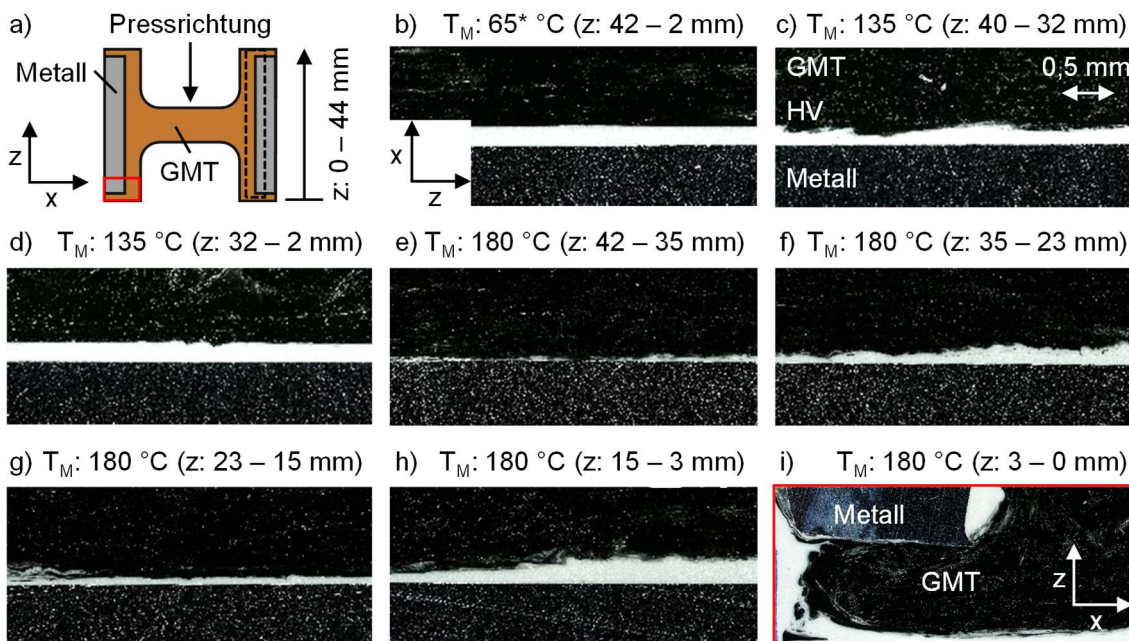
Damit stellt der Versuchspunkt B5 den einzigen durchgeführten Versuchspunkt dar, bei dem primär ein Kohäsionsversagen des HV aufgetreten ist. Die hergestellten Hybridbalken weisen jedoch Auffälligkeiten nach der Herstellung auf. Am Boden des Hybridbalkens bzw. an den Kanten der Hybridgurte bestehen unregelmäßige, aber sehr deutliche Rückstände des Haftvermittlers (vgl. Bild 7-2). Dies ist zunächst unerwartet, da eine Füllsimulation mit der Software *3DTIMON* lediglich Scherraten im Bereich von 50-150 s<sup>-1</sup> prognostiziert. Auf Basis der Erkenntnisse bzgl. des ebenen Hybridkörpers (vgl. Kapitel 5.6) bzw. der adaptierten KS2-Geometrie (vgl. Kapitel 6.3) sollten Scherraten in diesem Bereich keine derartig starke Verdrängung des HV bewirken.



**Bild 7-2:** Unteransicht des Hybridbalkens (Kavitätsboden) und Kennzeichnung von unregelmäßigen Ansammlungen des Haftvermittlers an den Kanten des Metalls.

Zur Erlangung eines erweiterten Verständnisses über die Verdrängung des Haftvermittlers werden Schliffbilder der intakten Verbindung ausgewertet. Zur Einordnung des Versuchspunktes B5 ( $T_M$ : 180 °C) werden die Versuchspunkte B3 ( $T_M$ : 65\* °C) und B4 ( $T_M$ : 135 °C) herangezogen (vgl. Bild 7-3). Die Versuchspunkte B3-B5 werden alle bei einer Werkzeugtemperatur von 100 °C angefertigt. Grundsätzlich zeigt sich das aus Kapitel 5.5 bekannte Verhalten der Grenzschicht. Für geringe Metalltemperaturen ( $T_M$ : 65\* bzw. 135 °C) zeigt sich keine bis geringfügige Interaktion zwischen dem GMT und der

HV-Schicht (vgl. Bild 7-3 b u. d). Auffällig ist für die Metalltemperatur  $T_M$ : 135 °C, dass der stempelnaher Bereich des Metalls von diesem Verhalten abweicht und eine ca. 8 mm lange, raue HV-Schicht zu beobachten ist (vgl. Bild 7-3 c). Dieses Verhalten ist nicht durch die Fließbewegungen des GMT, sondern durch den Einlageprozess kurz nach der Entnahme der Heizvorrichtung zu begründen. Zur Gewährleistung einer vollständigen Füllung der Kavität haben die GMT-Zuschnitte (PP-GF33) eine nominelle Breite von 46 mm, wohingegen der Abstand der Metallgurte nur einen Abstand von 44 mm aufweist. Dadurch kommt es während der Einlage des erhitzten GMT zu einem Kontakt und einer Relativbewegung zum beschichteten Metall. Ähnliches kann *Stallmeister* in seiner Arbeit feststellen [29].



**Bild 7-3:** Schlifffbilder des Hybridbalkens zur Beurteilung der Grenzschrift. a) schematische Darstellung des Hybridbalkens und Kennzeichnung der Auswertebereiche für die Auswertung und Kennzeichnung des Hauptauswertebereichs (schwarz, b-h) bzw. eine Ansicht des Bodenbereichs (rot, i). b-i) Schlifffbilder der jeweiligen Temperaturkombinationen. Die Angabe der z-Koordinaten stellt den Bereich dar, welcher jeweils repräsentativ durch das illustrierte Schlifffbild gezeigt wird.

Für eine Metalltemperatur von 180 °C wird der beschriebene Effekt im obersten Bereich des Metalls (z: 42-35 mm, vgl. Bild 7-3 e) derartig verstärkt, dass die resultierende Schichtdicke des HV nur noch sehr dünn ist (ca. 40 µm). Folgend regeneriert sich der HV-Bestand (z: 35-23 mm, vgl. Bild 7-3 f), bevor es ab ca. Mitte der Höhe zu einer erneuten Reduktion kommt (z: 23-15 mm, vgl. Bild 7-3 g). Im Verhältnis zum unmittelbaren Einlegebereich, ist die verbleibende Schichtdicke aber weitaus höher. Im kavitätsnahen Bereich kommt es zu einer Akkumulation des HV, der durch die Fließbewegung des GMT begründet werden kann (z: 15-3 mm, vgl. Bild 7-3 h).

Das Bild 7-3 i) weicht von der bisherigen Darstellung ab und weist eine Rotation des Koordinatensystems auf. Damit kann der in Bild 7-2 hervorgehobene Bereich der HV-Akkumulation vollständig im Schlifffbild abgebildet werden. Deutlich wird hierbei, dass es keine direkte Verbindung zwischen dem HV auf dem Metall und der äußeren Schicht des



HV am GMT gibt. Dieser Umstand kann damit begründet werden, dass sich durch die Einlage sowie die allgemeine Fließbewegung der HV an der Fließfront ansammelt und das GMT anschließend den Metalleinleger umfließt.

In Relation zu der durchgeführten SE-Prüfung kann die Verdrängung des HV im oberen Bereich des Metalls dahingehend ins Verhältnis gesetzt werden, dass nur bei 2 von 24 Proben des oberen Segments (O) ein Adhäsionsversagen zum Metall mit einer geringen Festigkeit aufgetreten ist (1: 16,2 MPa, 2: 6,1 MPa). Dementsprechend scheint eine kritische Reduktion der Tragfähigkeit nur in Ausnahmefällen aufzutreten.

In Summe kann von einer guten Übertragbarkeit der bisher erzielten Ergebnisse auf die Verbindungsausbildung des Technologiedemonstrators ausgegangen werden. Wird ausschließlich eine werkzeuggebundene Erwärmung des Metalls durchgeführt, muss berücksichtigt werden, dass im Zuge der Vakuumfixierung eine Beeinflussung der wirkenden Metalltemperatur in den Gurten des Hybridbalkens auftritt. Gegenüber dem ebenen Hybridkörper bzw. der KS2-Probe ist die thermische Energie deutlich geringer, so dass als Konsequenz eine geringere Verbindungsfestigkeit zu beobachten ist. Für eine externe Vorerwärmung des Metalls ergeben sich deutliche Verbesserungen gegenüber einer werkzeuggebundenen Erwärmung und die Haftfestigkeit ist auf dem Niveau der zuvor genutzten Prüfkörper.

Im Kontext eines wirtschaftlichen Serienprozesses können durch die externe Vorerwärmung die Zykluszeiten deutlich reduziert werden. Je nach Einlegesituation des Metalls und Fließbewegung des GMT ist jedoch zu beachten, dass eine Verdrängung der schmelzflüssigen Haftvermittlerschicht möglich sein kann. Diese Verdrängung konnte beim Hybridbalken wie beim „Fließpressen“ der ebenen Hybridkörper und der Fertigung der KS2-Prüfkörper beobachtet werden. Es wird jedoch erneut festgestellt, dass bereits eine sehr dünne Schicht des Haftvermittlers für eine reproduzierbar hohe Verbindungsfestigkeit ausreicht.

## 7.2 Analyse des Strukturverhaltens

Aus der Literatur ist bekannt, dass eine stoffschlüssige Verbindung bzw. die Optimierung der Haftfestigkeit i.d.R. höhere Tragfähigkeiten einer Struktur nach sich ziehen [17, 18, 24, 29, 79, 84, 96, 103–106]. *Roth et al.* prognostizieren für einen schalenförmigen Hybridträger eine Zunahme der Energieaufnahme um bis zu 50 %, wenn das Werkstoffpotenzial durch eine optimierte Haftfestigkeit voll ausgenutzt werden kann [79]. *Zhao und Ehrenstein et al.* können für den *Erlanger Träger* bedeutend höhere Steifigkeiten, Festigkeiten und Energieaufnahmen in der Biege- und Torsionsprüfung verzeichnen, wenn die Haftfestigkeit der hybriden Komponente höher ist [18, 103]. Die Ergebnisse werden von *Hoffmann et al.* durch eine Torsionsprüfung des *Berliner Trägers* bestätigt, da die stoffschlüssige Verbindung höhere Torsionssteifigkeiten und -momente sowie eine gesteigerte Energieaufnahme nach sich zieht [105]. Ebenso kann *Stallmeister* für den vorliegenden Hybridbalken (*Paderborner Träger*) eine Steigerung der Energieaufnahme in

der Biegeprüfung um 42 % beobachten, wenn die Haftfestigkeit von 11,3 MPa auf 15,0 MPa gesteigert wird. Die Biegefestigkeit der Struktur wird im Zuge dessen nur um 6 % erhöht. In diesem Kontext ist anzumerken, dass *Stallmeister* eine Balkenkonfiguration mit einem 1,5 mm dicken Stahlblech (HX340LAD) verwendet. Der Autor begründet die Limitierung der Biegefestigkeit mit einem Substratversagen der FKV-Struktur [29].

Die verhältnismäßig geringe Steigerung der Biegefestigkeit wirft die Vermutung auf, dass die Optimierung der Tragfähigkeit von Hybridstrukturen nur bis zu einem gewissen Grad durch die Erhöhung der Haftfestigkeit möglich ist. Bereits in einer vorherigen Arbeit stellt *Grujicic et al.* fest, dass für eine generische Hybridstruktur aus der Automobilkarosserie ab einer Haftfestigkeit von 10 MPa keine weitere Steigerung der Festigkeit erwartbar ist [24]. In der Publikation von *Harhash et al.* wird eine Crashbox auf Basis eines Faser-Metall-Laminats unter einer axialen Belastung analysiert. Dabei wird die Höhe der Haftfestigkeit ( $\tau_H$ : 0; 5,2; 10,7 MPa) variiert. Während die Haftfestigkeit von 5,2 MPa eine deutliche Steigerung der Energieaufnahme nach sich zieht, weist die Konfiguration mit einer Verbindungsfestigkeit von 10,7 MPa eine nur geringfügige Optimierung auf. Ein ähnlicher Trend lässt sich für die gemittelte Strauchkraft erkennen [106].

Die Tragfähigkeit des Hybridbalkens wird im Folgenden anhand der maximal erzielbaren Kraft in der Biegeprüfung  $F_{\max}$  (Biegefestigkeit) und der Energieaufnahme  $W_B$  bewertet. Bevor mit der Bildung einer Korrelation zwischen den genannten Bewertungskriterien und der Haftfestigkeit für die spezifischen Struktur begonnen wird, wird in einer vorge-schalteten Studie die Tragfähigkeit einer solitären GMT-PPGF33-Balkenstruktur ohne Metallverstärkung bestimmt. Dies schafft die Basis, um die Wirkung der beidseitigen Metallverstärkung für den genutzten GMT-Typ zu beurteilen, sowie die eigenen Kennwerte in Verhältnis mit denen von *Stallmeister* zu setzen. In dessen Arbeit wird der Balken stets mit dem GMT des Typs PP-GF52 hergestellt [29]. Darüber hinaus kann untersucht werden, inwiefern die aus Kapitel 5 herausgearbeitete Hypothese, dass zu hohe Temperaturen des Formwerkzeugs einen negativen Einfluss auf die Substratfestigkeit haben, auf den Technologiedemonstrator übertragen werden können. Ein weiterer Vorteil ist die Möglichkeit, das Bruchverhalten des GMT unter der Biegebelastung beurteilen zu können, ohne dass die Druck- bzw. Zugseite durch die Metallbleche verdeckt werden.

Der Vergleich zwischen den Haftfestigkeitseigenschaften zu der Biegefestigkeit bzw. Energieaufnahme der Bauteilstruktur wird im Wesentlichen auf Basis der in Kapitel 7.1 genutzten Kombinationen von Werkzeug- und Metalltemperatur durchgeführt. Zusätzlich wird eine Konfiguration des Hybridbalkens ohne Haftvermittler untersucht, um die Tragfähigkeit ohne nennenswerte Adhäsionskräfte beurteilen zu können.

Für ausgewählte Prozessparameter wird nachfolgend evaluiert, inwiefern sich das Tragverhalten der Struktur unterscheidet, wenn der Fasergehalt des eingesetzten GMT-Typs variiert wird. Statt des primär in dieser Arbeit genutzten GMT PP-GF33 wird wie in der Arbeit von *Stallmeister* die Variante GMT PP-GF52 eingesetzt [29]. Da aus Kapitel 5.5.4.2 u. Kapitel 6.1 bekannt ist, dass die Haftfestigkeiten für die GMT-Typen nahezu identisch sind, ist eine isolierte Bewertung des Einflusses des Fasergehalts möglich.



Abschließend wird für eine identische Parameter- und Materialkombination die Tragfähigkeit der Struktur unter einer erhöhten Einsatztemperatur bewertet. In Kapitel 5 bzw. Kapitel 6 ist ermittelt worden, dass die Haftfestigkeit bei einer Umgebungstemperatur von +80 °C um bis zu 50 % reduziert wird. Mit der Bauteilcharakterisierung kann eine Aussage getroffen werden, ob eine derartig starke Reduktion der Haftfestigkeit einen signifikanten Einfluss auf das Bauteilverhalten hat.

### 7.2.1 Tragfähigkeit einer solitären GMT-Balkenstruktur

Grundsätzlich gilt die Hypothese, dass die maximale Leistungsfähigkeit einer Hybridstruktur erreicht werden kann, wenn das Werkstoffpotenzial aller Konstituenten ausgenutzt wird. In der Parameterstudie zur Optimierung der Verbindungsfestigkeit konnte festgestellt werden, dass eine zu hohe Werkzeugtemperatur zu einem vorzeitigen Substratversagen des GMT geführt hat (vgl. Kapitel 5). Um diese Beobachtung für eine bauteilähnliche Struktur zu validieren, wird für erhöhte Werkzeugtemperaturen (100, 120 u. 130 °C) die isolierte Tragfähigkeit  $F_{\max}$  der GMT-Balkenstruktur bewertet (vgl. Tabelle 7-2). Sollte eine negative Beeinflussung vorliegen, wird auf eine weitere Anfertigung des Hybridbalkens mit erhöhten Werkzeugtemperaturen verzichtet. Damit soll sichergestellt werden, dass eine möglichst isolierte Bewertung des Einflusses der Haftfestigkeit auf das Bauteilverhalten gewährleistet wird.

Es ist deutlich zu erkennen, dass für  $T_W$ : 100 °C die höchsten Tragfähigkeiten erzielt werden können. Für eine hohe Temperatur von  $T_W$ : 130 °C werden die Biegefestigkeit und Energieaufnahme gleichermaßen um ca. 20 % reduziert. Die Ergebnisse bei  $T_W$ : 120 °C spiegeln den beobachteten Trend wider, wobei die Biegefestigkeit weniger stark beeinflusst wird. In Bezug auf das von *Stallmeister* verwendete GMT mit einem höheren Fasermassengehalt (PP-GF52) sind Festigkeit und Energieaufnahme, wie zu erwarten, geringer ( $F_{\max}$ : 8,6 kN,  $W_B$ : 32,7 J) [29].

*Tabelle 7-2: Biegefestigkeit und Energieaufnahme solitärer GMT-Balken (PP-GF33) in Abhängigkeit ausgewählter, hoher Werkzeugtemperaturen. Angabe der Abweichungen beziehen sich auf die Kennwerte bei  $T_W$ : 100 °C.*

	$T_W$	Festigkeit $F_{\max}$	Abw.	Energie $W_B$	Abw.
Einheit / Durchlauf	°C	kN	%	J	%
GB1	100	5,0 ( $\pm 0,4$ )	0	19,7 ( $\pm 2,6$ )	0
GB2	120	4,4 ( $\pm 0,4$ )	-11,1	16,3 ( $\pm 3,1$ )	-17,1
GB3	130	4,0 ( $\pm 0,6$ )	-19,8	15,9 ( $\pm 1,4$ )	-19,0

Durch die querkraftinduzierte Biegebelastung entsteht an der Auflagerebene – im Folgenden als „Zugseite“ deklariert – eine Zugbeanspruchung, die wiederum ab den dargestellten Schwellenwert der Biegefest einen Riss einleitet. Folgend breitet sich der Riss über die Mittelstruktur aus (vgl. Bild 7-4). Details zum Versagensverhalten des GMT können der Arbeit von *Stallmeister* entnommen werden [29].

Aus den erzielten Ergebnissen lässt sich die in Kapitel 5 formulierte Verarbeitungsrichtlinie für die prozessintegrierte Verbindungsausbildung bestätigen. Die Werkzeug-

temperatur zur Herstellung von GMT-basierten Hybridstrukturen sollte nicht zu hoch gewählt werden, da es ansonsten zu einer Begrenzung der Leistungsfähigkeit der FKV-Komponente kommt. Zur Erreichung einer ausreichenden Haftfestigkeit sollte eine werkzeuggebundene Erwärmung des Metalls mit  $T_W > 100\text{ °C}$  vermieden werden. Ist die thermische Energie für die Verbindungsausbildung mit diesem Vorgehen ungenügend, ist eine zusätzliche externe Erwärmung des Metalls einzusetzen (vgl. Kapitel 7.1).

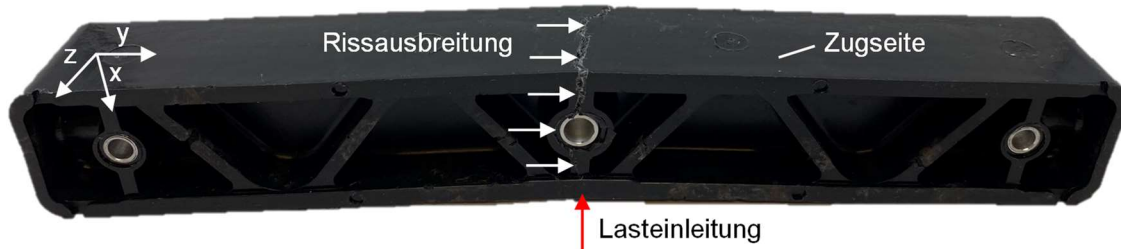


Bild 7-4: Darstellung des Versagensverhaltens eines solitären GMT-Balkens in der 3-Punkt-Biegeprüfung.

### 7.2.2 Analyse des Bauteilverhaltens in Abhängigkeit der Haftfestigkeit

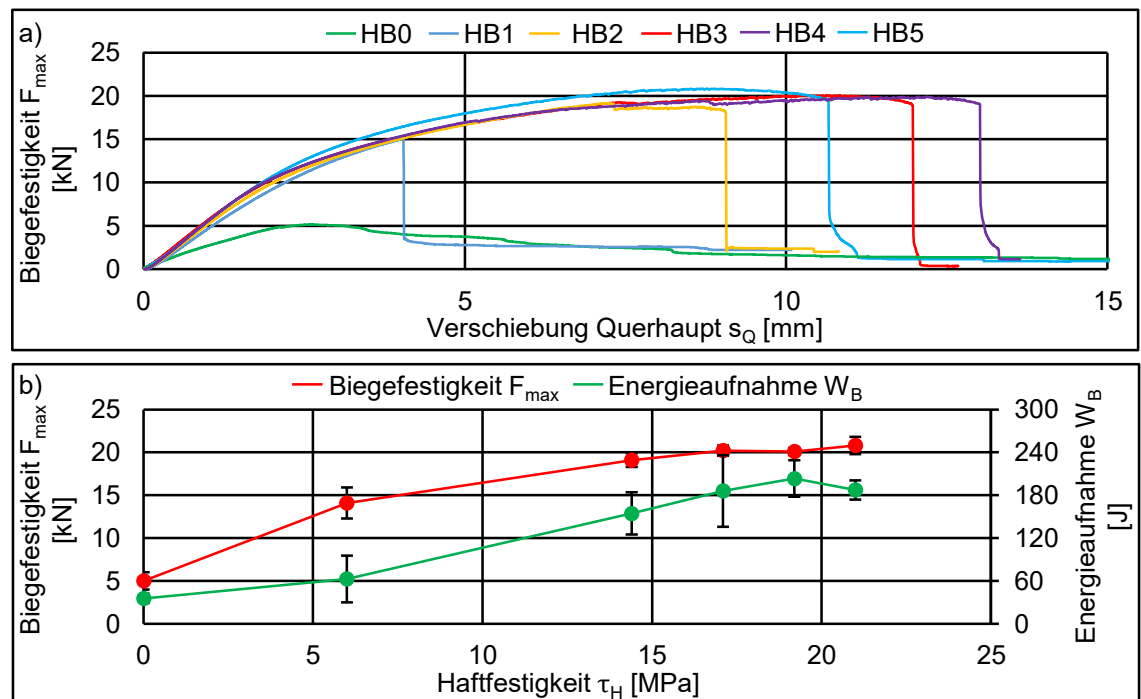
Auf Basis der in Kapitel 7.2.1 erzielten Erkenntnisse soll untersucht werden, inwiefern die unterschiedlichen Haftfestigkeiten die Tragfähigkeit der Bauteilstruktur bedingen. Auf die Verwendung der Temperaturkonfiguration B6 ( $T_W$ :  $130\text{ °C}$ , vgl. Tabelle 7-1) verzichtet, da diese zu einer Minderung der Substratfestigkeit des GMT führt. Stattdessen wird eine Balkenkonfiguration (B0) ohne Haftvermittler verwendet. Wird versucht aus diesem Hybridbalken SE-Proben zu extrahieren, verlieren diese bereits bei der Aufbereitung die Haftfestigkeit. Daher wird vereinfacht von einer Haftfestigkeit von „0 MPa“ ausgegangen. Für alle anderen Temperaturkonfigurationen aus Tabelle 7-1 werden Hybridbalken hergestellt und in der bekannten *3-Punkt-Biegung* charakterisiert. Pro Konfiguration werden die Biegefestigkeit, Energieaufnahme sowie das Versagensverhalten analysiert (vgl. Tabelle 7-3). Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe der jeweiligen Versuchsreihen sind in Bild 7-5 a) dargestellt. Die grafische Visualisierung der Korrelation zwischen Haftfestigkeit und Biegefestigkeit bzw. Energieaufnahme erfolgt in Bild 7-5 b).

Trotz beidseitiger Metallverstärkung ist die Biegefestigkeit des Hybridbalkens ohne Haftvermittler identisch zum solitären GMT Balken. Immerhin kann die Energieaufnahme verdoppelt werden (vgl. Tabelle 7-3, HB0 u. Tabelle 7-2, GB1). Zu beachten ist, dass der solitäre GMT-Balken eine höhere GMT-Masse aufweist, da das fehlende Volumen des Metalls in der Fertigung kompensiert werden musste.

Das Bauteilverhalten ist durch die quasi nicht vorhandene Haftfestigkeit zwischen den artverschiedenen Werkstoffen zu begründen, wodurch die grundsätzliche Bedeutung der Haftfestigkeit für die Tragfähigkeit einer Hybridstruktur unterstrichen wird. Alle Balken versagen durch ein Ablösen des Metalls vom GMT auf der Zugseite sowie einen Riss des GMT (vgl. Bild 7-6 a). Für Details zum Versagensverhalten der Hybridbalken, insbesondere für unterschiedliche Verhältnisse der Haftfestigkeitseigenschaften, wird erneut auf [29] verwiesen.

**Tabelle 7-3:** Darstellung der Biegefestigkeit und Energieaufnahme für unterschiedliche Temperaturkonfigurationen bzw. Haftfestigkeiten (vgl. Tabelle 7-1). Zusätzliche Angabe der quantitativen Verteilung des Versagensverhaltens. Unterschieden wird zwischen einem Adhäsionsversagen des GMT zum HV („(Gurt-)Ablösung“), Riss des Metalls („Gurtriss“) und einem isolierten Substratversagen des GMT („GMT“).

	$T_W$	$T_M$	Festigkeit $\tau_H$	Festigkeit $F_{max}$	Energie $W_B$	Versagen
Einheit / Durchlauf	°C		MPa	kN / %	J / %	-
HB0 (kein HV)	100	65*	0	5,0 ( $\pm 1,0$ )	35,6 ( $\pm 6,3$ )	Ablösung (4/4) GMT (4/4)
HB1	50	30*	6,0	14,1 ( $\pm 1,8$ )	62,7 ( $\pm 32,8$ )	Ablösung (4/4) GMT (4/4)
HB2	80	50*	14,4	19,1 ( $\pm 0,8$ )	154,5 ( $\pm 29,5$ )	Ablösung (3/4) Gurtriss (1/4) GMT (4/4)
HB3	100	65*	17,1	20,2 ( $\pm 0,6$ )	185,9 ( $\pm 50,2$ )	Ablösung (3/6) Gurtriss (3/6) GMT (6/6)
HB4	100	135	19,2	20,1 ( $\pm 0,4$ )	203,3 ( $\pm 25,5$ )	Gurtriss (4/4) GMT (4/4)
HB5	100	180	21,0	20,8 ( $\pm 1,0$ )	187,5 ( $\pm 13,4$ )	Gurtriss (3/5) GMT (5/5)



**Bild 7-5:** a) repräsentative Kraft-Weg-Verläufe in der 3-Punkt-Biegeprüfung für die jeweiligen Versuchsreihen, b) Visualisierung der Korrelation zwischen Haftfestigkeit und Biegefestigkeit bzw. Energieaufnahme des Hybridbalkens auf Basis von Tabelle 7-3. Die Fehlerindikatoren stellen die Standardabweichung pro Versuchspunkt dar.

Bereits ab einer gemittelten Haftfestigkeit von 6 MPa (vgl. HB1) ist eine signifikante Steigerung der Biegefestigkeit um 183 % (14,1 kN) zur Referenz HB0 möglich, wohingegen die Energieaufnahme nur um 76 % (62,7 J) gesteigert wird. Das Bruchverhalten ist identisch zu HB0 (vgl. Bild 7-6 a). Auffällig ist der schlagartige Abfall der gemessenen

Prüfkraft. Nach *Stallmeister* ist dies auf den Verlust der Adhäsion zwischen GMT und HV zurückzuführen [29]. Die Resttragfähigkeit ist anschließend auf dem Niveau der HB0-Konfiguration (vgl. Tabelle 7-3 u. Bild 7-5).

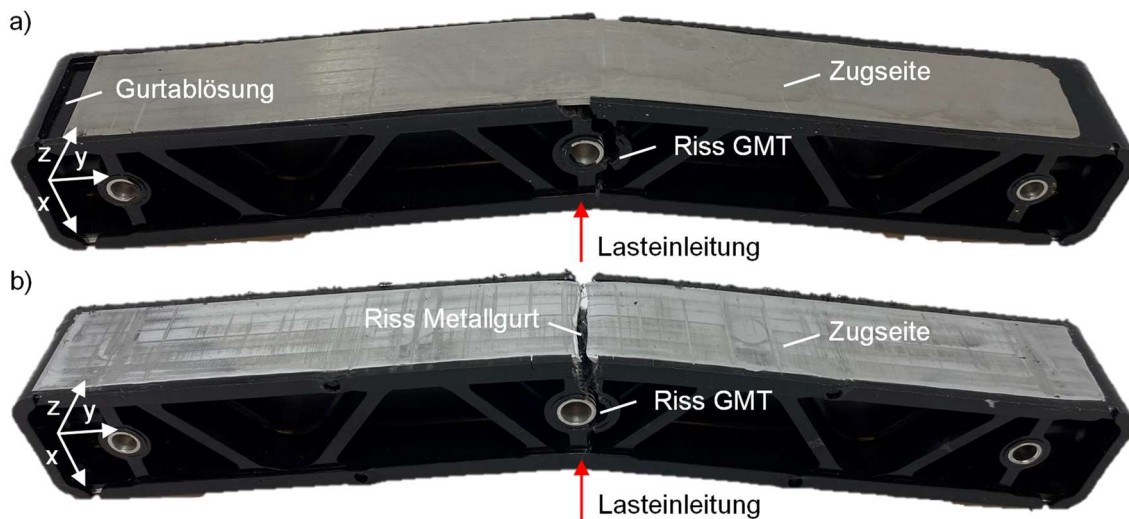


Bild 7-6: Kennzeichnung des Versagensverhaltens des Hybridbalkens bei einer 3-Punkt-Biegeprüfung a) Gurtablösung, b) Gurtriss.

Die Intensität der beobachteten Entwicklung der Tragfähigkeiten kehrt sich für den Versuchspunkt HB2 um. Bei einer mehr als doppelt so großen Haftfestigkeit (14,4 MPa) beträgt die Änderung der Biegefestigkeit zum vorherigen Versuchspunkt HB1 nur noch 36 %. Dafür ist die Energieaufnahme mit 147 % deutlich größer (vgl. Tabelle 7-3 u. Bild 7-5). Während das Versagensverhalten größtenteils identisch zu den Punkten HB0 und HB1 ist, tritt bei einem Hybridbalken ein Riss des Metalls auf der Zugseite auf. Offensichtlich kann die verwendete Temperaturkonfiguration ( $T_W$ : 80 °C,  $T_M$ : 50 °C) in Ausnahmefällen zu so einer starken Haftfestigkeit führen, dass ein Substratversagen des Metalls vor einem Versagen der Grenzschicht auftritt (vgl. Bild 7-6 b).

Die weitere Steigerung der Haftfestigkeit auf 17,1 MPa (HB3) führt nur noch zu einer minimalen Erhöhung der Biegefestigkeit (6 %). Auch die weitere Steigerung der Energieaufnahme scheint begrenzt (20 %). Deutlicher wird hingegen, dass nun in 50 % der Fälle ein Riss des Aluminiums auftritt. Für eine Haftfestigkeit von 19,2 MPa ist keine weitere Steigerung der Tragfähigkeit der Struktur mehr möglich. *Stallmeister* begründet dieses Verhalten mit dem Versagen des GMT auf der Zugseite. Analog zu seinen Ergebnissen ist in dieser Arbeit jedoch eine weitere – wenn auch moderate – Erhöhung der Energieaufnahme möglich [29]. Dafür tritt nun in jedem Fall ein Riss des Metallgurts auf (vgl. Tabelle 7-3 u. Bild 7-5).

Die höchste Verbindungsfestigkeit (21,0 MPa) führt zu keiner signifikanten Erhöhung der Festigkeit. Auffällig ist der prinzipielle Kraft-Weg-Verlauf, die resultierende Energieaufnahme sowie das jeweilige Versagensverhalten der Hybridbalken. Während die Konfigurationen HB1-HB4 einen nahezu deckungsgleichen Kraft-Weg-Verlauf eingenommen haben, scheint die Konfiguration HB5 erhöhte Festigkeitswerte im plastischen Bereich aufzuweisen. Dafür ergibt sich im Vergleich zu HB3 und HB4 ein vorzeitiges Versagen.

In zwei von fünf Fällen tritt zudem nur ein Riss des GMT und kein Versagen des Metalls bzw. der Grenzschnitt auf. Damit einer geht eine überdurchschnittlich hohe Energieaufnahme der Balken (235,5 J bzw. 245,0 J), da anstelle eines schlagartigen Abfalls der Kraft eine hohe Resttragfähigkeit des GMT zu beobachten ist. Es wird vermutet, dass dieses Phänomen eine Ausnahme darstellt und auf das Versagensverhalten des GMT und nicht auf die Haftfestigkeitseigenschaften selbst zurückgeführt werden kann. Entsprechend werden die zwei Sonderfälle nicht in der Berechnung des Mittelwerts der Energieaufnahme herangezogen. Die mittlere Energieaufnahme der HB5-Konfiguration liegt auf dem gleichen Niveau wie die von HB3 und ist damit geringer als in der Konfiguration HB4. Da die Differenz im Bereich der Standardabweichung liegt, ist zu vermuten, dass sowohl für die Biegefestigkeit als auch die Energieaufnahme ab einer Haftfestigkeit von 17,1 MPa (HB3) ein konstantes Tragfähigkeitsniveau erreicht wird, das nicht weiter durch den Fertigungsprozess gesteigert werden kann (vgl. Tabelle 7-3 u. Bild 7-5).

In Bezugnahme auf die Einleitung des Kapitels 7.2 kann durch die Untersuchung grundsätzlich bewiesen werden, dass die Leistungsfähigkeit der betrachteten Hybridstruktur durch eine erhöhte Haftfestigkeit gesteigert werden kann. Ebenso kann bestätigt werden, dass die Korrelation zwischen der Haftfestigkeit und Tragfähigkeit ab einem Schwellwert limitiert wird. Eine allgemeingültige Angabe dieses Schwellwerts ist nicht möglich, da dieser u.a. abhängig ist von den Substratfestigkeiten der verwendeten Werkstoffe und der jeweiligen geometrischen Gestaltung des Bauteils.

### **7.2.3 Einfluss der Komponenten des Hybridsystems auf die Tragfähigkeit**

Zu einem erweiterten Vergleich werden die Versuchspunkte HB3 und HB5 mit dem GMT PP-GF52 angefertigt. Die Basis für die prozentualen Abweichungen werden auf Basis der jeweiligen Versuchspunkte der GMT-Variante PP-GF33 gebildet (vgl. Tabelle 7-4). Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe der *3-Punkt-Biegeprüfung* pro Prozessparameter bzw. Materialkombination sind in Bild 7-7 dargestellt.

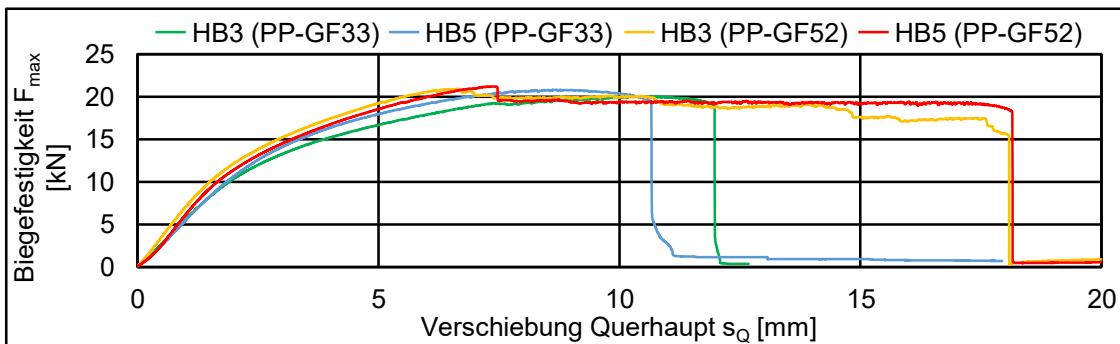
In Bezug auf die Biegefestigkeit der Struktur wird bei beiden GMT-Varianten eine moderate Erhöhung erzielt, wenn die Metalltemperatur auf 180 °C erhöht wird. Im direkten Vergleich sind die jeweiligen Festigkeiten für das GMT PP-GF52 minimal geringer, wobei die Differenz im Bereich der Standardabweichung liegt, sodass keine definitive Aussage zum Einfluss des GMT-Typs möglich ist (vgl. Tabelle 7-4 u. Bild 7-7).

Auffällig ist jedoch, dass die Varianten des GMT PP-GF52 eine erhöhte Verfestigung aufweisen, nachdem die elastische Grenze überschritten wird. Dafür kommt es sowohl bei der HB3- als auch HB5-Variante zu einem verhältnismäßig frühen Erreichen der maximalen Biegefestigkeit ( $s_Q$ : 6,7-7,5 mm). Anschließend tritt ein minimaler Abfall des Kraftniveaus auf, welches folgend für eine hohen Verfahrweg des Querhaupts konstant bleibt. Entsprechend höher ist die jeweilige Energieaufnahme der GMT PP-GF52-Varianten. Grundsätzlich ist der Mittelwert der Energieaufnahme für eine höhere Metall-

temperatur größer (vgl. HB5). Da die Standardabweichungen der Punkte HB3 und HB5 sich überlappen, ist auch hier keine definitive Aussage möglich, ob dies gesichert auf die Erhöhung der Metalltemperatur zurückgeführt werden kann (vgl. Tabelle 7-4 u. Bild 7-7).

**Tabelle 7-4:** *Evaluation des Einflusses des GMT-Fasermassengehalts auf die Tragfähigkeit des Hybridbalkens. Prozentuale Abweichungen („Abw.“) der Kennwerte werden auf die jeweilige Prozessparameterkombination des GMT PP-GF33 bezogen. Zusätzliche Angabe der quantitativen Verteilung des Versagensverhaltens. Unterschieden wird zwischen einem Adhäsionsversagen des GMT zum HV („Gurt-)Ablösung“), Riss des Metalls („Gurtriss“) und einem isolierten Substratversagen des GMT („GMT“). „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavitätswand (t: 5 min).*

	$T_W$	$T_M$	Festigkeit $\tau_H$	Festigkeit $F_{max}$ / Abw.	Energie $W_B$ / Abw.	Versagen
Einheit / Durchlauf	°C		MPa	kN / %	J / %	-
<b>GMT PP-GF33</b>						
HB3	100	65*	17,1	20,2 (± 0,6)	185,9 (± 50,2)	Ablösung (3/6) Gurtriss (3/6) GMT (6/6)
HB5	100	180	21,0	20,8 (± 1,0)	187,5 (± 13,4)	Gurtriss (3/5) GMT (5/5)
<b>GMT PP-GF52</b>						
HB3	100	65*	-	19,7 (± 1,1) <b>-2,4</b>	266,7 (± 71,6) <b>+43,5</b>	Ablösung (4/4) GMT (4/4)
HB5	100	180	-	20,3 (± 0,8) <b>-2,4</b>	311,0 (± 33,9) <b>+65,9</b>	Gurtriss (2/3) GMT (3/3)



**Bild 7-7:** *Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe in der 3-Punkt-Biegeprüfung für die Versuchsreihen HB3 und HB5 für das GMT PP-GF33 sowie GMT PP-GF52.*

Nichtsdestotrotz wird deutlich, dass eine Erhöhung der Metalltemperatur zu einer Veränderung des Versagensverhaltens führt, wenn das GMT PP-GF52 verwendet wird. Während bei HB3 ein durchgehendes Adhäsionsversagen in der Grenzschicht zu beobachten ist (Gurtablösung), führt die Vorerwärmung des Haftvermittlers dazu, dass die Verbindung auch nach der 3-Punkt-Biegung intakt bleibt. In zwei von drei Fällen tritt zudem ein Riss des Metallgurts auf (HB5) (vgl. Tabelle 7-4).

Auch wenn die Haftfestigkeit nicht für die Struktur bzw. Fertigungsrandbedingungen des Hybridbalkens bestimmt wird („-“), ist aus Kapitel 5.5.4.2 und 6.1 bekannt, dass für das GMT PP-GF33 eine minimal höhere Haftfestigkeit zu erwarten ist. Im direkten Vergleich der GMT-Typen für die HB3-Versuchspunkte wird dies dadurch deutlich, dass für die



geringere Metalltemperatur (HB3) in der Hälfte der Versuche ein Riss des Metallgurts statt einem Adhäsionsversagen des HV zum GMT zu beobachten ist (vgl. Tabelle 7-4).

Auf Basis der erzielten Ergebnisse kann die Schlussfolgerung gezogen werden, dass ein höherer Fasermassengehalt deutliche Vorteile bzgl. der Energieaufnahme der Leichtbaustruktur im Biegelastfall bewirkt. Eine Steigerung der Biegefestigkeit ist hingegen nicht zu beobachten. Weiterführende Untersuchungen könnten eine höhere Zugfestigkeit des Metallgurts betrachten, um zu analysieren, ob die Limitierung der Biegefestigkeit auf ein vorzeitiges Versagen des Metalls zurückzuführen ist.

## 7.2.4 Beurteilung der Temperatursensitivität

Für die Balkenkonfiguration mit dem GMT PP-GF33 wird exemplarisch für die Versuchspunkte HB3 und HB5 die Sensitivität der Bauteileigenschaften bei einer Umgebungstemperatur von + 80 °C überprüft. Die Ergebnisse sind unter Angabe der prozentualen Abweichung zur Biegeprüfung bei Raumtemperatur in Tabelle 7-5 dargestellt. Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe der 3-Punkt-Biegeprüfung sind in Bild 7-8 illustriert.

**Tabelle 7-5:** Analyse der Temperatursensitivität der Tragfähigkeit für die Versuchspunkte HB3 und HB5 des GMT PP-GF33 durch eine Biegeprüfung bei Raumtemperatur (RT) und + 80 °C. Die prozentuale Abweichung wird auf Basis RT angegeben und bezieht sich auf die jeweilig identischen VP. Zusätzliche Angabe der quantitativen Verteilung des Versagensverhaltens. Unterschieden wird zwischen einem Adhäsionsversagen des GMT zum HV („Gurt-)Ablösung“), Riss des Metalls („Gurtriss“), einem isolierten Substratversagen des GMT („GMT“) und einem Instabilitätsversagen („Instab.“). „\*“: Erwärmung des Metalls durch die Kavitätswand (t: 5 min).

Einheit / Durchlauf	T <sub>w</sub>	T <sub>M</sub>	Festigkeit $\tau_H$	Festigkeit F <sub>max</sub> / Abw.	Energie W <sub>B</sub> / Abw.	Versagen
	°C		MPa	kN	J	-
<b>GMT PP-GF33 (RT)</b>						
HB3	100	65*	17,1	20,2 (± 0,6)	185,9 (± 50,2)	Ablösung (3/6) Gurtriss (3/6) GMT (6/6)
HB5	100	180	21,0	20,8 (± 1,0)	187,5 (± 13,4)	Gurtriss (3/5) GMT (5/5)
<b>GMT PP-GF33 (+ 80°C)</b>						
HB3	100	65*	-	17,5 (± 0,5) <b>-13,4</b>	279,4 (± 5,9) <b>+50,2</b>	Ablösung (3/3) GMT (3/3) Instab. (3/3)
HB5	100	180	-	18,1 (± 0,5) <b>-13,0</b>	283,6 (± 5,0) <b>+51,3</b>	GMT (4/4) Instab. (4/4)

Durch die Erhöhung der Temperatur auf + 80 °C nimmt die Biegefestigkeit der Struktur um ca. 13 % ab. Im Vergleich ist eine deutliche Zunahme der Duktilität und damit eine Erhöhung der Energieaufnahme zu verzeichnen (ca. 50 %). Dieses Verhalten ist charakteristisch für die eingesetzten Thermoplaste (vgl. Kapitel 2.3.1). Bei der erhöhten Temperatur ist selbst nach einer Querschiebung  $s_Q$  von 30 mm noch kein schlagartiger Kraftabfall zu beobachten. Zusätzlich ist bei + 80 °C keine Abhängigkeit von den verwendeten Prozessparametern zu erkennen (vgl. Tabelle 7-5 u. Bild 7-8).



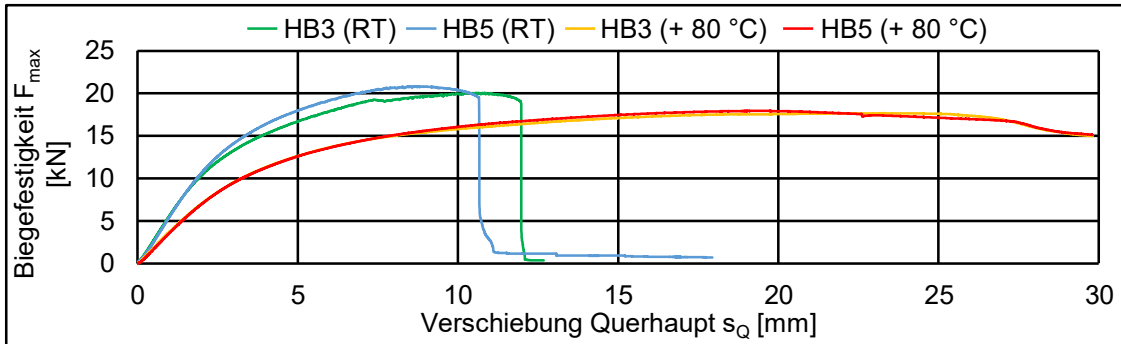


Bild 7-8: Repräsentative Kraft-Weg-Verläufe in der 3-Punkt-Biegeprüfung bei Raumtemperatur (RT) und + 80 °C für die Versuchsreihen HB3 und HB5 (GMT PP-GF33).

Die erhöhte Energieaufnahme ist auch durch das Versagensverhalten der Struktur zu begründen, welches bei + 80 °C durch deutlich erkennbare Anteile eines Instabilitätsversagens geprägt ist. Auf der „Druckseite“ des Balkens ist eine plastische Verformung durch den zylinderförmigen Impaktor zu erkennen. Darüber hinaus kommt es zu einem Ausknicken der Rippen im Lasteinleitungsbereich. Zusätzlich ist ein anfänglicher Riss in der GMT-Zugseite zu erkennen (vgl. Bild 7-9). Unterschiede bzgl. der verwendeten Temperaturkonfiguration und der daraus erhöhten Haftfestigkeit für den Versuchspunkt HB5 zeigen sich im Verhalten der Druckseite des Metalls. Während die Verbindung zwischen GMT und Metall in intakt bleibt (vgl. Bild 7-9 b), kommt es zu einer Ablösung für den Versuchspunkt HB3 (vgl. Bild 7-9 a). Im direkten Vergleich zeigt sich der Unterschied jedoch nur in einer minimalen Erhöhung der maximalen Biegefestigkeit (vgl. Tabelle 7-5).

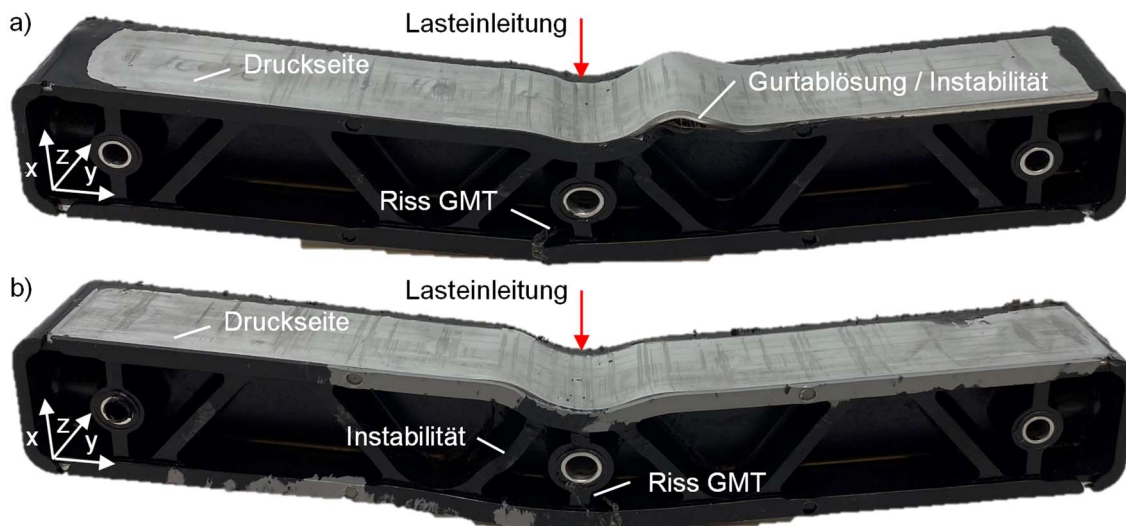


Bild 7-9: Kennzeichnung des Versagensverhaltens des Hybridbalkens bei einer 3-Punkt-Biegeprüfung unter Temperaturbelastung (+ 80 °C). a) HB3, b) HB5.

In Summe kann für die spezifische Hybridstruktur die Aussage getätigt werden, dass eine temperaturinduzierte Reduktion der Haftfestigkeit keinen signifikanten negativen Einfluss auf die Bauteiltragfähigkeit hat. Vielmehr wird die Reduktion der Tragfähigkeit durch das temperaturabhängige Verhalten des GMT bedingt. Die Reduktion der Haftfestigkeit bei erhöhten Temperaturen ist damit weniger kritisch als ursprünglich angenommen.

## 8 Zusammenfassung und Ausblick

Vor dem Hintergrund der schwerwiegenden Folgen des Klimawandels und der begrenzten Verfügbarkeit von Ressourcen ist eine effiziente Nutzung von Energie und Rohstoffen unabdingbar für eine nachhaltige Zukunft. Die Zusammenfassung des aktuellen Wissensstands konnte zeigen, dass Leichtbaustrukturen auf Basis der Kunststoff-Metall-Hybridtechnik einen wesentlichen Beitrag dazu leisten können. Derartige Strukturen erreichen i.d.R. ihre höchste Leistungsfähigkeit, wenn die artverschiedenen Werkstoffe stoffschlüssig miteinander verbunden werden.

Eine Eignung für einen wirtschaftlichen Großserienprozess besteht insbesondere, wenn kosteneffiziente Polymere auf Thermoplast-Basis verwendet werden. Neben einer ausgezeichneten Verarbeitbarkeit mit kurzen Zykluszeiten ermöglicht die reversible Schmelzbarkeit des Polymers eine sortenreine Trennung der artverschiedenen Werkstoffe am Ende des Lebenszyklus. Weiteres Optimierungspotenzial ergibt sich durch die Zusammenfassung thermisch unterstützter Prozessstufen.

Das Polymer Polypropylen (PP) ist aufgrund des geringen Materialpreises, einer simplen Verarbeitung und des ausgewogenen Eigenschaftsprofils eines der am meisten eingesetzten Thermoplaste. Die geringe Grundfestigkeit von PP kann durch eine Glasfaserverstärkung entscheidend erweitert werden, sodass die Anforderungen für semistrukturelle Anwendungsfälle erfüllt werden. Besonders vorteilhaft ist die Prozessierung von Glasfasermattenverstärkten Thermoplasten (GMT) im Fließpressverfahren, da hohe mechanische Eigenschaften bei großer Gestaltungsfreiheit im Bauteil erzielt werden. Eine Herausforderung stellt die geringe Affinität von PP zur Ausbildung einer stoffschlüssigen Fügeverbindung zu anderen Werkstoffen dar. Verschiedene Publikationen zeigen jedoch einen wirksamen Lösungsweg über die Modifikation der Polymermatrix bzw. die Verwendung haftvermittelnder Zusatzschichten auf.

Die Forschungs- bzw. Publikationslage bzgl. der Hybridisierung eines PP mit einem Metall auf Basis eines Haftvermittlers ist sehr gering. Einige wenige Arbeiten beschäftigen sich mit der separaten Herstellung der Konstituenten des Hybridsystems und der anschließenden Verbindung (sequenzielle Hybridisierung). Eine Kombination des Formgebungsprozesses des Kunststoffes und der Verbindungsausbildung zum Metall ist jedoch deutlich energie- und zeiteffizienter (prozessintegrative Hybridisierung). Daraus abgeleitet war es das Ziel der Arbeit, diese Forschungslücke zu schließen und ein grundlegendes Verständnis der zugrundeliegenden Mechanismen im Fertigungsprozess zu erlangen. Dabei weist das Fließpressverfahren sowohl Ähnlichkeiten zum Spritzguss als auch Thermoforming auf, sodass von einer hohen Übertragbarkeit der Ergebnisse ausgegangen werden kann. Darüber hinaus sollen die erzielten Erkenntnisse in Zukunft einen wesentlichen Beitrag zur Auslegung entsprechender Hybridstrukturen bzw. den korrelierenden Fertigungsprozessen liefern. Nur durch eine optimale Verbindungsqualität kann die maximale Leistungsfähigkeit des Hybridsystems gewährleistet werden.

Entsprechend dieser Zielsetzung wurden Anforderungen an die Prozess- und Prüftechnik definiert, um eine akkurate bzw. allgemeingültige Abbildung realer Fertigungsszenarien und Belastungssituationen sicherzustellen. Daraus abgeleitet ergaben sich verschiedene Probengeometrien, die im Laufe der Untersuchungen unter Variation der Randbedingungen hergestellt bzw. charakterisiert wurden.

Daraufhin wurden auslegungs- und prozessseitige Einflussfaktoren zusammengetragen, die potenziell einen Einfluss auf die Verbindungsbildung haben könnten. Auf Basis verfügbarer Literaturdaten wurden diese priorisiert und folgend systematisch hinsichtlich ihres Effekts bzw. ihrer Bedeutung analysiert. Durch eine vorgeschaltete Validierung der Prozess- und Prüftechnik konnten eine geeignete Materialkombination und ein geeignetes Prüfverfahren ausgewählt werden, die eine zuverlässige Charakterisierung der Grenzschicht ermöglicht haben. Verschiedene Verfahren der chemischen Analytik erlaubten ein erweitertes Verständnis über die Zusammensetzung der eingesetzten Polymere sowie die Ermittlung grundsätzlicher Verarbeitungsgrenzen.

In der Studie der Prozessparameter wurde eine grundsätzliche Unterteilung in zwei Fertigungsszenarien vorgenommen: Füllte der GMT-Zuschnitt die Kavität vollflächig aus, kam es nur zu geringen Materialfließbewegungen, sodass dies als „Formpressen“ bezeichnet wurde. Trat eine deutliche Relativbewegung zwischen der GMT-Fließfront und dem Untergrund auf, weil das Material bspw. einseitig in der Kavität gestapelt wurde, wurde dies als „Fließpressen“ deklariert. Zur Reduktion der Komplexität wurden die meisten Untersuchungen im Szenario „Formpressen“ durchgeführt, da somit ein zusätzlicher Einfluss durch die Fließfront des GMT ausgeschlossen werden konnte.

Die Parametervariation im Fertigungsszenario „Formpressen“ wurde auf Basis der Methoden der statistischen Versuchsplanung aufgestellt und ausgewertet. Es stellt sich heraus, dass vornehmlich die wirkenden Temperaturen einen Einfluss auf die Verbindungsqualität haben. Dies bezieht sich auf die Vorwärmtemperatur des Metalleinlegers und die Temperatur des Formwerkzeugs. Die höchsten Haftfestigkeiten sowie Energieaufnahmen können in der Verbindungsprüfung erzielt werden, wenn erhöhte Werkzeugtemperaturen (ca. 100 °C) und Metalltemperaturen im Bereich von 135-180 °C verwendet werden. Schliffbilder der intakten Verbindung zeigen für diese Parameterkombination eine weitestgehend deutliche Abgrenzung zwischen der Haftvermittlerschicht und dem GMT, sodass davon ausgegangen werden kann, dass eine zu starke Durchmischung nicht vorteilhaft ist. Das ermittelte Prozessfenster ist ebenso wirksam, wenn einzelne Materialien bzw. die Geometrie des Hybridsystems variiert werden. Zu beachten ist, dass spezielle Additive im GMT notwendig sind, damit die Kohäsionsfestigkeit ausreichend hoch ist. Ansonsten stellt das GMT oftmals den Schwachpunkt der Verbindung dar.

Während die Verteilung der ermittelten Festigkeiten über den Probenkörper im Szenario „Formpressen“ sehr homogen ist, weist der identische Probenkörper im „Fließpressen“ eine mitunter deutliche Positionsabhängigkeit auf. U.a. durch eine numerische Abbildung des Formgebungsprozesses kann diese Abhängigkeit durch die wirkenden Scherraten der Fließfront begründet werden. Während für Bereiche mit geringen Scherraten ein

erhöhtes Temperaturverhältnis vorteilhaft ist, können niedrige Temperaturverhältnisse durch die Fließbewegung kompensiert werden. Dies kann einerseits durch die Schererwärmung und andererseits durch die spezielle Temperaturverteilung der Fließfront begründet werden. Die numerische Analyse ergibt jedoch nur einen geringen Einfluss der Schererwärmung. Die Kombination eines hohen Temperaturverhältnisses mit hohen Scherraten führt zu einer anteiligen Verdrängung der Haftvermittlerschicht auf dem Metall. Dies ist jedoch zu keinem Zeitpunkt versagenskritisch, da die maximale Festigkeitsminderung bei ca. zehn Prozent liegt. Für die Untersuchung an einem vergrößerten Probenkörper können die durchgeführten Untersuchungen bestätigt werden. Ebenso wurde ein Parametersatz identifiziert, der eine hohe sowie homogene Festigkeitsverteilung ermöglicht (Werkzeug: 100 °C, Metall: 180 °C).

Darüber hinaus wurde für ausgewählte Parametersätze eine Eignung der Verbindung unter verschiedenen Belastungsfällen untersucht. Für den Probenkörper aus Kapitel 5 kann festgestellt werden, dass eine ausgezeichnete Beständigkeit gegenüber Klima- und Korrosionswechselbelastungen besteht. Hingegen sind erhöhte Prüftemperaturen kritisch, da bei +80 °C eine Reduktion der Haftfestigkeit um bis zu 50 % auftritt.

Zudem wurde ein speziell für diese Arbeit entwickelter Probenkörper eingesetzt, um die lastwinkelabhängige Festigkeit zu ermitteln. Dadurch ist es möglich mit demselben Prüfkörper eine Variation der Belastung zwischen Kopf-Zug (90°) und Scher-Zug (0°) sowie kombinierten Zuständen (30°, 60°) durchzuführen. Im Zuge des Abgleichs des Scher-Zug-Lastfalls mit den Ergebnissen aus Kapitel 5 kann eine gute Übereinstimmung festgestellt werden, wodurch von einer hohen Aussagekraft des Probenkörpers ausgegangen werden kann. In der Lastwinkel-Untersuchung wird für eine Erhöhung des Kopf-Zug-Anteils eine sukzessive Minderung der Haftfestigkeit beobachtet. Besonders kritisch ist ein Lastwinkel von 60°, da dieser eine Schäl-Belastung induziert. Im Vergleich zur Festigkeit bei einer reinen Scher-Zug-Belastung wird die Festigkeit um ca. 66 % reduziert. Für eine reine Kopf-Zug-Belastung beträgt die Minderung 60 %.

Aus den erzielten Ergebnissen ergibt sich die Anforderung, dass die betroffenen Hybridkörper vornehmlich auf eine Schubbeanspruchung in der Grenzschicht ausgelegt werden sollten. Darüber hinaus sollten erhöhte Einsatztemperaturen tendenziell vermieden oder Maßnahmen zur Verstärkung der Grenzschicht getroffen werden.

Abschließend wurde untersucht, inwiefern sich die erzielten Ergebnisse auf einen Technologiedemonstrator übertragen lassen. Hinsichtlich der erzielbaren Haftfestigkeiten lassen sich gute Übereinstimmungen beobachten, wenn berücksichtigt wird, dass die resultierende Metalltemperatur durch das spezielle Werkzeugkonzept geringer ist als in den Versuchen aus Kapitel 5 und 6. Die Unterschiede können nahezu vollständig ausgeglichen werden, wenn die werkzeuggebundene Erwärmung durch eine externe Vorwärmung des Metalls ergänzt wird. Ebenso kann festgestellt werden, dass die resultierenden Fließwege zu einer Partition der Haftfestigkeiten über die Höhe der Kavität geführt haben. Erneut wurden geringe Metalltemperaturen durch die Fließbewegung des

GMT bzw. der speziellen Ausbildung der Fließfront kompensiert, sodass lokal erhöhte Haftfestigkeiten ermittelt werden.

In Bezugnahme auf das Strukturverhalten des Demonstrators unter einer Biegebelastung wird bis zu einem Schwellenwert eine Optimierung mit der jeweils vorherrschenden Haftfestigkeiten bestimmt. Ab einer Haftfestigkeit von ca. 17 MPa sind die maximal erreichbare Biegefestigkeit und Energieaufnahme auf einem nahezu konstanten Niveau. Begründet werden kann dies durch ein vorzeitiges Versagen der GMT-Grundstruktur des Hybridteils. Auffällig ist, dass die Haftfestigkeit ab diesem Schwellenwert so stark ist, dass ein Riss des Metalls auftritt. Wird der Hybridbalken mit einem erhöhten Fasermassengehalt hergestellt (GMT PP-GF52), wird eine identische Biegefestigkeit bei einer deutlichen höheren Energieaufnahme beobachtet. Es wird vermutet, dass das eingesetzte Aluminium die Festigkeit der Struktur begrenzt.

Da eine deutliche Minderung der Haftfestigkeit unter Temperatureinwirkung beobachtet wird, wurde der Technologiedemonstrator ebenso unter einer Umgebungstemperatur von +80 °C geprüft. Für die spezifische Struktur ist dieser Lastfall deutlich unkritischer als ursprünglich angenommen. Während die Fügeverbindung intakt bleibt, reduziert sich die Festigkeit des Hybridbalkens lediglich um 13 %. Die Energieaufnahme kann durch die erhöhte Duktilität sogar um 50 % gesteigert werden.

In Summe wurden in der vorliegenden Arbeit umfangreiche Studien zur Auslegung der prozessintegrierten Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen durchgeführt. Es kann grundsätzlich nachgewiesen werden, dass mit dem verwendeten Haftvermittlersystem hohe Festigkeiten in der prozessintegrierten Verbindungsausbildung erreicht werden können. Diese sind oftmals so hoch, dass für konventionelle GMT-Typen die Grundfestigkeit des Werkstoffs übertroffen werden. Auch eine Relativbewegung zwischen der GMT-Fließfront und des erwärmten Haftvermittlers hat keinen signifikanten Einfluss auf die Verbindungsausbildung. Ebenso kann gezeigt werden, dass die Ergebnisse nicht probenkörperspezifisch sind und auf andere Strukturen übertragen werden können. Damit wird ein wichtiger Beitrag zur Prozessauslegung geleistet.

Darüber hinaus sind kritische Belastungsfälle für derartige Hybridstrukturen identifiziert worden. Empfindliche Reduktionen der Tragfähigkeiten werden beobachtet, wenn die Thermoplaste während der Belastung erhöhten Umgebungstemperaturen ausgesetzt sind. Ebenso zeigt sich eine deutliche Abnahme für eine Kopf-Zug- bzw. Schäl-Belastung. Anwender können diese Informationen zur Auslegung der Hybridstrukturen nutzen und damit eine aufwändige Kennwertermittlung vermeiden.

Eine denkbare Erweiterung der Untersuchungen könnte durch den Abgleich mit dem Verfahren des Spritzgusses durchgeführt werden, da hier mitunter deutlich höhere Scherraten im Formgebungsprozess auftreten. Ebenso relevant ist eine prozessintegrierte bzw. wirkmedienbasierte Umformung des Metalls durch das GMT. Untersuchungsgegenstände wären die Bestimmung kritischer Dehnungen bzw. Temperaturen des Metalls, bei denen eine Beschädigung der Haftvermittlerschicht auftritt.

## 9 Literaturverzeichnis

- [1] H. Lee, K. Calvin, D. Dasgupta, G. Krinner, A. Mukherji, P.W. Thorne, C. Trisos, J. Romero, P. Aldunce, K. Barrett, G. Blanco, W.W.L. Cheung, S. Connors, F. Denton, A. Diongue-Niang, D. Dodman, M. Garschagen, O. Geden, B. Hayward, C. Jones, F. Jotzo, T. Krug, R. Lasco, Y.-Y. Lee, V. Masson-Delmotte, M. Meinshausen, K. Mintenbeck, A. Mokssit, F.E.L. Otto, M. Pathak, A. Pirani, E. Poloczanska, H.-O. Pörtner, A. Revi, D.C. Roberts, J. Roy, A.C. Ruane, J. Skea, P.R. Shukla, R. Slade, A. Slangen, Y. Sokona, A.A. Sörensson, M. Tignor, D. van Vuuren, Y.-M. Wei, H. Winkler, P. Zhai, Z. Zommers, J.-C. Hourcade, F.X. Johnson, S. Pachauri, N.P. Simpson, C. Singh, A. Thomas, E. Totin, P. Arias, M. Bustamante, I. Elgizouli, G. Flato, M. Howden, C. Méndez-Vallejo, J.J. Pereira, R. Pichs-Madruga, S.K. Rose, Y. Saheb, R. Sánchez Rodríguez, D. Ürgé-Vorsatz, C. Xiao, N. Yassaa, A. Alegría, K. Armour, B. Bednar-Friedl, K. Blok, G. Cissé, F. Dentener, S. Eriksen, E. Fischer, G. Garner, C. Guivarch, M. Haasnoot, G. Hansen, M. Hauser, E. Hawkins, T. Hermans, R. Kopp, N. Leprince-Ringuet, J. Lewis, D. Ley, C. Ludden, L. Niamir, Z. Nicholls, S. Some, S. Szopa, B. Trewin, K.-I. van der Wijst, G. Winter, M. Witting, A. Birt, M. Ha, J. Kim, E.F. Haites, Y. Jung, R. Stavins, D.J.A. Orendain, L. Ignon, S. Park, Y. Park, A. Reisinger, D. Cammaramo, A. Fischlin, J.S. Fuglestad, J.R. Matthews und C. Péan, *Climate Change 2023: Synthesis Report.*, Contribution of Working Groups I, II and III to the Sixth Assessment Report of the Intergovernmental Panel on Climate Change, Genf, Schweiz, 2023, doi:10.59327/IPCC/AR6-9789291691647.
- [2] S. Arrhenius, *On the Influence of Carbonic Acid in the Air upon the Temperature of the Ground*. Philosophical Magazine and Journal of Science, Jg. 41, Nr. 5, S. 237–276, 1896.
- [3] C.D. Keeling, *The Concentration and Isotopic Abundances of Carbon Dioxide in the Atmosphere*. Tellus, Jg. 12, Nr. 2, S. 200–203, 1960, doi:10.1111/j.2153-3490.1960.tb01300.x.
- [4] K. Lindblom, *The Keeling Curve*. American Chemical Society, 2015. <https://www.acs.org/content/dam/acsorg/education/whatischemistry/landmarks/keeling-curve/2015-keeling-curve-landmark-booklet.pdf>. Zuletzt geprüft am 23.11.2024.
- [5] Umweltbundesamt, *Berechnung der Treibhausgasemissionsdaten für das Jahr 2022 gemäß Bundesklimaschutzgesetz*, Begleitender Bericht, Kurzfassung, 2023. [https://www.umweltbundesamt.de/sites/default/files/medien/361/dokumente/vjs\\_2022\\_-\\_begleitbericht\\_final\\_kurzfassung.pdf](https://www.umweltbundesamt.de/sites/default/files/medien/361/dokumente/vjs_2022_-_begleitbericht_final_kurzfassung.pdf). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [6] H.E. Friedrich, *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. 2. Auflage, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017. ISBN: 978-3-658-12294-2.
- [7] J.M. Allwood, J.M. Cullen und R.L. Milford, *Options for achieving a 50% cut in industrial carbon emissions by 2050*. Environmental science & technology, Jg. 44, Nr. 6, S. 1888–1894, 2010, doi:10.1021/es902909k.

- [8] D. Landgrebe, V. Kräusel, A. Rautenstrauch, A. Albert und R. Wertheim, *Energy-efficiency in a Hybrid Process of Sheet Metal Forming and Polymer Injection Moulding*. Procedia CIRP, Jg. 40, S. 109–114, 2016, doi:10.1016/j.procir.2016.01.068.
- [9] W. Hufenbach und F. Adam, *Anwendungsperspektiven von multifunktionalen Hybridbauweisen und -komponenten im Mobilitätssektor*. DLR - Wissenschaftstag 2014, Braunschweig, vorgetragen am 02.10.2014.
- [10] J. Allwood und J.M. Cullen, *Sustainable Materials*, With Both Eyes Open. Future Buildings, Vehicles, Products and Equipment - Made Efficiently and Made with Less New Material, Cambridge: UIT Cambridge, 2012. ISBN: 978-1-906-86005-9.
- [11] J. Woidasky, E. Seiler, F. Henning, M.-A. Wolf und M. Harsch, *Kunststoffe und Bauteile – Umwelt und Recycling*, in *Polymer Engineering 3*, P. Eyerer, H. Schüle und P. Elsner, Hrsg., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, S. 89–139, 2020, doi:10.1007/978-3-662-59839-9\_2.
- [12] T. Bein, S. Mbang, D. Thirnavukkarasu, M. Kerschbaum, D. Bassan, T. Michler, J. Meschke, P. Jonasson und M. Ierides, *Affordable Multi-Material Lightweight Design - Selected Results of the H2020 Project ALLIANCE*, Transport Research Arena Conference (TRA) 2020, 2020, doi:10.24406/publica-fhg-406851.
- [13] P. Kellner, *Zur systematischen Bewertung integrativer Leichtbau-Strukturkonzepte für biegebelastete Crashtäger*, Dissertation, Technische Universität Dresden, Göttingen: Cuvillier Verlag, 2013. ISBN: 9783954045525.
- [14] F. Henning, *Handbuch Leichtbau*, Methoden, Werkstoffe, Fertigung. Hanser eLibrary. 2. Auflage, München: Hanser Verlag, 2020. ISBN: 978-3-446-45984-7.
- [15] B. Bader, *Ein methodischer Ansatz zur Potenzialbewertung hybrider Bauweise bei Fahrzeugstrukturbauteilen*, Dissertation, Technische Universität Braunschweig. Produktentwicklung, Nr. 103, München: Dr. Hut Verlag, 2022. ISBN: 978-3-8439-5077-0.
- [16] SAE, Hrsg., *Plastic/Metal Hybrid Technology in Automotive Front Ends*. SAE Technical Paper Series, Jg. 1999-01-3243, 1999.
- [17] T. Malek, *Leichter als Stahl. Hybridtechnik*. Kunststoffe, Nr. 3, S. 80–84, 2010.
- [18] G. Zhao, *Spritzgegossene, tragende Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen*, Konstruktion, Prozessanalyse und Charakterisierung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Erlangen-Tennenlohe, 2002. ISBN: 3-931864-20-0.
- [19] D.J. Nestler, *Beitrag zum Thema Verbundwerkstoffe - Werkstoffverbunde*, Status quo und Forschungsansätze. Habilitation, Technische Universität Chemnitz, Chemnitz: Univ.-Verl., 2014. ISBN: 978-3-944640-12-9.
- [20] S. Kleemann, D. Inkermann, B. Bader und Türck, E., Vietor, T., *A Semi-Formal Approach to Structure and Access Knowledge for Multi-Material-Design*. Proceedings of the 21st International Conference on Engineering Design (ICED17). Resource-Sensitive Design. Design Research Application and Case Studies, Vancouver, Kanada, 2017.



- [21] S. Kleemann, *Wissensmanagement für Multi-Material-Bauweisen*, Dissertation, Technische Universität Braunschweig. Produktentwicklung, Nr. 97, München: Dr. Hut Verlag, 2020. ISBN: 978-3-8439-4445-8.
- [22] M. Grujicic, V. Sellappan, S. Kotrika, G. Arakere, A. Obieglo, M. Erdmann und J. Holzleitner, *Suitability analysis of a polymer–metal hybrid technology based on high-strength steels and direct polymer-to-metal adhesion for use in load-bearing automotive body-in-white applications*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 209, Nr. 4, S. 1877–1890, 2009, doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.04.050.
- [23] H. Ridder und J. Schnieders, *Hybridspritzgießen - Möglichkeiten und Grenzen*, Proceedings der Internationalen Jahrestagung Spritzgießen 2007, Düsseldorf, 2007.
- [24] M. Grujicic, V. Sellappan, G. Arakere, N. Seyr und M. Erdmann, *Computational feasibility analysis of direct-adhesion polymer-to-metal hybrid technology for load-bearing body-in-white structural components*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 195, Nr. 1-3, S. 282–298, 2008, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.05.016.
- [25] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*. 2. Auflage, Berlin: Springer, 2007. ISBN: 978-3-540-72189-5.
- [26] E. Baur, D. Drummer, T.A. Osswald und N. Rudolph, *Saechtling Kunststoff-Handbuch*, Eigenschaften, Verarbeitung, Konstruktion. 32. Auflage, München: Hanser, 2022. ISBN: 978-3-446-46514-5.
- [27] T. Temesi und T. Czigany, *The effect of surface treatment on the shear properties of aluminium-polypropylene joints manufactured by laser beam*. Polymer Testing, Jg. 117, S. 107882, 2023, doi:10.1016/j.polymertesting.2022.107882.
- [28] S. Pöhler, *Konzeptionierung und Auslegung eines Vorderachsträgers in hybrider Leichtbauweise im C-Segment*, Dissertation, Universität Paderborn. Schriftenreihe Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen, Nr. 49, Aachen: Shaker Verlag, 2021. ISBN: 978-3-8440-8210-4.
- [29] T. Stallmeister, *Verfahrensentwicklung zur einstufigen Herstellung von biegebelastbaren Hybridstrukturen im Fließpressprozess*, Dissertation, Universität Paderborn, 2023.
- [30] M.-A. Chen, H.-Z. Li und X.-M. Zhang, *Improvement of shear strength of aluminium-polypropylene lap joints by grafting maleic anhydride onto polypropylene*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 27, Nr. 3, S. 175–187, 2007, doi:10.1016/j.ijadhadh.2006.01.008.
- [31] M.-A. Chen, X.-M. Zhang, R. Huang und X.-B. Lu, *Mechanism of adhesion promotion between aluminium sheet and polypropylene with maleic anhydride-grafted polypropylene by  $\gamma$ -aminopropyltriethoxy silane*. Surface & Interface Analysis, Jg. 40, Nr. 8, S. 1209–1218, 2008, doi:10.1002/sia.2871.
- [32] A.S. Khan, F. Liu und P. Dong, *Joining of metal and non-polar polypropylene composite through a simple functional group seeding layer*. Journal of Manufacturing Processes, Jg. 85, S. 90–100, 2023, doi:10.1016/j.jmapro.2022.11.022.

- [33] M. Hino, Y. Mitooka, K. Murakami, K. Urakami, H. Nagase und T. Kanadani, *Effect of Aluminum Surface State on Laser Joining between 1050 Aluminum Sheet and Polypropylene Resin Sheet Using Insert Materials*. Materials Transactions, Jg. 52, Nr. 5, S. 1041–1047, 2011, doi:10.2320/matertrans.L-M2011804.
- [34] G. Reyes und S. Gupta, *Manufacturing and mechanical properties of thermo-plastic hybrid laminates based on DP500 steel*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 40, Nr. 2, S. 176–183, 2009, doi:10.1016/j.compositesa.2008.10.016.
- [35] J. Wiedemann, *Leichtbau. Elemente und Konstruktion*. 3. Auflage, Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2007.
- [36] B. Klein und T. Gänsicke, *Leichtbau-Konstruktion*. 11. Auflage, Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019. ISBN: 978-3-658-26845-9.
- [37] M. Reuter, *Methodik der Werkstoffauswahl: Der systematische Weg zum richtigen Material*. 3. Auflage, München: Carl Hanser Verlag, 2021. ISBN: 978-3-446-46854-2.
- [38] Salzgitter Flachstahl, *Technisches Datenblatt*, DC05. Weiche Stähle zum Kaltumformen, 2014. [https://www.salgitter-flachstahl.de/fileadmin/footage/MEDIA/gesellschaften/szfg/informationmaterial/produktinformationen/kaltgewalztes\\_feinblech/deu/dc05.pdf](https://www.salgitter-flachstahl.de/fileadmin/footage/MEDIA/gesellschaften/szfg/informationmaterial/produktinformationen/kaltgewalztes_feinblech/deu/dc05.pdf). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [39] ArcelorMittal North America, *Technisches Datenblatt*, Steels for hot stamping, 2016. [https://fce.arcelormittal.com/repository2/About/Automotive/201609\\_NAFTA\\_DataSheet-HotStamping.pdf](https://fce.arcelormittal.com/repository2/About/Automotive/201609_NAFTA_DataSheet-HotStamping.pdf). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [40] amco, *Technisches Datenblatt*, EN AW-5754 (AlMg3), 2024. [https://amco-metall.de/fileadmin/downloads/Datenblaetter/Datenblatt\\_\\_AMCO\\_5754.pdf](https://amco-metall.de/fileadmin/downloads/Datenblaetter/Datenblatt__AMCO_5754.pdf). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [41] Lanxess, *Technisches Datenblatt*, Tepex® dynalite 201-C200(x)/50%. Carbon - PA66 Consolidated Composite Laminate, 2022. <https://lanxess.com/-/media/Project/Lanxess/Corporate-Internet/Products-and-Solutions/Brands/Tepex/Data-sheets/MDS201C200x50.pdf>. Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [42] Büfa, *Vorläufiges technisches Datenblatt. Thermoplastic Unidirectional Tape PA12-CF-200 µm*, 2022.
- [43] D. Gross, W. Hauger, J. Schröder und W.A. Wall, *Technische Mechanik 1*, Statik. 15. Auflage, Berlin: Springer Berlin, 2024. ISBN: 978-3-662-69442-8.
- [44] D. Gross, W. Hauger, J. Schröder und W.A. Wall, *Technische Mechanik 2*, Elastostatik. 15. Auflage, Berlin: Springer Vieweg, 2024. ISBN: 978-3-662-68422-1.
- [45] D. Hummelberger, *Hybride Werkstoffsysteme: Systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie. Karlsruher Schriftenreihe Fahrzeugsystemtechnik / Institut für Fahrzeugsystemtechnik, Nr. 72, Karlsruhe: KIT Scientific Publishing. ISBN: 978-3-7315-0901-1.

- [46] M.F. Ashby, *Materials Selection in Mechanical Design*. 3. Auflage, Jordan Hill: Elsevier Science, 2014. ISBN: 9780750661683.
- [47] M.F. Ashby und Y.J.M. Bréchet, *Designing hybrid materials*. Acta Materialia, Jg. 51, Nr. 19, S. 5801–5821, 2003, doi:10.1016/S1359-6454(03)00441-5.
- [48] S. Kleemann, A. Kaluza, T. Fröhlich, S. Gellrich, A. Dér, T. Vietor und C. Herrmann, *Introduction*, in *Life Cycle Design & Engineering of Lightweight Multi-Material Automotive Body Parts. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 1–14, 2023, doi:10.1007/978-3-662-65273-2\_1.
- [49] G. Ondracek und R. Renz, *Zur quantitativen Bewertung der Homogenität (Phasenverteilung) mehrphasiger Werkstoffe (Verbundwerkstoffe) / The Quantitative Evaluation of Homogeneity (Phase Distribution) in Multi-Phased Materials (Composites)*. Practical Metallography, Jg. 26, Nr. 7, S. 368–374, 1989, doi:10.1515/pm-1989-260704.
- [50] A.A. Camberg, I. Stratmann und T. Tröster, *Tailored Stacked Hybrids – An Optimization-Based Approach in Material Design for Further Improvement in Lightweight Car Body Structures*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 119–131, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_12.
- [51] A. Vlot, L.B. Vorgelsang und W.J. de Vries, *Towards application of fibre metal laminates in large aircraft*. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, Jg. 71, Nr. 6, S. 558–570, 1999.
- [52] A. Vlot und J.W. Gunnink, *Fibre Metal Laminates. An Introduction*, Dordrecht: Springer Netherlands, 2001. ISBN: 978-1-4020-0391-2.
- [53] L.B. Vogelsang und J.W. Gunnink, *ARALL, a material for the next generation of aircraft. A state of the art*. Delft University of Technology. Report LR-400., 1983.
- [54] M. Wiedemann, *FML Application in A380 - and beyond?* Faszination hybrider Leichtbau, Wolfsburg, vorgetragen am 29. - 30.05.2018.
- [55] A.A. Camberg, T. Tröster und C. Latuske, *Development of a Hybrid Crash-Relevant Car Body Component with Load-Adapted Thickness Properties: Design, Manufacturing and Testing*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 329–341, 2021, doi:10.1007/978-3-662-62924-6\_28.
- [56] B. Bader, W. Berlin und M. Demes, *Interdisciplinary Research for the Development and Realization of a Structural Component in Multi-Material Design Suitable for Mass Scale Production*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 17–24, 2021, doi:10.1007/978-3-662-62924-6\_2.

- [57] A. Bührig-Polaczek, T. Röth, E. Baumeister, N. Nowack und T. Süßmann, *Hybride Leichtbaustrukturen in Stahlblech-Leichtmetall Verbundguss*. Internationaler Expertenkreis Automobil-Leichtbau. 15. Europäische Automobil-Leichtbaukonferenz, Bad Nauheim, vorgetragen am 9. Mai 2006.
- [58] L. Stolz, H. Xu und X. Fang, *Lightweight, package and performance improvements of a shock tower by using steel–aluminium hybrid-casting technique*. *Automot. Engine Technol.*, Jg. 7, Nr. 3-4, S. 265–281, 2022, doi:10.1007/s41104-022-00112-w.
- [59] N.N., *Stahlblech im Alumantel*. *Automobil Industrie*, Jg. 6, S. 46–47, 2010.
- [60] R. Krebs, J. Böhme, J. Doerr, A. Rothe, W. Schneider und C. Haberling, *Magnesium-Hybrid-Turbomotor von Audi*. *MTZ Motortech Z*, Jg. 66, Nr. 4, S. 2–10, 2005.
- [61] Lanxess, *Anwendungsbeispiel. Frontend in Hybridtechnik mit Organoblech.*, 2010. [https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/LAN-XESS\\_Durethan\\_BKV30H2.0EF\\_-\\_Audi\\_-\\_Frontend\\_Tepex\\_-\\_CS\\_TI\\_2010-002\\_DE.pdf?docId=14316664](https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/LAN-XESS_Durethan_BKV30H2.0EF_-_Audi_-_Frontend_Tepex_-_CS_TI_2010-002_DE.pdf?docId=14316664). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [62] M. Schuck, *Faserverbundwerkstoffe. VDI-Statusreport, Mai 2017*, 2017.
- [63] A. Liebsch, M. Müller-Pabel, R. Kupfer und M. Gude, *Life Cycle Assessment of Thermoplastic Hybrid Structures with Hollow Profiles*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 3–16, 2021, doi:10.1007/978-3-662-62924-6\_1.
- [64] B.-A. Behrens, S. Hübner, A. Chugreev, A. Neumann, N. Grbic, H. Schulze, R. Lorenz, M. Micke und F. Bohne, *Development and Numerical Validation of Combined Forming Processes for Production of Hybrid Parts*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 29–39, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_3.
- [65] S. Iwan, F. Schettler, W. Nendel und L. Kroll, *Hybrid Components with Function Integration for Crash-Related Applications in Electromobility*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 43–49, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_4.
- [66] M. Fahrig und C. Witkowski, *Pressemitteilung. Erstes Vollkunststoff-Bremspedal für batterieelektrischen Sportwagen*, 2020. <https://lanxess.com/de-DE/Presse/Presseinformationen/2020/04/Erstes-Vollkunststoff-Bremspedal-f%C3%BCr-batterieelektrischen-Sportwagen>. Zuletzt geprüft am 17.01.2024.
- [67] Lanxess, *Anwendungsbeispiel. Bremspedal in Organoblech-Hybridtechnik.*, 2012. [https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/LAN-XESS\\_Durethan\\_BKV30\\_-\\_ZF\\_-\\_Bremspedal\\_in\\_TEPEX-Hybridtechnik\\_-\\_CS\\_TI\\_2012-007\\_DE.pdf?docId=22668437](https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/LAN-XESS_Durethan_BKV30_-_ZF_-_Bremspedal_in_TEPEX-Hybridtechnik_-_CS_TI_2012-007_DE.pdf?docId=22668437). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.

- [68] Lanxess, *Leichte Sitzschale im Audi A8*, 2019. <https://lanxess.com/de-de/presse/presseinformationen/2019/07/leichte-r%C3%BCcksitzschale-in-composite-bauweise>. Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [69] C. Creighton, M. de Souza, R.J. Varley und J. Antony, *Development of a Light-Weight Seat Structure Using a Hybrid Material Approach*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 61–67, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_6.
- [70] T. Tröster, A.A. Camberg, N. Wingenbach, C. Hielscher und J. Grenz, *A New Numerical Method for Potential Analysis and Design of Hybrid Components from Full Vehicle Simulations: Implementation and Component Design*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 353–365, 2021, doi:10.1007/978-3-662-62924-6\_30.
- [71] U. Henseler und A. Eras, *Introducing the new 8 series coupe*. Euro Car Body Conference, Bad Nauheim, vorgetragen am 2018.
- [72] N. Modler, F. Adam, J. Maaß, P. Kellner, P. Knothe, M. Geuther und C. Irmeler, *Intrinsic Lightweight Steel-Composite Hybrids for Structural Components*. MSF, Jg. 825-826, S. 401–408, 2015, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.401.
- [73] L. Eckstein, L. Ickert, M. Goede und N. Dölle, *Leichtbau-Bodengruppe mit Verstärkungen aus CFK und GFK*. ATZ Automobiltech Z, Jg. 113, Nr. 4, S. 256–261, 2011, doi:10.1365/s35148-011-0044-x.
- [74] R. Mahoso und S.S. Parihar, *Material Selection for Polymer Metal Hybrid Material Constituents for A-Pillar Design*. IJERT, Jg. 5, Nr. 4, 2016, doi:10.17577/IJERTV5IS041011.
- [75] J. Altach, D. Klaiber und C. Kuhn, *Die Faser-Kunststoff-Metall-Kombination: Leichtbau in der Fahrzeugstruktur am Beispiel eines Pkw-Mitteltunnels für den Porsche Boxster*. Kunststoffe, Nr. 3, S. 68–71, 2019.
- [76] U. Wawers und S. Stein, *The development and production of the new Porsche 911 body structure: the new 911 Carrera*. Aachener Karosserietage 2019, vorgetragen am 17.09.2019.
- [77] P. Frei, *The hybrid B-Pillar in the new BMW 7-Series. An Example for the manufacturing implementation of an innovative Steel-CRFP lightweight design concept*. Automotive Circle, Materials in Car Body Engineering Conference, Bad Nauheim, vorgetragen am 10.05.2016.
- [78] M. Ahlers und K. Sammer, *New BMW 7er Series. Carbon Core*. EuroCarBody 2015, Bad Nauheim, vorgetragen am 21.10.2015.
- [79] S. Roth, Y. Reg, P. Götz, F. Masseria, D. Hühn, D. Bublitz, R. Hengstmann, M. Kreutzbruck, Y. Bernhardt, M. Gude, M. Krah, J. Wollmann, D.R. Haider, W. Koshukow, S. Titze, M. Haupt, P. Kellner, P. Knothe, Knötschke, D., Mostofi, S., W. Rauscher, Y. Gürtler, S. Ropers, S. Kerchnawe und J. Teuwsen, *Qualitätsgesicherte Prozesskettenverknüpfung zur Herstellung höchstbelastbarer*

*intrinsischer Metall-FKV-Verbunde in 3D-Hybrid-Bauweise - Q-Pro.* FOREL - Forschungs- und Technologiezentrum für ressourceneffiziente Leichtbaustrukturen der Elektromobilität, 2018.

- [80] S. Fiebig und F. Glaubitz, *Referenzbauteil: Entwicklung einer Produktionsstrategie zur Herstellung komplexer Metall-FVK-Komponenten*, in *Prozesstechnologie zur Herstellung von FVK-Metall-Hybriden. Ergebnisse aus dem BMBF-Verbundprojekt ProVorPlus. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 37–46, 2020, doi:10.1007/978-3-662-60680-3\_4.
- [81] P. Michel, *Hybrid-Plus in Struktur-Leichtbauweise?* Lightweight Design, Jg. 1, Nr. 3, S. 42–46, 2008, doi:10.1007/BF03223538.
- [82] Lanxess, *Technische Information. Anwendungsbeispiel. Audi-A2-Frontend - Hybridbauteil aus Durethan BKV 30*, 2008. [https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI\\_2005-003\\_DE\\_Case\\_D\\_BKV30\\_Faurecia-Audi\\_-\\_A2\\_Frontend.pdf?docId=8730387](https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI_2005-003_DE_Case_D_BKV30_Faurecia-Audi_-_A2_Frontend.pdf?docId=8730387). Zuletzt geprüft am 18.01.2024.
- [83] Lanxess, *Technische Information. Anwendungsbeispiel. Das erste Frontend in Aluminium-Hybrid-Technik mit Durethan BKV 30.*, 2007. [https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI\\_2006-047\\_DE\\_Case\\_D\\_BKV30\\_Faurecia\\_-\\_Frontend\\_TT.pdf?docId=6780782](https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI_2006-047_DE_Case_D_BKV30_Faurecia_-_Frontend_TT.pdf?docId=6780782). Zuletzt geprüft am 18.01.2024.
- [84] D. Drummer, T. Baranowski, R. Koch, B. Nießen, I. Wehmeyer und O. Farges, Hrsg., *Handbuch Kunststoff-Metall-Hybridtechnik*, Entstanden im Rahmen des Forschungsvorhabens "Entwicklung einer neuartigen Hybridleichtbautechnologie für die Automobilindustrie - HYLIGHT" im Zeitraum 2011-2014: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Erlangen, 2015.
- [85] A. Jäschke und U. Dajek, *Dachrahmen in Hybridbauweise*. VDI-Tagungsband, Jg. 4260, S. 25–45, 2004.
- [86] Lanxess, *Technische Information. Hybrid-Frontend Ford Focus.*, 2008. [https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI\\_2006-024\\_DE\\_Case\\_Hybrid-Frontend\\_Ford\\_Focus.pdf?docId=63411](https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/TI_2006-024_DE_Case_Hybrid-Frontend_Ford_Focus.pdf?docId=63411). Zuletzt geprüft am 24.11.2024.
- [87] D. Heidrich, T. Kloska und X. Fang, *Abschlussbericht zum BMBF-Forschungsprojekt MultiForm*, Entwicklung eines Hochleistungsfertigungsverfahrens zur simultanen Umformung von faserverstärkten Kunststoffen mit Metallblechen, Projektzeitraum: 01.08.2014-31.07.2018. Siegerner Schriftenreihe Automobiltechnik, Nr. 3, Siegen: Universitätsverlag Siegen, 2019. ISBN: 978-3-96182-041-2.
- [88] C.J. Deviprasad, T. Stallmeister, J. Lückenkötter und T. Tröster, *In-Mold Assembly of Hybrid GMT-Steel Brake Pedals by Compression Molding*. LightMAT 2023, Trondheim, Norwegen, vorgetragen am 22.06.2023.
- [89] T. Schnettker, P. Dreessen, K. Dröder, C. Vogler, D. Koch, T. Frey, B. Poller, A. Wedemeier, C. Vree, J. Kosowski und D. Riss, *Film-Adhesives for Polymer-Metal Hybrid Structures from Laboratory to Close-to-Production*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den*

- multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 157–166, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_15.
- [90] Lanxess Deutschland GmbH, *Hochbelastbare Sandwichstrukturen mit PA6. Emissionsarmes Polyamid für das DLFT-Fließpressen.*, 2014. <https://www.kunststoff-magazin.de/thermoplaste/hochbelastbare-sandwichstrukturen-mit-pa6.htm>. Zuletzt geprüft am 21.01.2024.
- [91] T. Link, F. Behnisch, P. Rosenberg, J. Seuffert, D. Dörr, M. Hohberg, T. Joppich und F. Henning, *Hybrid Composites for Automotive Applications - Development and Manufacture of a System-integrated Lightweight floor Structure in multi-material Design*, 2019, doi:10.24406/publica-fhg-405892.
- [92] M.H. Kothmann, A. Hillebrand und G. Deinzer, *Multimaterialkarosserien für batterieelektrische Fahrzeuge*. *Lightweight Design*, Jg. 11, Nr. 2, S. 10–17, 2018, doi:10.1007/s35725-018-0007-1.
- [93] L. Ickert, *FVK-Metall-Hybridbauweise für die automobile Großserie*, Dissertation, RWTH Aachen. Schriftenreihe Automobiltechnik, Nr. 169, Aachen: Forschungsges. Kraftfahrwesen Aachen, 2014. ISBN: 9783940374745.
- [94] B. Bader, E. Türck und T. Vietor, *Multi Material Design. A current Overview of the Used Potential in Automotive Industries*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 3–13, 2019, doi:10.1007/978-3-662-58206-0\_1.
- [95] G.W. Ehrenstein, *Handbuch Kunststoff-Verbindungstechnik*. 1. Auflage, München: Hanser, 2004. ISBN: 978-3-446-22668-5.
- [96] M. Grujicic, *Injection Overmolding of Polymer–Metal Hybrid Structures*, in *Joining of Polymer-Metal Hybrid Structures. Principles and Applications.*, S. T. Amancio-Filho und L.-A. Blaga, Hrsg., Hoboken: Wiley, S. 277–305, 2018.
- [97] D. Hummelberger, L. Kärger und F. Henning, *Evaluation of Different Hybrid Material Systems and Systematic Analysis of their Physical Mechanisms in Terms of Fatigue*. *MSF*, Jg. 825-826, S. 473–481, 2015, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.473.
- [98] J. Altach, B. Bader, T. Fröhlich, D. Klaiber und T. Vietor, *Approach to the systematic categorization and qualitative evaluation of multi-material designs for use in vehicle body structures*. *Procedia CIRP*, Jg. 84, S. 908–915, 2019, doi:10.1016/j.procir.2019.04.339.
- [99] T. Kleffel, *Kunststoff-Metall Verbunde mit hoher Dichtheit auf Basis elektrochemisch erzeugter Mikrostrukturen*, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2022.
- [100] Marcel Triebus, *Belastungsgerechte Auslegung automobiler Leichtbaustrukturen aus pressgehärtetem Stahl und kohlenstofffaserverstärkten Kunststoff*, Dissertation, Universität Paderborn, 2023.



- [101] AVK – Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e. V., *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites*. 4. Auflage, Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013. ISBN: 978-3-658-02754-4.
- [102] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer, Hrsg., *Handbuch Verbundwerkstoffe, Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*: Hanser, München/ Wien, 2014.
- [103] M. Geiger und G.W. Ehrenstein, Hrsg., *Werkstoff- und prozessoptimierte Herstellung flächiger Kunststoff-Kunststoff und Kunststoff-Metall-Verbundbauteile*, Meisenbach Bamberg, 2003.
- [104] G. Habenicht, *Kleben*. 6. Auflage, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009. ISBN: 978-3-540-85264-3.
- [105] L. Hoffmann, B. Faißt, K. Kose und F. Eggers, *Herstellung und Charakterisierung hochfester Kunststoff-Metall-Hybride*. *Lightweight Design*, Jg. 10, Nr. 1, S. 50–55, 2017.
- [106] M. Harhash, M. Kuhtz, J. Richter, A. Hornig, M. Gude und H. Palkowski, *Influence of Adhesion Properties on the Crash Behavior of Steel/Polymer/Steel Sandwich Crashboxes: An Experimental Study*. *Metals*, Jg. 11, Nr. 9, S. 1400, 2021, doi:10.3390/met11091400.
- [107] F. Schongen, L. Patberg, R. Sünkel und H. Ferkel, *Coil-Based Hybrid Semi-Finished Product for Innovative, Firmly Bonded Structural Steel/Plastic Component*. *Faszination hybrider Leichtbau*, Wolfsburg, vorgetragen am 30.05.2018.
- [108] M. Grujicic, V. Sellappan, L. Mears, X. Xuan, N. Seyr, M. Erdmann und J. Holzleitner, *Selection of the spraying technologies for over-coating of metal-stampings with thermo-plastics for use in direct-adhesion polymer metal hybrid load-bearing components*. *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 198, Nr. 1-3, S. 300–312, 2008, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.07.011.
- [109] T. Lindner, E. Saborowski, M. Scholze, B. Zillmann und T. Lampke, *Thermal Spray Coatings as an Adhesion Promoter in Metal/FRP Joints*. *Metals*, Jg. 8, Nr. 10, S. 769, 2018, doi:10.3390/met8100769.
- [110] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz und nukleare Sicherheit, *Verordnung über die Überlassung, Rücknahme und umweltverträgliche Entsorgung von Altfahrzeugen (Altfahrzeugverordnung - AltfahrzeugV)*, 2020.
- [111] L. Spresny, *Holistic Approach of Hybridisation of Structural Body Parts in the Context of the Open Hybrid LabFactory*. *Faszination hybrider Leichtbau*, Wolfsburg, vorgetragen am 29.-30.05.2018.
- [112] S. Fiebig, *ProVorPLUS - development of a battery tray in hybrid design*. *Faszination hybrider Leichtbau*, Wolfsburg, vorgetragen am 30.05.2018.
- [113] W. Bleck und E. Moeller, Hrsg., *Handbuch Stahl*, Auswahl, Verarbeitung, Anwendung: Hanser, München, 2018.
- [114] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*. 3. Auflage, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2014. ISBN: 978-3-662-43806-0.
- [115] T. Grohmann, *Forming of AMAG 7xxx Series Aluminium Sheet Alloys*. Konferenz. *New Developments in Sheet Metal Forming*. Stuttgart., 2016.

- [116] P. Schuster, J. Österreicher, G. Kirov, C. Sommitsch, O. Kessler und E. Mukeli, *Characterisation and Comparison of Process Chains for Producing Automotive Structural Parts from 7xxx Aluminium Sheets*. Metals, Jg. 9, Nr. 3, S. 305, 2019, doi:10.3390/met9030305.
- [117] H. Czichos und M. Hennecke, *HÜTTE - Das Ingenieurwissen*. 34. Auflage, Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, 2012. ISBN: 978-3-642-22849-0.
- [118] G. Erhard, *Konstruieren mit Kunststoffen*. 4. Auflage, München: Hanser, 2008. ISBN: 978-3-446-41646-8.
- [119] J. Weber, *Herausforderungen und Limitationen von hybriden Metall-Kunststoff-Verbunden in Gehäusestrukturen von PKW-Getrieben*, Dissertation, Universität Kassel. Schriftenreihe des Instituts für Werkstofftechnik / Kunststofftechnik, Nr. 9, Kassel: Kassel University Press, 2018. ISBN: 978-3-7376-0674-5.
- [120] A. Dasari, J. Rohrmann und R.D.K. Misra, *Surface microstructural modification and fracture behavior of tensile deformed polypropylene with different percentage crystallinity*. Materials Science and Engineering: A, Jg. 360, Nr. 1-2, S. 237–248, 2003, doi:10.1016/S0921-5093(03)00405-2.
- [121] M.L. Di Lorenzo und C. Silvestre, *Non-isothermal crystallization of polymers*. Progress in Polymer Science, Jg. 24, Nr. 6, S. 917–950, 1999, doi:10.1016/S0079-6700(99)00019-2.
- [122] F. de Santis und R. Pantani, *Development of a rapid surface temperature variation system and application to micro-injection molding*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 237, S. 1–11, 2016, doi:10.1016/j.jmatprotec.2016.05.023.
- [123] K. Ramani und W. Zhao, *The evolution of residual stresses in thermoplastic bonding to metals*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 17, Nr. 4, S. 353–357, 1997, doi:10.1016/S0143-7496(97)00030-4.
- [124] S.-G. Kim, A. Suzuki, N. Takata und M. Kobashi, *Effect of hot-press thermal history on joint strength of A5052/Polyamide-6 hybrid structure via a porous layer*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 276, S. 116388, 2020, doi:10.1016/j.jmatprotec.2019.116388.
- [125] E. Farotti, E. Mancini, T. Bellezze und M. Sasso, *Investigation of the Effects of Mold Temperature, Test Temperature and Strain Rate on Mechanical Behaviour of Polypropylene*. J. dynamic behavior mater., Jg. 5, Nr. 3, S. 344–360, 2019, doi:10.1007/s40870-019-00218-7.
- [126] E. Farotti und M. Natalini, *Injection molding. Influence of process parameters on mechanical properties of polypropylene polymer. A first study*. Procedia Structural Integrity, Jg. 8, S. 256–264, 2018, doi:10.1016/j.prostr.2017.12.027.
- [127] S.J.A. Rizvi, *Effect of injection molding parameters on crystallinity and mechanical properties of isotactic polypropylene*. Int J Plast Technol, Jg. 21, Nr. 2, S. 404–426, 2017, doi:10.1007/s12588-017-9194-3.

- [128] S.J.A. Hocker, W.T. Kim, H.C. Schniepp und D.E. Kranbuehl, *Polymer crystallinity and the ductile to brittle transition*. Polymer, Jg. 158, S. 72–76, 2018, doi:10.1016/j.polymer.2018.10.031.
- [129] L. Sang, Y. Wang, G. Chen, J. Liang und Z. Wei, *A comparative study of the crystalline structure and mechanical properties of carbon fiber/polyamide 6 composites enhanced with/without silane treatment*. RSC Adv., Jg. 6, Nr. 109, S. 107739–107747, 2016, doi:10.1039/C6RA18394H.
- [130] M.E. González-López, J.R. Robledo-Ortíz, R. Manríquez-González, J.A. Silva-Guzmán und A.A. Pérez-Fonseca, *Polylactic acid functionalization with maleic anhydride and its use as coupling agent in natural fiber biocomposites: a review*. Composite Interfaces, Jg. 25, Nr. 5-7, S. 515–538, 2018, doi:10.1080/09276440.2018.1439622.
- [131] L.D.P. Fajardo Cabrera de Lima, R.M.C. Santana und C.D. Chamorro Rodríguez, *Influence of Coupling Agent in Mechanical, Physical and Thermal Properties of Polypropylene/Bamboo Fiber Composites: Under Natural Outdoor Aging*. Polymers, Jg. 12, Nr. 4, 2020, doi:10.3390/polym12040929.
- [132] K. Zhang, Q. Guo, D. Zhang und J. Guo, *Mechanical Properties and Morphology of Polypropylene/Polypropylene-g-Maleic Anhydride/Long Glass Fiber Composites*. Journal of Macromolecular Science, Part B, Jg. 54, Nr. 3, S. 286–294, 2015, doi:10.1080/00222348.2014.996500.
- [133] W.-K. Choi, H.-I. Kim, S.-J. Kang, Y.S. Lee, J.H. Han und B.-J. Kim, *Mechanical interfacial adhesion of carbon fibers-reinforced polarized-polypropylene matrix composites: effects of silane coupling agents*. Carbon letters, Jg. 17, Nr. 1, S. 79–84, 2016, doi:10.5714/CL.2016.17.1.079.
- [134] J.L. Thomason und M.A. Vlуг, *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 1. Tensile and flexural modulus*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 27, Nr. 6, S. 477–484, 1996, doi:10.1016/1359-835X(95)00065-A.
- [135] J.L. Thomason und M.A. Vlуг, *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 4. Impact properties*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 28, Nr. 3, S. 277–288, 1997, doi:10.1016/S1359-835X(96)00127-3.
- [136] J.L. Thomason, M.A. Vlуг, G. Schipper und H.G.L.T. Krikor, *Influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre-reinforced polypropylene: Part 3. Strength and strain at failure*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 27, Nr. 11, S. 1075–1084, 1996, doi:10.1016/1359-835X(96)00066-8.
- [137] J.L. Thomason, *The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: Part 5. Injection moulded long and short fibre PP*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 33, Nr. 12, S. 1641–1652, 2002, doi:10.1016/S1359-835X(02)00179-3.

- [138] H. Paul, M. Luke und F. Henning, *Combining mechanical interlocking, force fit and direct adhesion in polymer–metal-hybrid structures – Evaluation of the deformation and damage behavior*. Composites Part B: Engineering, Jg. 73, S. 158–165, 2015, doi:10.1016/j.compositesb.2014.12.013.
- [139] J.L. Thomason, *The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene. Part 6. The properties of injection moulded long fibre PP at high fibre content*. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Jg. 36, Nr. 7, S. 995–1003, 2005, doi:10.1016/j.compositesa.2004.11.004.
- [140] G. Wang, G. Zhao und X. Wang, *Effects of cavity surface temperature on reinforced plastic part surface appearance in rapid heat cycle moulding*. Materials & Design, Jg. 44, S. 509–520, 2013, doi:10.1016/j.matdes.2012.08.039.
- [141] M.D. Wakeman, T.A. Cain, C.D. Rudd, R. Brooks und A.C. Long, *Compression moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro-mechanical properties, Part 1: commingled glass and polypropylene*. Composites Science and Technology, Jg. 58, Nr. 12, S. 1879–1898, 1998, doi:10.1016/S0266-3538(98)00011-6.
- [142] M.D. Wakeman, T.A. Cain, C.D. Rudd, R. Brooks und A.C. Long, *Compression moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro-mechanical properties, Part 2: Glass-mat-reinforced thermoplastics*. Composites Science and Technology, Jg. 59, Nr. 5, S. 709–726, 1999, doi:10.1016/S0266-3538(98)00124-9.
- [143] M.D. Wakeman, C.D. Rudd, T.A. Cain, R. Brooks und A.C. Long, *Compression moulding of glass and polypropylene composites for optimised macro- and micro-mechanical properties, Part 4: Technology demonstrator — a door cassette structure*. Composites Science and Technology, Jg. 60, Nr. 10, S. 1901–1918, 2000, doi:10.1016/S0266-3538(00)00066-X.
- [144] A. Rubio, P. Eguizabal, M.A. Mendizabal und J.F. Liceaga, *Influence of the processing parameters on glass mat reinforced thermoplastic (GMT) stamping*. Composites Manufacturing, Jg. 3, Nr. 1, S. 47–52, 1992, doi:10.1016/0956-7143(92)90183-U.
- [145] Quadrant Plastic Composites AG, *Glasplattenverstärkte Thermoplaste. Verarbeitungsrichtlinien für Bauteile aus GMT und GMTex*, 2011.
- [146] M. Bonnet, *Kunststofftechnik*. 2. Auflage, Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden, 2014. ISBN: 978-3-658-03138-1.
- [147] Leichtbau-Zentrum Sachsen GmbH, *LFT – Langfaserverstärkte Thermoplaste*, 2024. <https://www.lzs-dd.de/leistungen/nach-prozess/lft>. Zuletzt geprüft am 28.10.2024.
- [148] C. Schelleis, B.M. Scheuring, W.V. Liebig, A.N. Hrymak und F. Henning, *Approaching Polycarbonate as an LFT-D Material: Processing and Mechanical Properties*. Polymers, Jg. 15, Nr. 9, 2023, doi:10.3390/polym15092041.

- [149] J. Lückenkötter, J.-P. Leimbach, T. Stallmeister, T. Marten und T. Tröster, *Feasibility Study of Compression Molding for Large Reinforcement Structures in the Commercial Vehicle Sector*, in *Material Forming. ESAFORM 2023, Materials Research Proceedings*, Millersville: Materials Research Forum LLC, S. 249–258, 2023, doi:10.21741/9781644902479-27.
- [150] Quadrant Plastic Composites AG, *Glasmattenverstärkte Thermoplaste. Konstruktions-Richtlinien für GMT / GMTex Teile*, 2007.
- [151] P. Schwarzmann, in *Thermoforming. A Practical Guide*, Illig Maschinenbau GmbH & Co. KG, Hrsg., München: Carl Hanser Verlag, 2019.
- [152] M. Fiorotto und G. Lucchetta, *Experimental investigation of a new hybrid molding process to manufacture high-performance composites*. *International Journal of Material Forming*, Jg. 6, Nr. 1, S. 179–185, 2013, doi:10.1007/s12289-011-1066-3.
- [153] J.J.G. Lotte, *Neues Fügeverfahren für Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen*, Dissertation, RWTH Aachen. Aachener Berichte Fügetechnik, Nr. 1/2022, Aachen: Shaker Verlag. ISBN: 978-3-8440-8445-0.
- [154] S.D. Thoppul, J. Finegan und R.F. Gibson, *Mechanics of mechanically fastened joints in polymer–matrix composite structures – A review*. *Composites Science and Technology*, Jg. 69, Nr. 3-4, S. 301–329, 2009, doi:10.1016/j.compscitech.2008.09.037.
- [155] D. Liu, Y. Tang und W.L. Cong, *A review of mechanical drilling for composite laminates*. *Composite Structures*, Jg. 94, Nr. 4, S. 1265–1279, 2012, doi:10.1016/j.compstruct.2011.11.024.
- [156] J. Min, J. Hu, C. Sun, H. Wan, P. Liao, H. Teng und J. Lin, *Fabrication processes of metal-fiber reinforced polymer hybrid components: a review*. *Advanced Composites and Hybrid Materials*, Jg. 5, Nr. 2, S. 651–678, 2022, doi:10.1007/s42114-021-00393-z.
- [157] J. Zhang und S. Yang, *Self-piercing riveting of aluminum alloy and thermoplastic composites*. *Journal of Composite Materials*, Jg. 49, Nr. 12, S. 1493–1502, 2015, doi:10.1177/0021998314535456.
- [158] A.B. Abibe, M. Sônego, J.F. dos Santos, L.B. Canto und S.T. Amancio-Filho, *On the feasibility of a friction-based staking joining method for polymer–metal hybrid structures*. *Materials & Design*, Jg. 92, S. 632–642, 2016, doi:10.1016/j.matdes.2015.12.087.
- [159] M. Gude, W. Hufenbach, R. Kupfer, A. Freund und C. Vogel, *Development of novel form-locked joints for textile reinforced thermoplastics and metallic components*. *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 216, S. 140–145, 2015, doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.09.007.
- [160] H. Seidlitz, C. Gerstenberger, T. Osiecki, S. Simon und L. Kroll, *High-performance lightweight structures with Fiber Reinforced Thermoplastics and Structured Metal Thin Sheets*. *Journal of Materials Science Research*, Jg. 4, Nr. 1, 2014, doi:10.5539/jmsr.v4n1p28.

- [161] T. Temesi und T. Czigany, *Laser-joined aluminium–polypropylene sheets: the effect of the surface preparation of aluminium*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Jg. 121, Nr. 9-10, S. 6907–6920, 2022, doi:10.1007/s00170-022-09790-0.
- [162] A. Roesner, S. Scheik, A. Olowinsky, A. Gillner, U. Reisgen und M. Schleser, *Laser Assisted Joining of Plastic Metal Hybrids*. Physics Procedia, Jg. 12, S. 370–377, 2011, doi:10.1016/j.phpro.2011.03.146.
- [163] J.P. Bergmann und M. Stambke, *Potential of Laser-manufactured Polymer-metal hybrid Joints*. Physics Procedia, Jg. 39, S. 84–91, 2012, doi:10.1016/j.phpro.2012.10.017.
- [164] K. Schricker, L. Samfaß, M. Grätzel, G. Ecke und J.P. Bergmann, *Bonding mechanisms in laser-assisted joining of metal-polymer composites*. Journal of Advanced Joining Processes, Jg. 1, S. 100008, 2020, doi:10.1016/j.jajp.2020.100008.
- [165] R.-Y. Yeh und R.-Q. Hsu, *Development of ultrasonic direct joining of thermoplastic to laser structured metal*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 65, S. 28–32, 2016, doi:10.1016/j.ijadhadh.2015.11.001.
- [166] K. Du, J. Huang, J. Chen, Y. Li, C. Yang und X. Xia, *Mechanical Property and Structure of Polypropylene/Aluminum Alloy Hybrid Prepared via Ultrasound-Assisted Hot-Pressing Technology*. Materials, Jg. 13, Nr. 1, 2020, doi:10.3390/ma13010236.
- [167] F. Balle, G. Wagner und D. Eifler, *Ultrasonic Metal Welding of Aluminium Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites*. Advanced Engineering Materials, Jg. 11, Nr. 1-2, S. 35–39, 2009, doi:10.1002/adem.200800271.
- [168] P. Mitschang, R. Velthuis und M. Didi, *Induction Spot Welding of Metal/CFRPC Hybrid Joints*. Advanced Engineering Materials, Jg. 15, Nr. 9, S. 804–813, 2013, doi:10.1002/adem.201200273.
- [169] M. Hümbert, *Induktiver Schweißprozess für glasfaserverstärkte Thermoplaste und Stahl*, Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2018.
- [170] R. Velthuis, *Lightweight Structures Made of Metal and Fiber-Reinforced Polymers*. Kunststoffe International, Jg. 11, S. 22–24, 2007.
- [171] P. Mitschang, R. Velthuis, S. Emrich und M. Kopnarski, *Induction Heated Joining of Aluminum and Carbon Fiber Reinforced Nylon 66*. Journal of Thermoplastic Composite Materials, Jg. 22, Nr. 6, S. 767–801, 2009, doi:10.1177/0892705709105969.
- [172] K. Nagatsuka, B. Xiao, L. Wu, K. Nakata, S. Saeki, Y. Kitamoto und Y. Iwamoto, *Resistance spot welding of metal/carbon-fibre-reinforced plastics and applying silane coupling treatment*. Science and Technology of Welding and Joining, Jg. 23, Nr. 3, S. 181–186, 2018, doi:10.1080/13621718.2017.1362159.
- [173] T. Osiecki, C. Gerstenberger, A. Hackert, T. Timmel und L. Kroll, *High-Performance Fiber Reinforced Polymer/Metal-Hybrids for Structural Lightweight Design*.

- Key Engineering Materials, Jg. 744, S. 311–316, 2017, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.744.311.
- [174] M. Trautmann, S. Mrzljak, F. Walther und G. Wagner, *Mechanical Properties of Thermoplastic-Based Hybrid Laminates with Regard to Layer Structure and Metal Volume Content*. Metals, Jg. 10, Nr. 11, S. 1430, 2020, doi:10.3390/met10111430.
- [175] C. Xu, K. Ramani und G. Kumar, *Thermoplastic adhesive bonding of galvanized steel to polypropylene composite and its durability*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 22, Nr. 3, S. 187–195, 2002, doi:10.1016/S0143-7496(01)00054-9.
- [176] N. Öztoprak und G.M. Gençer, *Effect of elevated test temperature on the tensile strength and failure mechanism of hot-pressed dissimilar joints of laser ablation-treated AA5754-H111 and thermoplastic composite*. Materials Testing, Jg. 64, Nr. 8, S. 1192–1201, 2022, doi:10.1515/mt-2021-2191.
- [177] C. Xu, K. Ramani und G. Kumar, *Thermoplastic adhesive bonding of galvanized steel to polypropylene composite and its durability*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 22, Nr. 3, S. 187–195, 2001, doi:10.1016/S0143-7496(01)00054-9.
- [178] F.C. Liu, J. Liao und K. Nakata, *Joining of metal to plastic using friction lap welding*. Materials & Design (1980-2015), Jg. 54, S. 236–244, 2014, doi:10.1016/j.matdes.2013.08.056.
- [179] S. Aliasghari, M. Ghorbani, P. Skeldon, H. Karami und M. Movahedi, *Effect of plasma electrolytic oxidation on joining of AA 5052 aluminium alloy to polypropylene using friction stir spot welding*. Surface and Coatings Technology, Jg. 313, S. 274–281, 2017, doi:10.1016/j.surfcoat.2017.01.084.
- [180] F. Lambiase, A. Paoletti, V. Grossi und S. Genna, *Improving energy efficiency in friction assisted joining of metals and polymers*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 250, S. 379–389, 2017, doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.08.005.
- [181] M.D. Banea, L.F.M. da Silva und R.D.S.G. Campilho, *Principles of Adhesive Bonding*, in *Joining of Polymer-Metal Hybrid Structures. Principles and Applications*, S. T. Amancio-Filho und L.-A. Blaga, Hrsg., Hoboken: Wiley, 3-27, 2018.
- [182] W. Koshukow, A. Liebsch, R. Kupfer, J. Troschitz, D.-I. Schneider und M. Gude, *Entwicklung und Aufbau einer automatisierten Prozesskette für die Herstellung komplexer Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen*, Proceedings der 27. Fachtagung über Verarbeitung und Anwendung von Polymeren, Chemnitz, 2021.
- [183] W.-G. Drossel, M. Riemer, P. Scholz, T. Osiecki, L. Kroll, M. Frankiewicz und W. Skomudek, *Forming induced interface structures for manufacturing hybrid metal composites*. CIRP Annals, Jg. 69, Nr. 1, S. 253–256, 2020, doi:10.1016/j.cirp.2020.03.010.
- [184] T. Temesi und T. Czigan, *Integrated Structures from Dissimilar Materials: The Future Belongs to Aluminum–Polymer Joints*. Advanced Engineering Materials, Jg. 22, Nr. 8, 2020, doi:10.1002/adem.202000007.

- [185] M.M. Hussain, B. Rauscher und A.E. Tekkaya, *Wirkmedienbasierte Herstellung hybrider Metall-Kunststoff-Verbundbauteile mit Kunststoffschmelzen als Druckmedium*. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Jg. 39, Nr. 9, S. 627–632, 2008, doi:10.1002/mawe.200800333.
- [186] J. Schild, *Verfahrensentwicklung zur integrierten Herstellung von Kunststoff/Metall-Strukturbauteilen im Spritzgießverfahren*, Dissertation, RWTH Aachen. IKV-Berichte aus der Kunststoffverarbeitung, Aachen: Druck und Verlagshaus Mainz GmbH, 2017. ISBN: 3958861474.
- [187] X. Fang und T. Kloska, *Hybrid forming of sheet metals with long Fiber-reinforced thermoplastics (LFT) by a combined deep drawing and compression molding process*. International Journal of Material Forming, Jg. 13, Nr. 4, S. 561–575, 2020, doi:10.1007/s12289-019-01493-4.
- [188] A. Hajdarevic, S. Jayakumar, L. Stolz und X. Fang, *Development of the One-Step Hybrid Forming Process to Produce an Al-GMT-Hybrid Crash Management System*, in *Proceedings of the 14th International Conference on the Technology of Plasticity - Current Trends in the Technology of Plasticity. ICTP 2023, Lecture Notes in Mechanical Engineering*, K. Mocellin, P.-O. Bouchard, R. Bigot und T. Balan, Hrsg., Cham: Springer Nature Switzerland, S. 194–205, 2024, doi:10.1007/978-3-031-40920-2\_21.
- [189] B.-A. Behrens, S. Hübner und A. Neumann, *Forming Sheets of Metal and Fibre-reinforced Plastics to Hybrid Parts in One Deep Drawing Process*. Procedia Engineering, Jg. 81, S. 1608–1613, 2014, doi:10.1016/j.proeng.2014.10.198.
- [190] B.-A. Behrens, S. Hübner, N. Grbic, M. Micke-Camuz, T. Wehrhane und A. Neumann, *Forming and Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastics and Sheet Metal in One Step*. Procedia Engineering, Jg. 183, S. 227–232, 2017, doi:10.1016/j.proeng.2017.04.026.
- [191] D. Trudel-Boucher, P. Kabala, J. Beuscher, M. Champagne und K. Dröder, *Comparison of the Mechanical Properties of Adhesively Bonded and Mechanically Interlocked Steel/Fibre-Reinforced Thermoplastic Hybrids Produced Using One-Step Forming Process*, in *Technologies for Economical and Functional Lightweight Design. Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau*, K. Dröder und T. Vietor, Hrsg., Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 211–219, 2021, doi:10.1007/978-3-662-62924-6\_18.
- [192] R. Plettke, A. Schaub, C. Gröschel, C. Scheitler, M. Vetter, O. Hentschel, F. Ranft, M. Merklein, M. Schmidt und D. Drummer, *A New Process Chain for Joining Sheet Metal to Fibre Composite Sheets*. Key Engineering Materials, Jg. 611-612, S. 1468–1475, 2014, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.611-612.1468.
- [193] U. Reisgen, A. Schiebahn, J. Lotte, C. Hopmann, D. Schneider und J. Neuhaus, *Innovative joining technology for the production of hybrid components from FRP and metals*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 282, S. 116674, 2020, doi:10.1016/j.jmatprotec.2020.116674.



- [194] J. Popp, T. Kleffel, D. Römisch, T. Papke, M. Merklein und D. Drummer, *Fiber Orientation Mechanism of Continuous Fiber Reinforced Thermoplastics Hybrid Parts Joined with Metallic Pins*. Applied Composite Materials, Jg. 28, Nr. 4, S. 951–972, 2021, doi:10.1007/s10443-021-09892-0.
- [195] J. Popp und D. Drummer, *Joining of continuous fiber reinforced thermoplastic/steel hybrid parts via undercutting pin structures and infrared heating*. Journal of Advanced Joining Processes, Jg. 5, S. 100084, 2022, doi:10.1016/j.jajp.2021.100084.
- [196] S. Müller, M. Brand, K. Dröder und D. Meiners, *Increasing the Structural Integrity of Hybrid Plastics-Metal Parts by an Innovative Mechanical Interlocking Effect*. MSF, Jg. 825-826, S. 417–424, 2015, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.417.
- [197] K. Dröder, M. Brand und M. Kühn, *Numerical and Experimental Analyses on the Influence of Array Patterns in Hybrid Metal-FRP Materials Interlocked by Mechanical Undercuts*. Procedia CIRP, Jg. 62, S. 51–55, 2017, doi:10.1016/j.procir.2016.06.121.
- [198] J. Popp, D. Römisch, M. Merklein und D. Drummer, *Joining of CFRT/Steel Hybrid Parts via Direct Pressing of Cold Formed Non-Rotational Symmetric Pin Structures*. Applied Sciences, Jg. 12, Nr. 10, S. 4962, 2022, doi:10.3390/app12104962.
- [199] P. Yeole, H. Ning und A.A. Hassen, *Development and characterization of a polypropylene matrix composite and aluminum hybrid material*. Journal of Thermoplastic Composite Materials, Jg. 34, Nr. 3, S. 364–381, 2021, doi:10.1177/0892705719843974.
- [200] K. Ramaswamy, R.M. O'Higgins und C.T. McCarthy, *Impact damage tolerance and residual performance of novel interlocked-hybrid structural joints*. Composites Part B: Engineering, Jg. 241, S. 109996, 2022, doi:10.1016/j.compositesb.2022.109996.
- [201] DIN 8593-4:2003-09, *Fertigungsverfahren Fügen, Teil 4: Fügen durch Urformen, Einordnung, Unterteilung, Begriffe*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [202] M. Grujicic, V. Sellappan, G. Arakere, N. Seyr, A. Obieglo, M. Erdmann und J. Holzleitner, *The Potential of a Clinch-Lock Polymer Metal Hybrid Technology for Use in Load-Bearing Automotive Components*. Journal of Materials Engineering and Performance, Jg. 18, Nr. 7, S. 893–902, 2009, doi:10.1007/s11665-008-9325-2.
- [203] L.F.M. da Silva, A. Öchsner und R.D. Adams, *Handbook of Adhesion Technology*. 1. Auflage, Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg, 2011. ISBN: 978-3-642-01168-9.
- [204] M. Grujicic, V. Sellappan, M.A. Omar, N. Seyr, A. Obieglo, M. Erdmann und J. Holzleitner, *An overview of the polymer-to-metal direct-adhesion hybrid technologies for load-bearing automotive components*. Journal of Materials Processing

- Technology, Jg. 197, Nr. 1-3, S. 363–373, 2008, doi:10.1016/j.jmatprotec.2007.06.058.
- [205] J.A. Striewe, *Haftung und Korrosionsbeständigkeit direktgefügtter Hybridsysteme aus kohlenstofffaserverstärktem Epoxidharz und verzinktem Stahl für den Automobileichtbau*, Dissertation, Universität Paderborn. Schriftenreihe Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen, Nr. 55, Düren: Shaker, 2022. ISBN: 9783844084238.
- [206] W. Chinsirikul, T.C. Chung und and Ian R. Harrison, *Adhesion Improvement in Polypropylene/Aluminum Laminates*. Journal of Thermoplastic Composite Materials, Nr. 6, S. 18–28, 1993.
- [207] S.Y. Park, W.J. Choi, H.S. Choi, H. Kwon und S.H. Kim, *Recent Trends in Surface Treatment Technologies for Airframe Adhesive Bonding Processing: A Review (1995–2008)*. The Journal of Adhesion, Jg. 86, Nr. 2, S. 192–221, 2010, doi:10.1080/00218460903418345.
- [208] F. Ma, S. Chen, L. Han, Z. Wang und Y. Pu, *Experimental and numerical investigation on the strength of polymer-metal hybrid with laser assisted metal surface treatment*. Journal of Adhesion Science and Technology, Jg. 33, Nr. 10, S. 1112–1129, 2019, doi:10.1080/01694243.2019.1582888.
- [209] J. Byskov-Nielsen, J.V. Boll, A.H. Holm, R. Højsholt und P. Balling, *Ultra-high-strength micro-mechanical interlocking by injection molding into laser-structured surfaces*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 30, Nr. 6, S. 485–488, 2010, doi:10.1016/j.ijadhadh.2010.03.008.
- [210] W. Koshukow, M. Krah, M. Gude, P. Götz und M. Kirchhoff, *Influence of Laser Surface Treatment for Process-Integrated Joining of Textile Reinforced Thermoplastic Composites to Metal Sheets*. Key Engineering Materials, Jg. 742, S. 366–373, 2017, doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.742.366.
- [211] Y. Kajihara, Y. Tamura, F. Kimura, G. Suzuki, N. Nakura und E. Yamaguchi, *Joining strength dependence on molding conditions and surface textures in blast-assisted metal-polymer direct joining*. CIRP Annals, Jg. 67, Nr. 1, S. 591–594, 2018, doi:10.1016/j.cirp.2018.04.112.
- [212] C. Bischof und W. Possart, *Adhäsion*, Theoretische und experimentelle Grundlagen, Berlin: De Gruyter, 1983. ISBN: 978-3-11-272802.
- [213] X. Li, F. Liu, N. Gong, C. Yang und B. Wang, *Surface topography induced high injection joining strength of polymer-metal composite and fracture mechanism*. Composite Structures, Jg. 184, S. 545–553, 2018, doi:10.1016/j.compstruct.2017.10.020.
- [214] X. Li, N. Gong, C. Yang, S. Zeng, S. Fu und K. Zhang, *Aluminum/polypropylene composites produced through injection molding*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 255, S. 635–643, 2018, doi:10.1016/j.jmatprotec.2018.01.008.
- [215] X. Wu und K. Hebert, *Development of Surface Impurity Segregation during Dissolution of Aluminum*. Journal of the Electrochemical Society, Jg. 143, Nr. 1, 83–91, 1996.

- [216] L. Fedrizzi, A. Bianchi, F. Deflorian, S. Rossi und P.L. Bonora, *Effect of chemical cleaning on the corrosion behaviour of painted aluminium alloys*. Electrochimica, Jg. 47, S. 2159–2168, 2002.
- [217] J. Chen, K. Du, X. Chen, Y. Li, J. Huang, Y. Wu, C. Yang und X. Xia, *Influence of surface microstructure on bonding strength of modified polypropylene/aluminum alloy direct adhesion*. Applied Surface Science, Jg. 489, S. 392–402, 2019, doi:10.1016/j.apsusc.2019.05.270.
- [218] J. Chen, J. Huang, Y. Wu, K. Du, H. Xiang, Y. Li, C. Yang und X. Xia, *Effect of surface anodizing on the bonding properties of aluminum alloy/glass-fiber reinforced polypropylene random copolymer hybrid joints*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 123, S. 103361, 2023, doi:10.1016/j.ijadhadh.2023.103361.
- [219] N. Saleema, D.K. Sarkar, R.W. Paynter, D. Gallant und M. Eskandarian, *A simple surface treatment and characterization of AA 6061 aluminum alloy surface for adhesive bonding applications*. Applied Surface Science, Jg. 261, S. 742–748, 2012, doi:10.1016/j.apsusc.2012.08.091.
- [220] N.G. Gonzalez-Canche, E.A. Flores-Johnson, P. Cortes und J.G. Carrillo, *Evaluation of surface treatments on 5052-H32 aluminum alloy for enhancing the interfacial adhesion of thermoplastic-based fiber metal laminates*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 82, S. 90–99, 2018, doi:10.1016/j.ijadhadh.2018.01.003.
- [221] N.M. Zain, S.H. Ahmad und E.S. Ali, *Effect of surface treatments on the durability of green polyurethane adhesive bonded aluminium alloy*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 55, S. 43–55, 2014, doi:10.1016/j.ijadhadh.2014.07.007.
- [222] S.S. Golru, M.M. Attar und B. Ramezanzadeh, *Effects of different surface cleaning procedures on the superficial morphology and the adhesive strength of epoxy coating on aluminium alloy 1050*. Progress in Organic Coatings, Jg. 87, S. 52–60, 2015, doi:10.1016/j.porgcoat.2015.05.005.
- [223] Z. Feng, Y. Liu, T. Hashimoto, G.E. Thompson, X. Zhou und P. Skeldon, *Influence of surface pretreatments on the corrosion protection of sol–gel coated AA2024-T3 aluminium alloy*. Surface & Interface Analysis, Jg. 45, Nr. 10, S. 1452–1456, 2013, doi:10.1002/sia.5216.
- [224] J.C.D. Real, M.C. de Santayana, J. Abenojar und M.A. Martinez, *Adhesive bonding of aluminium with structural acrylic adhesives: durability in wet environments*. Journal of Adhesion Science and Technology, Jg. 20, Nr. 16, S. 1801–1818, 2006, doi:10.1163/156856106779116614.
- [225] P.G. Sheasby und R. Pinner, *The surface treatment and finishing of aluminium and its alloys*. 6. Auflage, Metals Park, Ohio: ASM International, 2001. ISBN: 0-904477-21-5.

- [226] W. Brockmann, O.-D. Hennemann, H. Kollek und C. Matz, *Adhesion in bonded aluminium joints for aircraft construction*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 6, Nr. 3, S. 115–143, 1986.
- [227] D.A. Jones, *Principles and prevention of corrosion*. 2. Auflage, Upper Saddle River NJ: Prentice Hall, 1996. ISBN: 0133599930.
- [228] T. Kleffel und D. Drummer, *Investigating the suitability of roughness parameters to assess the bond strength of polymer-metal hybrid structures with mechanical adhesion*. Composites Part B: Engineering, Jg. 117, S. 20–25, 2017, doi:10.1016/j.compositesb.2017.02.042.
- [229] J.-s. Zhang, X.-h. Zhao, Y. Zuo und J.-p. Xiong, *The bonding strength and corrosion resistance of aluminum alloy by anodizing treatment in a phosphoric acid modified boric acid/sulfuric acid bath*. Surface and Coatings Technology, Jg. 202, Nr. 14, S. 3149–3156, 2008, doi:10.1016/j.surfcoat.2007.10.041.
- [230] W. Lee und S.-J. Park, *Porous anodic aluminum oxide: anodization and templated synthesis of functional nanostructures*. Chemical reviews, Jg. 114, Nr. 15, S. 7487–7556, 2014, doi:10.1021/cr5000002z.
- [231] X. Liu, Y. Li, L. Long, H. Wang, Q. Guo, Q. Wang, J. Qi, J. Chen, Y. Long, J. Liu und Z. Zhou, *Preparation and bonding mechanisms of polymer/metal hybrid composite by nano molding technology*. Nanotechnology Reviews, Jg. 11, Nr. 1, S. 1927–1934, 2022, doi:10.1515/ntrev-2022-0120.
- [232] J. Bischoff, O.D. Hennemann, E. Kock und F. de Wit, *Neue Oberflächenvorbehandlung in der Luftfahrt*. Adhäsion kleben und dichten, Jg. 37, Nr. 4, S. 9–20, 1993.
- [233] G.W. Critchlow, K.A. Yendall, D. Bahrani, A. Quinn und F. Andrews, *Strategies for the replacement of chromic acid anodising for the structural bonding of aluminium alloys*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 26, Nr. 6, S. 419–453, 2006, doi:10.1016/j.ijadhadh.2005.07.001.
- [234] A. Wedemeier, P. Dreesen, K. Dröder, T. Frey, D. Koch, J. Kosowski, B. Poller, D. Reiß, T. Schnettker und C. Vogler, *Film-Adhesives for Polymer-Metal-Hybrid Structures. From Laboratory to Close-To-Production*. Faszination hybrider Leichtbau, Wolfsburg, vorgetragen am 29. - 30.05.2018.
- [235] T. Joppich, S. Kilian, P. Moll und M. Schäfer, Hrsg., *Modular production plant for hybrid high performance components*, 2017.
- [236] B. Huang, L. Sun, L. Li, L. Zhang, Y. Lin und J. Che, *Experimental investigation of the strength of polymer-steel direct adhesion (PSDA) joints with micro-structures ablated by laser*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 249, S. 407–414, 2017, doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.06.031.
- [237] X. Li, F. Liu, N. Gong, P. Huang und C. Yang, *Enhancing the joining strength of injection-molded polymer-metal hybrids by rapid heating and cooling*. Journal of Materials Processing Technology, Jg. 249, S. 386–393, 2017, doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.06.034.

- [238] J.H. Ku, I.H. Jung, K.Y. Rhee und S.J. Park, *Atmospheric pressure plasma treatment of polypropylene to improve the bonding strength of polypropylene/aluminum composites*. Composites Part B: Engineering, Jg. 45, Nr. 1, S. 1282–1287, 2013, doi:10.1016/j.compositesb.2012.06.016.
- [239] A. Heckert, C. Singer, M.F. Zaeh, R. Daub und T. Zeilinger, *Gas-tight Thermally Joined Metal-thermoplastic Connections by Pulsed Laser Surface Pre-treatment*. Physics Procedia, Jg. 83, S. 1083–1093, 2016, doi:10.1016/j.phpro.2016.08.114.
- [240] G. Ramarathnam, Mauro Libertucci, M. M. Sadowski und Thomas H. North, *Joining of polymers to metal*. Welding Journal, Jg. 71, 1992.
- [241] T.C.M. Chung, *Functionalization of Polypropylene by the Combination of Metallocene Catalysts and Reactive Comonomers*. Macro Reaction Engineering, Jg. 8, Nr. 2, S. 69–80, 2014, doi:10.1002/mren.201300176.
- [242] G. Reyes und W.J. Cantwell, *Interfacial Fracture in Fibre-Metal Laminates Based on Glass Fibre Reinforced Polypropylene*. Advanced Composites Letters, Jg. 7, Nr. 4, 1998.
- [243] B. Rezaei Anvar und A. Akbarzadeh, *Roll bonding of AA5052 and polypropylene sheets: Bonding mechanisms, microstructure and mechanical properties*. The Journal of Adhesion, Jg. 93, Nr. 7, S. 550–574, 2017, doi:10.1080/00218464.2015.1116067.
- [244] C.-S. Liang, Z.-F. Lv, Y. Bo, J.-Y. Cui und S.-A. Xu, *Effect of modified polypropylene on the interfacial bonding of polymer–aluminum laminated films*. Materials & Design, Jg. 81, S. 141–148, 2015, doi:10.1016/j.matdes.2015.05.021.
- [245] J. Schultz, L. Lavielle, A. Carre und P. Comien, *Surface properties and adhesion mechanisms of graft polypropylenes*. Journal of Materials Science, Jg. 24, Nr. 12, S. 4363–4369, 1989, doi:10.1007/BF00544513.
- [246] S. Thery, D. Jacquet und M. Mantel, *A Study of Chemical Interactions at the Stainless Steel/Polymer Interface by Infrared Spectroscopy. Part 1: Interaction Mechanisms Between Succinic Anhydride and 304 Stainless Steel*. The Journal of Adhesion, Jg. 56, Nr. 1–4, S. 1–13, 1996, doi:10.1080/00218469608010495.
- [247] Y. Liu, Y. Shigemoto, T. Hanada, T. Miyamae, K. Kawasaki und S. Horiuchi, *Role of Chemical Functionality in the Adhesion of Aluminum and Isotactic Polypropylene*. ACS applied materials & interfaces, Jg. 13, Nr. 9, S. 11497–11506, 2021, doi:10.1021/acsami.0c22988.
- [248] S. Hirai, P. Phanthong, H. Okubo und S. Yao, *Enhancement of the Surface Properties on Polypropylene Film Using Side-Chain Crystalline Block Copolymers*. Polymers, Jg. 12, Nr. 11, 2020, doi:10.3390/polym12112736.
- [249] R.R. de Sousa Junior, J.R. Gouveia, A.M. Nacas, L.B. Tavares, N.M. Ito, E.N. de Moura, F.A. Gaia, R.F. Pereira und D.J.d. Santos, *Improvement of Polypropylene Adhesion by Kraft Lignin Incorporation*. Mat. Res., Jg. 22, Nr. 2, 2019, doi:10.1590/1980-5373-MR-2018-0123.

- [250] R.L. Vasconcelos, G.H.M. Oliveira, S.T. Amancio-Filho und L.B. Canto, *Injection overmolding of polymer-metal hybrid structures: A review*. Polymer Engineering & Sci, Jg. 63, Nr. 3, S. 691–722, 2023, doi:10.1002/pen.26244.
- [251] S. Ebnesajjad, *Handbook of Adhesives and Surface Preparation*: Elsevier, 2011. ISBN: 978-1-4377-4461-3.
- [252] N. Suzuki und H. Ishida, *A review on the structure and characterization techniques of silane/matrix interphases*. Macromolecular Symposia, Jg. 108, Nr. 1, S. 19–53, 1996, doi:10.1002/masy.19961080105.
- [253] M. Risthaus, *Eine dauerhafte Verbindung*. Kunststoffe, Nr. 3, S. 85–88, 2010.
- [254] B. Poggel und B. Engel, *Parameter Study and Method for Processing an Adhesion Promoter for Manufacturing Sandwich Sheets*. Journal of Composites Science, Jg. 1, Nr. 1, S. 5, 2017, doi:10.3390/jcs1010005.
- [255] T. Frey, *Klebefilme für belastbare Metall-Kunststoff-Leichtbauteile*. Adhäsion kleben und dichten, Nr. 11, S. 26–30, 2021.
- [256] W. Li, L. Bouzidi und S.S. Narine, *Current Research and Development Status and Prospect of Hot-Melt Adhesives: A Review*. Industrial & Engineering Chemistry Research, Jg. 47, Nr. 20, S. 7524–7532, 2008, doi:10.1021/ie800189b.
- [257] E.G. Koricho, E. Verna, G. Belingardi, B. Martorana und V. Brunella, *Parametric study of hot-melt adhesive under accelerated ageing for automotive applications*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 68, S. 169–181, 2016, doi:10.1016/j.ijadhadh.2016.03.006.
- [258] R. Klein, K. Burlon, C. Meyer, M. Gallei, M. Appold und M. Rehahn, *Novel Coupling Agents as Adhesion Promoters between Thermoplastics and Metal*, in *Euro Hybrid. Materials and Structures 2014.*, J.M. Hausmann und M. Siebert, Hrsg., Stade, S. 8–11, 2014.
- [259] H.-H. Shih und G.R. Hamed, *Peel adhesion and viscoelasticity of poly(ethylene-co-vinyl acetate)-based hot melt adhesives. II. The influence of wax*. Journal of Applied Polymer Science, Jg. 63, Nr. 3, S. 333–342, 1997, doi:10.1002/(SICI)1097-4628(19970118)63:3<333:AID-APP8>3.0.CO;2-O.
- [260] X. Peng, S. Liu, Y. Huang und L. Sang, *Investigation of joining of continuous glass fibre reinforced polypropylene laminates via fusion bonding and hotmelt adhesive film*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 100, 2020, doi:10.1016/j.ijadhadh.2020.102615.
- [261] S.B. Baştürk, A. Gurusçu und M. Tanoğlu, *Interfacial properties of aluminum/glass-fiberreinforced polypropylene sandwich composites*. Mechanics of Composite Materials, Jg. 49, Nr. 3, S. 317–324, 2013, doi:10.1007/s11029-013-9349-z.
- [262] L.F. Ng, D. Sivakumar, X.J. Woo, S. Kathiravan und I. Siva, *The Influence of Bonding Temperature and Surface Roughness on the Shear Strength of Aluminium Laminates Bonded with Polypropylene-Based Adhesives*. Journal of Advanced Manufacturing Technology, Jg. 13, Nr. 2, 2019.

- [263] Y.-J. Park, H.-J. Kim, M. Rafailovich und J. Sokolov, *Viscoelastic properties and lap shear strength of EVA/aromatic hydrocarbon resins as hot-melt adhesives*. Journal of Adhesion Science and Technology, Jg. 17, Nr. 13, S. 1831–1845, 2003, doi:10.1163/156856103322538714.
- [264] Y.-J. Park, H.-S. Joo, H.-J. Kim und Y.-K. Lee, *Adhesion and rheological properties of EVA-based hot-melt adhesives*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 26, Nr. 8, S. 571–576, 2006, doi:10.1016/j.ijadhadh.2005.09.004.
- [265] Verband der Automobilindustrie e.V., *Prüfung des Korrosionsschutzes von Kraftfahrzeug-Lackierungen bei zyklisch wechselnder Beanspruchung*. Verband der Automobilindustrie e.V., Nr. VDA 621-415, 1982.
- [266] K. Lippky, M. Mund, D. Blass und K. Dilger, *Investigation of hybrid fusion bonds under varying manufacturing and operating procedures*. Composite Structures, Jg. 202, S. 275–282, 2018, doi:10.1016/j.compstruct.2018.01.078.
- [267] F. Kimura, S. Kadoya und Y. Kajihara, *Effects of molding conditions on injection molded direct joining under various surface fine-structuring*. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Jg. 101, Nr. 9-12, S. 2703–2712, 2019, doi:10.1007/s00170-018-3154-8.
- [268] S. Kadoya, F. Kimura und Y. Kajihara, *PBT-anodized aluminum alloy direct joining: Characteristic injection speed dependence of injected polymer replicated into nanostructures*. Polymer Testing, Jg. 75, S. 127–132, 2019, doi:10.1016/j.polymertesting.2019.02.006.
- [269] Z. Tadmor und C.G. Gogos, *Principles of polymer processing*. 2. Auflage, Hoboken, N.J.: Wiley-Interscience, 2006. ISBN: 0471387703.
- [270] D. Yao und B. Kim, *Scaling Issues in Miniaturization of Injection Molded Parts*. Journal of Manufacturing Science and Engineering, Jg. 126, Nr. 4, S. 733–739, 2004, doi:10.1115/1.1813479.
- [271] J. Aurrekoetxea, G. Castillo, F. Cortes, M.A. Sarrionandia und I. Urrutibeascoa, *Failure of multimaterial fusion bonding interface generated during over-injection molding/thermoforming hybrid process*. Journal of Applied Polymer Science, Jg. 102, Nr. 1, S. 261–265, 2006, doi:10.1002/app.23696.
- [272] M. Schuck, *Kompatibilitätsprinzipien beim Montagespritzgießen*, Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Technisch-wissenschaftlicher Bericht, Lehrstuhl für Kunststofftechnik, Nr. 56, Erlangen, 2009. ISBN: 978-3-931864-44-6.
- [273] E. Moritzer, C. Budde und M. Hüttner, *Wie Kurz- und Endlosfasern sich am besten vertragen*. Kunststoffe, Jg. 105, Nr. 3, 2015.
- [274] S. Hummel, L. Knorr, P. Karlinger und M. Schemme, *Eine Frage der Haftung*. Kunststoffe, Nr. 07/2017.
- [275] M.A. Valverde, R. Kupfer, L. Kawashita, M. Gude und S. Hallett, *Effect of Processing Parameters on Quality and Strength in Thermoplastic Composite Injection Overmoulded Components*, Proceedings der 18th European Conference on Composite Materials (ECCM 2018), 2018.

- [276] A. Schwarz, W. Liebig, K. Weidenmann und P. Elsner, *Processing relationships of hybrid polymer-metal composites in the injection moulding process*, 2020, doi:10.24406/PUBLICA-FHG-407805.
- [277] A. Schwarz, *Prozess-Struktur-Eigenschafts-Beziehungen hybrider Polymer-Metall-Verbundstrukturen aus dem Spritzgießprozess*, 2019, doi:10.24406/PUBLICA-FHG-282619.
- [278] C. Klemt, *Verfahrensentwicklung zur Einbringung endlosfaserverstärkter Thermoplaste in metallische Strukturen mittels Patches*, Dissertation, Technische Universität Dresden, Dresden, 2017.
- [279] *DIN EN ISO 10365:2022-05, Klebstoffe, Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [280] Kloeckner Metals Germany GmbH, *Technisches Datenblatt. EN AW-5754 (3.3535)*, 2024. <https://facts.kloeckner.de/werkstoffe/aluminium/3-3535/>. Zuletzt geprüft am 30.04.2024.
- [281] thyssenkrupp Materials Processing Europe GmbH, *EN AW 5754 / Al Mg3*, 2024. <https://www.thyssenkrupp-materials-processing-europe.com/de/aluminium/legierungsgruppe-5000-or-en-aw-5005a-or-en-aw-5049-or-en-aw-5052-or-en-aw-5083-or-en-aw-5182-or-en-aw-5251-or-en-aw-5454-or-en-aw-5754/en-aw-5754-or-al-mg3>. Zuletzt geprüft am 30.04.2024.
- [282] Mitubishi Chemical Advanced Materials Composites, *Technisches Datenblatt. D110F30*, 2019.
- [283] Mitubishi Chemical Advanced Materials Composites, *Technisches Datenblatt. S153A248-M1*, 2019.
- [284] Mitubishi Chemical Advanced Materials Composites, *Technisches Datenblatt. S130A248-N1*, 2021.
- [285] W8SVR, *Technisches Datenblatt. W8SVR Woven PP-GF/45. Consolidated Woven Glass - Polypropylene sheet*, 2020.
- [286] Powdertech Surface Science, *Technisches Datenblatt. PowderBond. The strongest PP-to-metal bond*, 2020.
- [287] *DIN EN ISO 11357-1:2023-06, Kunststoffe, Dynamische Differenzkalorimetrie (DSC), Teil 1: Allgemeine Grundlagen*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [288] J.P. Beuscher, *Werkzeugintegrierte Erwärmungstechnologie zur Verarbeitung thermoplastischer Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe*, Dissertation, Technische Universität Braunschweig. Schriftenreihe des Instituts für Werkzeugmaschinen und Fertigungstechnik der TU Braunschweig, Essen: Vulkan-Verlag GmbH, 2022. ISBN: 9783802783661.
- [289] *DIN EN ISO 11358-1:2022-07, Kunststoffe, Thermogravimetrie (TG) von Polymeren, Teil 1: Allgemeine Grundsätze*. Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [290] P. Kurzweil und L. Kurzweil, *Infrarot-Spektroskopie*, in *Chemische Analytik und Bioanalytik in Theorie und Praxis. Instrumentelle Untersuchung von Umwelt-, Lebensmittel-, Material- und Medizinproben*, P. Kurzweil und L. Kurzweil, Hrsg.,



- Wiesbaden / Heidelberg: Springer Vieweg, S. 125–147, 2023, doi:10.1007/978-3-658-43406-9\_6.
- [291] Bruker, *FT-IR Spektroskopie Grundlagen.*, 2024. <https://www.bruker.com/de/products-and-solutions/infrared-and-raman/ft-ir-routine-spectrometer/what-is-ft-ir-spectroscopy.html>. Zuletzt geprüft am 01.05.2024.
- [292] J. Bauch und R. Rosenkranz, *Physikalische Werkstoffdiagnostik*. 1. Auflage, Berlin / Heidelberg: Springer Vieweg, 2017. ISBN: 978-3-662-53951-4.
- [293] *DIN EN 1465:2009-07, Klebstoffe, Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebung*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [294] *DIN 65148:1986-11, Luft- und Raumfahrt, Prüfung von faserverstärkten Kunststoffen, Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit im Zugversuch*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [295] C. Zinn, *Laserinduzierte Nanostrukturierung intrinsisch gefertigter Hybridstrukturen*, Oberflächenmorphologie, Verbindungs- und Korrosionseigenschaften. Dissertation, Universität Paderborn, Norderstedt: BoD - Books on Demand, 2019. ISBN: 9783748158516.
- [296] K.A. Weidenmann, F. Pottmeyer, Z. Wang, T. Troester, D. Meiners, C. Zinn, M. Schaper und J.S. Gonzalez, *Shear edge tests: a benchmark in investigating the influence of different surface pretreatment methods on the shear stress of intrinsically manufactured metal-CFRP hybrids*. International Journal of Automotive Composites, Jg. 2, Nr. 3/4, S. 244, 2016, doi:10.1504/IJAUTO.2016.10005303.
- [297] K.A. Weidenmann, L. Baumgärtner und B. Haspel, *The Edge Shear Test - An Alternative Testing Method for the Determination of the Interlaminar Shear Strength in Composite Materials*. Materials Science Forum, Jg. 825-826, S. 806–813, 2015, doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.806.
- [298] L. Baumgärtner, B. Haspel und K.A. Weidenmann, *Vorrichtung und ein Verfahren zur Bestimmung der Scherfestigkeit und des Schermoduls Vorrichtung und ein Verfahren zur Bestimmung der Scherfestigkeit und des Schermoduls von Verbundwerkstoffen*, Nr. DE 10 2015 003 689 A1.
- [299] H. Schröder und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Entwicklung eines prozessnahen Prüfkonzpts zur Untersuchung der Verbindungsfestigkeit hybrider GFK-Aluminium Verbindungen auf Basis einer technologischen Probengeometrie*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2020.
- [300] H. Schröder und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung eines Fließpressprozesses zur direkten Herstellung hybrider Probenkörper in Kombination mit einer detaillierten Charakterisierung der Verbundeigenschaften*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Masterarbeit, 2021.
- [301] O. Hahn, D. Gieske und A. Rohde, *Probe und Probenspannvorrichtung zum Einsatz in Zugmaschinen*, Nr. DE 195 22 247 A1.
- [302] S. Burget, *Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens punktgeschweißter Mischverbindungen zwischen mikrolegierten und pressgehärteten*

- Stählen*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie. Fraunhofer IWM Forschungsberichte, Nr. 10, Stuttgart: Fraunhofer Verlag, 2015. ISBN: 978-3-8396-1087-9.
- [303] T. Stallmeister und T. Tröster, *In-Mold-Assembly of Hybrid Bending Structures by Compression Molding*. Key Engineering Materials, Jg. 926, S. 1457–1467, 2022, doi:10.4028/p-5fxp53.
- [304] Volkswagen AG, *PV1200. Konzernnorm*. Volkswagen AG, 2004.
- [305] Volkswagen AG, *PV1210. Konzernnorm*. Volkswagen AG, 2016.
- [306] *DIN 50014:2018-08, Normalklimate für Vorbehandlung und/oder Prüfung, Festlegungen*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [307] *DIN EN ISO 6270-2:2018-04, Beschichtungsstoffe, Bestimmung der Beständigkeit gegen Feuchtigkeit, Teil 2: Kondensation (Beanspruchung in einer Klimakammer mit geheiztem Wasserbehälter)*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [308] *DIN EN ISO 9227:2023-03, Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären, Salzsprühnebelprüfungen*: Beuth Verlag GmbH, Berlin.
- [309] T. Lucyshyn, L.-V. Des Enffans d'Avernas und C. Holzer, *Influence of the Mold Material on the Injection Molding Cycle Time and Warpage Depending on the Polymer Processed*. Polymers, Jg. 13, Nr. 18, 2021, doi:10.3390/polym13183196.
- [310] Toray Engineering D Solutions Co., Ltd., *3D TIMON 10. CompositePRESS. Manual*, 2022.
- [311] M. Heinle und D. Drummer, *Heat Transfer Coefficient in Injection Molding of Polymers*. International Polymer Processing, Jg. 30, Nr. 4, S. 434–441, 2015, doi:10.3139/217.3084.
- [312] M.A. Dweib und C.M.Ó. Brádaigh, *Compression molding of glass reinforced thermoplastics: Modeling and experiments*. Polymer Composites, Jg. 21, Nr. 5, S. 832–845, 2000, doi:10.1002/pc.10238.
- [313] Y. Song, U. Gandhi, T. Sekito, U.K. Vaidya, J. Hsu, A. Yang und T. Osswald, *A Novel CAE Method for Compression Molding Simulation of Carbon Fiber-Reinforced Thermoplastic Composite Sheet Materials*. Journal of Composites Science, Jg. 2, Nr. 2, S. 33, 2018, doi:10.3390/jcs2020033.
- [314] B. Zhu, T.X. Yu und X.M. Tao, *Large Shear Deformation of E-glass/ Polypropylene Woven Fabric Composites at Elevated Temperatures*. Journal of Reinforced Plastics and Composites, Jg. 28, Nr. 21, S. 2615–2630, 2009, doi:10.1177/0731684408093095.
- [315] M. Babenko, J. Sweeney, P. Petkov, F. Lacan, S. Bigot und B. Whiteside, *Evaluation of heat transfer at the cavity-polymer interface in microinjection moulding based on experimental and simulation study*. Applied Thermal Engineering, Jg. 130, S. 865–876, 2018, doi:10.1016/j.applthermaleng.2017.11.022.
- [316] K. Siebertz, D. van Bebber und T. Hochkirchen, *Statistische Versuchsplanung. 2. Auflage*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2017. ISBN: 978-3-662-55742-6.

- [317] W. Kleppmann, *Versuchsplanung*, Produkte und Prozesse optimieren. Praxisreihe Qualität. 10. Auflage, München: Hanser, 2020. ISBN: 978-3-446-46146-8.
- [318] E. Walter und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Sensitivitätsanalyse der intrinsischen Herstellung hybrider GMT-Metall Probenkörper hinsichtlich der Verbundfestigkeit auf Basis des Shear-Edge Prüfkonzpts*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2021.
- [319] S. Aydin und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Ermittlung eines optimalen Prozessfensters für hybride FKV-Metall Probenkörper auf Basis eines sprühbasierten Haftvermittlers*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2022.
- [320] H. Irmak und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Effektanalyse von der Herstellung hybrider FKV-Metall Prüfkörper auf Basis eines folienbasierten Haftvermittlers*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2022.
- [321] A. Öztas und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Weiterentwicklung des hybriden Fließpressens für anspruchsvolle Prozessrandbedingungen und Belastungsfälle*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2023.
- [322] K. Funk und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Analyse des Erkenntnistransfers zur Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen in Abhängigkeit des Prozessszenarios und der Probengeometrie*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2024.
- [323] J. Lückenkötter, S. Aydin, T. Marten und T. Tröster, *Analysis and Optimization of Joint Formation in Hybrid Compression Molding*, Proceedings der 23rd International Conference on Composite Materials (ICCM23), 2023.
- [324] C. Wang, Y. Wang, Y. Dang, Q. Jiao, H. Li, Q. Wu und Y. Zhao, *Synthesis of a novel titanium complex catalyst and its catalytic performance for olefin polymerization*. Russian Journal of Applied Chemistry, Jg. 88, Nr. 10, S. 1723–1727, 2015, doi:10.1134/S1070427215100262.
- [325] A. Gopanna, R.N. Mandapati, S.P. Thomas, K. Rajan und M. Chavali, *Fourier transform infrared spectroscopy (FTIR), Raman spectroscopy and wide-angle X-ray scattering (WAXS) of polypropylene (PP)/cyclic olefin copolymer (COC) blends for qualitative and quantitative analysis*. Polymer Bulletin, Jg. 76, Nr. 8, S. 4259–4274, 2019, doi:10.1007/s00289-018-2599-0.
- [326] Z. Lian, Y. Xu, J. Zuo, H. Qian, Z. Luo und W. Wei, *Preparation of PP-g-(AA-MAH) Fibers Using Suspension Grafting and Melt-blown Spinning and Its Adsorption for Aniline in Wastewater*. Polymers, Jg. 12, Nr. 2157, 2020, doi:10.20944/preprints202008.0599.v1.
- [327] C. Shen und S. Xu, *Effect of co-monomer on the adhesive performance of PP-g-MAH between cast polypropylene film and aluminum foil*. Materials Research Express, Jg. 7, Nr. 015316, 2020, doi:10.1088/2053-1591/ab6258.

- [328] V.R. Arun prakash und A. Rajadurai, *Inter laminar shear strength behavior of acid, base and silane treated E-glass fibre epoxy resin composites on drilling process*. Defence Technology, Jg. 13, Nr. 1, S. 40–46, 2017, doi:10.1016/j.dt.2016.11.004.
- [329] G. Sherif, D.I. Chukov, V.V. Tcherdyntsev, V.G. Torokhov und D.D. Zharebtsov, *Effect of Glass Fibers Thermal Treatment on the Mechanical and Thermal Behavior of Polysulfone Based Composites*. Polymers, Jg. 12, Nr. 4, 2020, doi:10.3390/polym12040902.
- [330] R. Gallo, L. Brambilla, C. Castiglioni, S. Ipsale, F. Severini, F. Quasso und G. Consolati, *Environmental degradation of a novel ethylene–propylene copolymer in thick sheets*. European Polymer Journal, Jg. 41, Nr. 2, S. 359–366, 2005, doi:10.1016/j.eurpolymj.2004.09.014.
- [331] V. Momeni, Z. Shahroodi, J. Gonzalez-Gutierrez, L. Hentschel, I. Duretek, S. Schuschnigg, C. Kukla und C. Holzer, *Effects of Different Polypropylene (PP)-Backbones in Aluminium Feedstock for Fused Filament Fabrication (FFF)*. Polymers, Jg. 15, Nr. 14, 2023, doi:10.3390/polym15143007.
- [332] T. Liu, G.-H. Hu, G.-s. Tong, L. Zhao, G.-p. Cao und W.-k. Yuan, *Supercritical Carbon Dioxide Assisted Solid-State Grafting Process of Maleic Anhydride onto Polypropylene*. Industrial & Engineering Chemistry Research, Jg. 44, Nr. 12, S. 4292–4299, 2005, doi:10.1021/ie0501428.
- [333] M. Fan, Y. Zhang, X. Li, B. Zeng, S. Chen, W. Zhu, S. Wang, J. Xu und N. Feng, *Facile synthesis and applications of polypropylene/polydimethylsiloxane graft copolymer*. Polymers for Advanced Techs, Jg. 30, Nr. 5, S. 1226–1233, 2019, doi:10.1002/pat.4555.
- [334] K. Chugh, G. Phalak und S. Mhaske, *Preparation and characterization of a polyester-etheramide hot melt adhesive system from renewable resources*. International Journal of Adhesion and Adhesives, Jg. 95, Nr. 102432, 2019, doi:10.1016/j.ijadhadh.2019.102432.
- [335] N.A. Mohamad, N.A. Zubair, E.A. Lotf, M.M. Nasef, A. Ahmad, R.R. Ali, T.A.T. Abdullah und T.M. Ting, *Effect of ligand type on CO<sub>2</sub> adsorption over amine functionalized fibrous adsorbents*. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Jg. 808, Nr. 012009, 2020, doi:10.1088/1757-899X/808/1/012009.
- [336] S. Dai, C. Luo, C. Zhang, H. Wang, Y. Zhang und L. Yuan, *Determination of Small-Amount Polypropylene in Imported Recycled Polyethylene/Polypropylene Blends by Fourier Transform Infrared Spectroscopy*. E3S Web of Conferences, Jg. 261, Nr. 02067, 2021, doi:10.1051/e3sconf/202126102067.
- [337] R. Türkmen und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung einer Probengeometrie zur Untersuchung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit im hybriden Fließpressen*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Projektarbeit, 2024.
- [338] M.H. Hu und (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung einer Probengeometrie zur Untersuchung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit im hybriden Fließpressen*.

Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2024.

- [339] C. Lauter, *Entwicklung und Herstellung von Hybridbauteilen aus Metallen und Faserverbundkunststoffen für den Leichtbau im Automobil*. Dissertation, Universität Paderborn. Schriftenreihe Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen, Nr. 4, Aachen: Shaker Verlag, 2014. ISBN: 978-3-8440-2996-3.

## Studentische Arbeiten

Die nachstehend chronologisch aufgeführten studentischen Arbeiten wurden im Kontext der vorliegenden Dissertation am Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil der Universität Paderborn angefertigt. Die Definition der Zielsetzung, die Bearbeitung sowie die Auswertung, Interpretation und Visualisierung von Ergebnissen erfolgten unter wissenschaftlicher Anleitung des Verfassers dieser Dissertation. Die erzielten Ergebnisse sind zum Teil in diese Dissertation eingeflossen. Ich, Julian Lückenkötter, möchte mich an dieser Stelle bei den Studierenden herzlichst bedanken.

- [299] H. Schröder (Betreuer: J. Lückenkötter), *Entwicklung eines prozessnahen Prüfkonzepts zur Untersuchung der Verbindungsfestigkeit hybrider GFK-Aluminium Verbindungen auf Basis einer technologischen Probengeometrie*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2020.
- [300] H. Schröder (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung eines Fließpressprozesses zur direkten Herstellung hybrider Probenkörper in Kombination mit einer detaillierten Charakterisierung der Verbundeigenschaften*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Masterarbeit, 2021.
- [318] E. Walter (Betreuer: J. Lückenkötter), *Sensitivitätsanalyse der intrinsischen Herstellung hybrider GMT-Metall Probenkörper hinsichtlich der Verbundfestigkeit auf Basis des Shear-Edge Prüfkonzepts*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2021.
- [319] S. Aydin (Betreuer: J. Lückenkötter), *Ermittlung eines optimalen Prozessfensters für hybride FKV-Metall Probenkörper auf Basis eines sprühbasierten Haftvermittlers*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2022.
- [320] H. Irmak (Betreuer: J. Lückenkötter), *Effektanalyse von der Herstellung hybrider FKV-Metall Prüfkörper auf Basis eines folienbasierten Haftvermittlers*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2022.
- [321] A. Öztas (Betreuer: J. Lückenkötter), *Weiterentwicklung des hybriden Fließpressens für anspruchsvolle Prozessrandbedingungen und Belastungsfälle*. Universität

- Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2023.
- [322] K. Funk (Betreuer: J. Lückenkötter), *Analyse des Erkenntnistransfers zur Verbindungsausbildung im hybriden Fließpressen in Abhängigkeit des Prozessszenarios und der Probengeometrie*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2024.
- [337] R. Türkmen (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung einer Probengeometrie zur Untersuchung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit im hybriden Fließpressen*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Projektarbeit, 2024.
- [338] M.H. Hu (Betreuer: J. Lückenkötter), *Validierung einer Probengeometrie zur Untersuchung der lastwinkelabhängigen Tragfähigkeit im hybriden Fließpressen*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Bachelorarbeit, 2024.



## 10 Abkürzungen und Symbole

### Abkürzungen

<i>Abkürzung</i>	<i>Erläuterung</i>
Abw.	Abweichung
Ad.	Adhäsion
Ad. GMT	Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum GMT
Ad. Met.	Adhäsionsversagen des Haftvermittlers zum Metall
Al	Aluminium
Al <sup>3+</sup>	Aluminiumion, mit drei Elektronen weniger als im neutralen Zustand des Aluminium-Atoms
AlMg3	Aluminiumlegierung mit drei Prozent Magnesiumanteil
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Aluminiumoxid
ARALL	engl.: Aramid Reinforced Aluminium Laminate, deutsch: Aramid-verstärktes Aluminiumlaminat
ASTM	engl.: American Society for Testing and Materials, deutsch: Amerikanische Gesellschaft für Prüf- und Materialnormen
ATR	engl.: Attenuated Total Reflectance, deutsch: abgeschwächte Totalreflexion
AW	engl.: Aluminium Wrought, deutsch: Knetlegierung
bar	Druckeinheit
bspw.	beispielsweise
bzgl.	bezüglich
bzw.	beziehungsweise
C	Kohlenstoff
ca.	circa
CF	engl.: Carbon Fiber, deutsch: Kohlenstoff-Faser
CH	Methin-Gruppe
CH <sub>x</sub>	Abkürzung für C-H-Verbindungen mit einer unterschiedlichen Anzahl an Wasserstoff-Anbindungen
CH <sub>2</sub>	Methylen-Gruppe
CH <sub>3</sub>	Methyl-Gruppe
C <sub>4</sub> H <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Maleinsäureanhydrid
chem.	Chemisch
cm	Zentimeter
cm <sup>3</sup>	Kubikzentimeter
CNC	engl.: Computerized Numerical Control, deutsch: computergestützte numerische Steuerung
C=O	Carbonylgruppe
CO <sub>2</sub>	Kohlenstoff-Dioxid
COOH	Carboxylgruppe
Cr	Chrom



Cu	Kupfer
DC05	Unlegierter, kaltgewalzter Stahl
DIC	engl.: Digital Image Correlation, deutsch: digitale Bildkorrelation
DIN	Deutsches Institut für Normung
DOE	engl.: Design of Experiments, deutsch: statistische Versuchsplanung
DMA	Dynamisch Mechanische Analyse
DSC	engl.: Differential Scanning Calorimetry, deutsch: dynamische Differenzkalorimetrie
EDX	engl.: Energy Dispersive X-ray Spectroscopy, deutsch: energiedispersive Röntgenspektroskopie
E-Modul	Elastizitätsmodul
EN	Europäische Norm
EN AW-5754	Aluminium-Knetlegierung der 5.000er Serie
engl.	englisch
et al.	et alia
etc.	et cetera
EVA	Ethylenvinylacetat
exo	exotherm
Fe	Eisen
FML	Faser-Metall-Laminat
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FTIR	Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie
funkt.	funktionell
FWW	Faktorwechselwirkung
g	Gramm
G	Gesamtfestigkeit
Gew.-%	Gewichtsprozent
GF	Glasfaser
ggf.	gegebenenfalls
GLARE	engl.: Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy, deutsch: Glaslaminat-Aluminium-verstärkter Epoxidharzverbund
GMT	Glasfasermattenverstärkter Thermoplast
GPa	Gigapascal
H	Wasserstoffatom
H <sup>+</sup>	Wasserstoffion
H <sub>2</sub>	Wasserstoff-Molekül
H22	Zustand einer Aluminiumlegierung. Teilweise kaltverfestigt u. anschließend teilerwärmt, für eine moderate Festigkeit bei erhöhter Formbarkeit
HNO <sub>3</sub>	Salpetersäure
H <sub>2</sub> O	Wasser
HTC	engl.: Heat Transfer Coefficient, deutsch: Wärmeübergangskoeffizient

HV	Haftvermittler
HX340LAD	Mikrolegierter Stahl
Hz	Herz
i.d.R.	in der Regel
ILH	Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen der Universität Paderborn
IMA	engl.: In-Mould-Assembly, deutsch: prozessintegrierte Verbindungsausbildung
init.	initial
inkl.	inklusive
IR	Infrarot
ISO	Internationale Organisation für Normung
J	Joule
K	Kelvin
K	Innerste Schale eines Atoms
kg	Kilogramm
kN	Kilo-Newton
Kohäs.	Kohäsionsversagen des Haftvermittlers
KS2	Kopf-Zug-Scher-Zug-Probe der 2. Generation
kV	Kilo-Volt
kW	Kilo-Watt
l	Länge
L	Zweitinnerste Schale eines Atoms
LFT-D	Langfaserverstärkter Thermoplast (Verarbeitung im Direktverfahren)
LWF	Laboratorium für Werkstoff- und Fügetechnik der Universität Paderborn
m	Meter
m	Masse
m <sup>2</sup>	Quadratmeter
M	Mittleres Segment des Metallgurts im Hybridbalken
M	Drittinnerste Schale eines Atoms
MAH	Maleinsäureanhydrid
max.	maximal
Mg	Magnesium
mg	Milligramm
min	Minute
min.	minimal
MKS	Mehrkomponenten-Spritzguss
mm	Millimeter
Mn	Mangan
MPa	Megapascal
n	Anzahl der Wiederholungen
N	Newton

N	Stickstoff
N	Viertinnerste Schale eines Atoms
Na <sup>+</sup>	Natriumion
NaOH	Natriumhydroxid
NH <sub>2</sub>	Aminogruppe
nm	Nanometer
NO <sub>3</sub> <sup>-</sup>	Nitration
NSS	engl.: Neutral Salt Spray, deutsch: neutraler Salzsprühnebel
O	Oxid(-gruppe) bzw. Sauerstoff
O	Oberes Segment des Metallgurts im Hybridbalken
O <sup>2-</sup>	Oxid-Ion mit zwei Elektronen mehr als im neutralen Zustand des Sauerstoffs
OH <sup>-</sup>	Hydroxidion bzw. Hydroxidgruppe
OH	Hydroxylgruppe
OT	Oberer Totpunkt
PA	Polyamid
PA6	Polyamid 6
PA6-GF	Polyamid 6 mit einer Glasfaserverstärkung
PA66	Polyamid 6.6
PA66-GF46	Polyamid 6.6 mit 46 Volumenprozent Glasfaserverstärkung
PA12	Polyamid 12
PA12-CF41UD	Polyamid 12 mit 41 Volumenprozent Kohlenstoff-Faser-Verstärkung in unidirektionaler Ausrichtung
PE	Polyethylen
PMA	engl.: Post-Mould-Assembly, deutsch: sequenzielle Verbindungsausbildung
POM	Polyoxymethylene
PP	Polypropylen
PP-GF	Polypropylen mit einer Glasfaser-Verstärkung (Angabe des Fasergehalts in Massenprozent)
PP-MAH	Polypropylen mit Erweiterung durch Maleinsäureanhydrid
PVT	engl.: Pressure-Volume-Temperature, deutsch: Druck-Volumen-Temperatur(-Verhältnis)
P1-P8	Positionen der Shear-Edge-Proben im ebenen Hybridkörper im Szenario „Fließpressen“
R <sup>2</sup>	Maß für die Güte der Anpassung eines Modells in der statistischen Versuchsplanung
rel.	relativ
REM	Rasterelektronenmikroskop
RT	Raumtemperatur
s	Sekunde
SE	engl.: Shear-Edge, Eigenname für Druck-Scher-Versuch

Si	Silizium
SiO <sub>2</sub>	Silizium-Oxid
s.o.	siehe oben
spez.	spezifisch
St	Stahl
s.u.	siehe unten
Sub.	Substratversagen
Sub. GMT	Substratversagen des GMT
SZP	Scher-Zug-Probe bzw. -Prüfung
TE	Thermoelement
Temp.	Temperatur
TGA	Thermogravimetrische Analyse
Ti	Titan
U	Unteres Segment des Metallgurts im Hybridbalken
u.	und
u.a.	unter anderem
UD	unidirektional
u.U.	unter Umständen
µm	Mikrometer
VDA	Verband der Deutschen Automobil-Industrie
vgl.	vergleiche
Vol.-%	Volumenprozent
VP	Versuchspunkt
VW	Volkswagen
VW PV	Volkswagen Prüfvorschrift
W	Watt
XPS	engl.: X-ray photoelectron spectroscopy, deutsch: Röntgenphotoelektronenspektroskopie
z.B.	zum Beispiel
Zn	Zinn
ZP	Zentralpunkt
°C	Grad Celsius
22MnB5	Martensitischer Stahl

### Lateinische Symbole

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Erläuterung</i>
A	-	Absorption
A	%	Bruchdehnung
A <sub>K</sub>	m <sup>2</sup>	Kontaktfläche bzw. theoretische Klebfläche
A <sub>kor</sub>	m <sup>2</sup>	Reale Fläche der Shear-Edge-Probe (näherungsweise berechnet über b <sub>kor</sub> und h <sub>kor</sub> )
A <sub>50mm,min</sub>	%	Mindestbruchdehnung (Extensometerlänge: 50 mm)

$b$	m	Breite
$b_{\text{Gesamt}}$	m	Gesamte Breite des ebenen Hybridkörpers
$b_i$	-	Modellierungsfaktoren einer Regressionsgleichung
$b_{\text{kor}}$	m	Reale Breite der Shear-Edge-Probe (näherungsweise erfasst über zwei Messpunkte)
$b_{\text{Metall}}$	m	Breite des Metalls im ebenen Hybridkörper
$b_0$	-	Konstante zur Prognose der Zielgröße in einer Regressionsgleichung
$b_1$	-	Konstanter Modellierungsfaktor in einer Regressionsgleichung für den Faktor $x_1$
$b_2$	-	Konstanter Modellierungsfaktor in einer Regressionsgleichung für den Faktor $x_2$
$b_{12}$	-	Konstanter Modellierungsfaktor in einer Regressionsgleichung für die Multiplikationen der Faktoren $x_1$ und $x_2$
$b_{11}$	-	Konstanter Modellierungsfaktor in einer Regressionsgleichung für die Quadrierung des Faktors $x_1$
$b_{22}$	-	Konstanter Modellierungsfaktor in einer Regressionsgleichung für die Quadrierung des Faktors $x_2$
$C$	W/m*K	Wärmeleitfähigkeit
$c_p$	J/kg*K	Spezifische Wärmekapazität
$d_a$	m	Außendurchmesser
$d_A$	m	Außendurchmesser der Auflager
$d_i$	m	Innendurchmesser
$d_l$	m	Außendurchmesser des Impaktors
$ds_Q$	m	Infinitesimaler Anteil der Querschnittsverschiebung der Prüfmaschine zur Berechnung der Energieaufnahme
$E$	MPa	Elastizitätsmodul
$E_i$	-	Effekt eines Faktors in der statistischen Versuchspaltung
$F$	N	Kraft
$F_0$	N	Ausgangskraft der Pressensteuerung
$F_{\text{max}}$	N	Maximale Prüfkraft bzw. Biegefestigkeit
$F_R$	N	Kraftgrenze Haftreibung
$F_{\text{Reg,min}}$	N	Untergrenze des Toleranzbereichs der Kraftregelung der Presse
$F_{\text{Reg,soll}}$	N	Soll Regelkraft der Presse
$F_{\text{tol}}$	N	Toleranzbereich der Pressenkraft-Regelung
$G'$	MPa	Elastische Anteil des Schubmoduls, welcher in einer DMA ermittelt wird (auch Speichermodul genannt)
$h$	m	Höhe

$h_{kor}$	m	Reale Höhe der Shear-Edge-Probe (näherungsweise erfasst über zwei Messpunkte)
HTC	$W/m^2 \cdot K$	Wärmeübergangskoeffizient
i	-	Aufzählungszeichen in einer Summe
k	-	Anzahl der Faktoren in einem Versuchsplan
kgf	N	Kilogramm-Kraft (Einheit aus <i>3DTIMON</i> )
l	m	Länge
$l_F$	m	Faserlänge
$l_{Gesamt}$	m	Gesamtlänge des ebenen Hybridkörpers
$l_{Metall}$	m	Länge des Metalls im ebenen Hybridkörper
m	-	Anzahl der Versuchspunkte in einem Versuchsplan
m	kg	Masse bzw. Massenprozent
$M_B$	Nm	Biegemoment
$m_{GMT}$	kg	Masse des GMT
$m_{HV}$	kg	Masse des Haftvermittlers
$n_F$	-	Faktorstufen in einem Versuchsplan
$n_R$	-	Anzahl der Replikationen in einem Versuchsplan
p	-	Reduktionsfaktor in einem Versuchsplan
p	-	p-Wert aus der statistischen Versuchsplanung
p	bar	Pressdruck
$p_{\uparrow}$	bar	Obere Faktorstufe des Faktors „Pressdruck“
$p_{\downarrow}$	bar	Untere Faktorstufe des Faktors „Pressdruck“
$p_{GMT}$	bar	Druckzustand im GMT
$\dot{Q}$	W/kg	Wärmestrom
$R^2$	-	Bestimmtheitsmaß in der statistischen Versuchsplanung zur Bewertung der Modellierungsgüte des Regressionsmodells
$R_{p0,2}$	MPa	Streckgrenze
$R_{p0,2,min}$	MPa	Minimale Streckgrenze
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_{m,spez.}$	MPa/(kg/m <sup>3</sup> )	Gewichtsspezifische Zugfestigkeit
s	-	Standardabweichung für eine Stichprobe
s	m	Pressenhub
$s_Q$	m	Verfahrweg des Querhaupts der Prüfmaschine
$s_{Q,min}$	m	Minimaler Verfahrweg des Querhaupts
$s_{Q,max}$	m	Maximaler Verfahrweg des Querhaupts
$s_y$	m	Position in Richtung der y-Koordinate
$s_z$	m	Verschiebung in Richtung der z-Koordinate
$s_1$	m	Wegpunkt 1 des Pressenablaufs
$s_2$	m	Wegpunkt 2 des Pressenablaufs

$s_{\max}$	m	Maximaler Weg des Pressenablaufs
$t$	m	Dicke
$t$	s	Zeit
$T$	°C	Temperatur
$T_G$	°C	Glasübergangstemperatur
$t_{\text{Gesamt}}$	m	Gesamtdicke des ebenen Hybridkörpers
$T_{\text{GMT}}$	°C	Temperatur im GMT
$T_I$	°C	Temperaturindex
$T_K$	°C	Kristallisationstemperatur
$T_M$	°C	Schmelztemperatur bzw. Schmelzpunkt
$T_M$	°C	Temperatur des Metalleinlegers
$T_{M,HV}$	°C	Schmelztemperatur des Haftvermittlers
$T_{M\uparrow}$	°C	Obere Faktorstufe des Faktors „Metalltemperatur“
$T_{M\downarrow}$	°C	Untere Faktorstufe des Faktors „Metalltemperatur“
$t_{\max}$	s	Maximale Zeit des Pressenablaufs
$T_{\max}$	°C	Maximale Temperatur der Fließfront im ebenen Hybridkörper
$T_{M,\text{init.}}$	°C	Initiale Temperatur des Metalleinlegers
$t_p$	s	Haltezeit des Pressdrucks
$t_{p\uparrow}$	s	Obere Faktorstufe des Faktors „Haltezeit des Pressdrucks“
$t_{p\downarrow}$	s	Untere Faktorstufe des Faktors „Haltezeit des Pressdrucks“
$t_s$	s	Schließzeit des Formwerkzeugs
$t_{s\uparrow}$	s	Obere Faktorstufe der Schließzeit des Formwerkzeugs
$t_{s\downarrow}$	s	Untere Faktorstufe der Schließzeit des Formwerkzeugs
$t_{\text{soll}}$	s	Soll-Zeit der Kraftregelung
$T_W$	°C	Temperatur des Formwerkzeugs
$T_{W+}$	°C	Obere Faktorstufe des Faktors „Werkzeugtemperatur“
$T_{W-}$	°C	Untere Faktorstufe des Faktors „Werkzeugtemperatur“
$T_x$	°C	Positionsabhängige Temperatur in der Fließfront im ebenen Hybridkörper
$t_0$	s	Zeitpunkt 0 des Pressenablaufs
$t_1$	s	Zeitpunkt 1 des Pressenablaufs
$t_2$	s	Zeitpunkt 2 des Pressenablaufs
$v$	m/s	Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs
$v$	m <sup>3</sup> /(kg/m <sup>3</sup> )	Spezifisches Volumen

$V_{\text{res}}$	m/s	Resultierende Schließgeschwindigkeit des Werkzeugs im Endbereich
$\tilde{\nu}$	1/m	Wellenzahl
$W_B$	J	Energieaufnahme in der 3-Punkt-Biegeprüfung des Hybridbalkens
$W_{\text{SE}}$	J	Energieaufnahme in der Shear-Edge-Prüfung
$W_y$	m <sup>3</sup>	Widerstandsmoment um die y-Achse
$x_i$	-	Definiert einstellbarer Einflussfaktor in der statistischen Versuchsplanung
$x_{i,1}$	-	Erster linearer Einflussfaktor in der statistischen Versuchsplanung
$x^2_{i,1}$	-	Erster quadratischer Einflussfaktor in der statistischen Versuchsplanung
$x_{i,2}$	-	Zweiter linearer Einflussfaktor in der statistischen Versuchsplanung
$x^2_{i,2}$	-	Erster quadratischer Einflussfaktor in der statistischen Versuchsplanung
$y$	-	Zielgröße einer Versuchsreihe in der statistischen Versuchsplanung
$\bar{y}$	-	Gesamtmittelwert der Zielgröße $y$ über alle Versuchspunkte $\bar{y}_i$ der Versuchsreihe
$y_i$	-	Jeweilige Versuchsergebnisse eines Versuchspunkts für die Menge der durchgeführten Replikationen $n_R$
$\bar{y}_i$	-	Mittelwert der Versuchsergebnisse einer Versuchsreihe über alle Replikationen $n_R$
$\bar{y}_{i,+}$	-	Mittelwert der Versuchsergebnisse der oberen Faktorstufe (+) einer Versuchsreihe über alle Replikationen $n_R$
$\bar{y}_{i,-}$	-	Mittelwert der Versuchsergebnisse der unteren Faktorstufe (-) einer Versuchsreihe über alle Replikationen $n_R$
$\hat{y}_i$	-	Prognose der Zielgröße $y$ für die Variation der Faktoren $x_i$ auf Basis eines Regressionsmodells und den dazugehörigen Modellierungsfaktoren $b_i$

### Griechische Symbole

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Erläuterung</i>
$\varepsilon_i$	-	Residuum, Abweichung der Prognose der Regressionsgleichung $\hat{y}_i$ vom jeweiligen Versuchspunkt $\bar{y}_i$
$\rho$	kg/m <sup>3</sup>	Dichte



$\sigma_D$	MPa	Druckspannung
$\sigma_H$	MPa	Haftfestigkeit
$\sigma_{V,M}$	MPa	Vergleichsspannung nach <i>van Mises</i>
$\sigma_Z$	MPa	Normalspannung in Richtung der z-Koordinate
$\mu$	-	Haftreibungskoeffizient
$\tau_H$	MPa	Scher- bzw. Schubfestigkeit
$\tau_{ZY}$	MPa	Schubspannung in der z-y-Ebene
$\psi$	%	Fasermassenanteil
$\varphi$	%	Faservolumenanteil
$\phi$	%	Relative Luftfeuchtigkeit
$\eta$	Pa*s	Viskosität
$\dot{\gamma}$	1/s	Scherrate
$\dot{\gamma}_i$	1/s	Positionsabhängige Scherrate im ebenen Hybridkörper
$\dot{\gamma}_{max}$	1/s	Maximale Scherrate im Formgebungsprozess

## Anhangsverzeichnis

<b>A</b>	<b>Anhang .....</b>	<b>200</b>
A.1	Aufbau und Validierung der Fließpress-Simulation .....	200
A.2	Strukturmechanische Simulation der Verbindungsprüfung .....	203
A.3	Screening-Versuchsplan zur Identifikation signifikanter Prozessparameter .....	204
A.4	Wirkungsflächen-Versuchsplan zur Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung .....	205
A.5	Validierung des Wirkungsflächen-Versuchsplans zur Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung.....	207
A.6	Wirkungsflächen-Versuchsplan zur Untersuchung des Effekts erhöhter Fließbewegungen im Formgebungsprozess .....	209

## A Anhang

### A.1 Aufbau und Validierung der Fließpress-Simulation

Im Folgenden werden die Details des erarbeiteten Materialmodells zur Abbildung der Materialeigenschaften des GMT PP-GF33 in der numerischen Fließpresssimulation dargestellt. Die Simulationen wurden mit der Simulationssoftware *3DTIMON* des Anbieters *Toray Engineering* durchgeführt. Die verwendeten Parameter sind in Tabelle A-1 aufgeführt.

Tabelle A-1: Genutzte Parameter für das Materialmodell des GMT PP-GF33 in der Simulationssoftware 3DTIMON.

	Kennwert	Physikalische Einheit	Wert
	Fließtemperatur	°C	130
<b>Schmelze</b>	Referenztemperatur	°C	220
	Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	0,98
	Spez. Wärmekapazität $c_p$	W/m <sup>2</sup> *K	2,14
	Wärmeleitfähigkeit C	J/g*K	0,26
<b>Festkörper</b>	Referenztemperatur	°C	23
	Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	1,16
	Spez. Wärmekapazität $c_p$	W/m <sup>2</sup> *K	1,35
	Wärmeleitfähigkeit C	J/g*K	0,34
	Wärmeübergangskoeffizient	W/m <sup>2</sup> *K	500
<b>Viskosität <math>\eta</math></b>	Konstante A	Pa*s	1,70*10 <sup>4</sup>
	Konstante B	-	-0,70
	Konstante C	1/°C	-5,12*10 <sup>-3</sup>
<b>PVT-Verhalten</b>	Konstante C1	°C/(kgf*cm <sup>2</sup> )	0,03
	Konstante C2	°C	135
	Konstante A1	kgf/cm <sup>2</sup>	1,87*10 <sup>3</sup>
	Konstante A2	cm <sup>3</sup> /(g*°C)	0,56
	Konstante A3	kgf/cm <sup>2</sup>	7,98*10 <sup>4</sup>
	Konstante A4	cm <sup>3</sup> /g	6,78*10 <sup>4</sup>
	Konstante A5	cm <sup>3</sup> /g	1*10 <sup>-8</sup>
	Konstante A6	1/°C	0,11
	Konstante A7	-	2,60*10 <sup>-3</sup>
	Konstante B1	kgf/cm <sup>2</sup>	1,83*10 <sup>3</sup>
	Konstante B2	cm <sup>3</sup> /(g*°C)	1,14
	Konstante B3	kgf/cm <sup>2</sup>	3,99*10 <sup>4</sup>
	Konstante B4	cm <sup>3</sup> /g	3,52*10 <sup>4</sup>

Die Viskosität wird über einen Formelzusammenhang beschrieben, welcher die vorherrschende Temperatur T und Scherrate  $\dot{\gamma}$  berücksichtigt. Der Zusammenhang ist in Formel A-1 dargestellt. Die Koeffizienten A, B und C sind der Tabelle A-1 zu entnehmen.

$$\eta = A * \dot{\gamma}^B * \exp(C * T) \quad A-1$$

Das PVT-Verhältnis des Polymers wird über die Formeln A-2 und A-3 beschrieben. Formel A-2 ist gültig für Temperaturen unterhalb der Kristallisationstemperatur  $T_K$ . Formel A-3 gilt für Temperaturen oberhalb von  $T_K$ .  $T_K$  berechnet sich nach Formel A-4. Die jeweiligen Koeffizienten sind der Tabelle A-1 zu entnehmen.

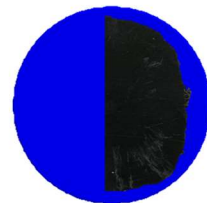
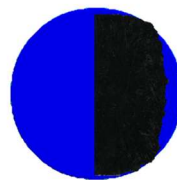
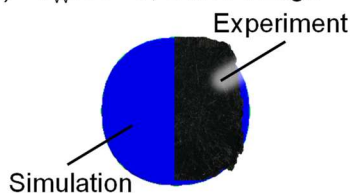
$$\eta = A * \dot{\gamma}^B * \exp(C * T) \quad A-2$$

$$V = \frac{A2}{p + A1} * T + \frac{A4}{p + A3} + A5 * \exp(A6 * T - A7 * p) \text{ für } T < T_K \quad A-3$$

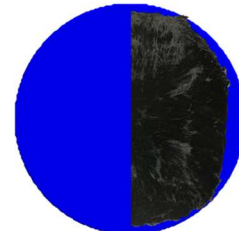
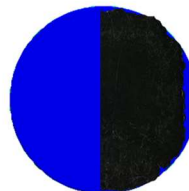
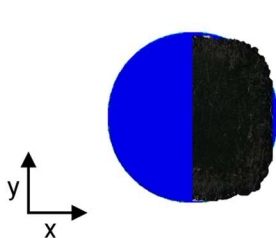
$$V = \frac{B2}{p + B1} * T + \frac{B4}{p + B3} \text{ für } T > T_K \quad A-4$$

Wie in Kapitel 4.5 beschrieben, wurde zur Kalibrierung des Materialmodells ein inverser Ansatz gewählt. Über ein isotherm beheiztes Plattenwerkzeug (50, 90 u. 120 °C) wurden rechteckige Zuschnitte des GMT (50 mm x 50 mm, t: 5,4 mm) nach dem bekannten Vorgehen mit einer definierten Presskraft von 25 kN und einer Haltezeit der Kraft von 60 s in der Spindelpresse 1M-300 verpresst. Unterschieden wird zwischen einer ein- und zweilagigen Materialeinlage (t: 5,4 mm bzw. 10,8 mm). Zur Abbildung der jeweiligen Materialeinlage wurden Hexaeder-Elemente mit einer Kantenlänge von 1 mm x 1 mm x 0,25 mm (x-, y-, z-Richtung) verwendet. In Bild A-1 ist der Abgleich der finalen Geometrie zwischen Simulation und Experiment dargestellt. Durch die erhöhte Werkzeugtemperatur resultiert eine erweiterte Formbarkeit des GMT, sodass die resultierende Geometrie entsprechend größer ist.

- a)  $T_W$ : 50 °C, GMT: 1 Lage    b)  $T_W$ : 90 °C, GMT: 1 Lage    c)  $T_W$ : 120 °C, GMT: 1 Lage



- d)  $T_W$ : 50 °C, GMT: 2 Lagen    e)  $T_W$ : 90 °C, GMT: 2 Lagen    f)  $T_W$ : 120 °C, GMT: 2 Lagen



**Bild A-1:** Abgleich der Formausprägung des GMT im Pressversuch in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur ( $T_W$ : 50, 90 u. 120 °C) sowie der GMT-Lagenanzahl (1 bzw. 2). Vom experimentellen Ergebnis wird die Hälfte dargestellt, um den Vergleich zur Simulation zu vereinfachen.

Die im Experiment aufgetretenen Presshübe und -kräfte wurden aufgezeichnet. Diese werden im folgenden Bild A-2 mit den numerisch berechneten Kraft-Weg-Verläufen der Simulation abgeglichen. Auf Basis der Ergebnisse aus Bild A-1 und Bild A-2 kann von einer hinreichend genauen Abbildung des Materialverhaltens gesprochen werden.

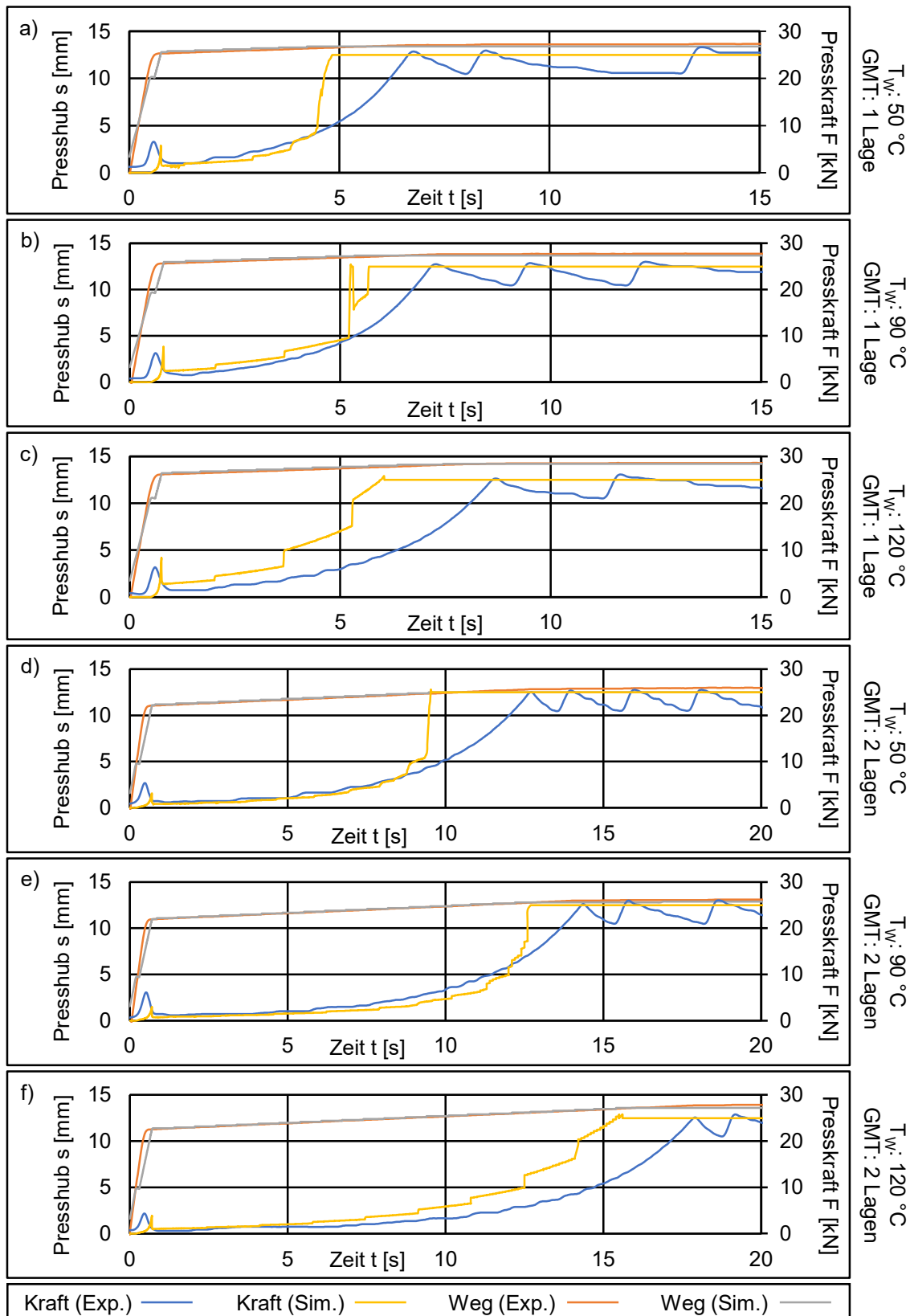


Bild A-2: Abgleich der realen Kraft-Weg-Verläufe im Experiment mit der numerischen Fließpresssimulation in der Simulationssoftware 3DTIMON.

## A.2 Strukturmechanische Simulation der Verbindungsprüfung

Die Prüfkörper der Shear-Edge-Methode und der Scher-Zug-Prüfung wurden für das Material GMT PP-GF33 in einer linear-elastischen Simulation mittels des Solvers *OptiStruct* der Firma *Altair* analysiert. Zur Abbildung der Geometrie wurden die Daten aus Kapitel 4.3.1.2 verwendet. Die Randbedingungen der Scher-Zug-Prüfung wurden realisiert, indem alle Knoten der Elemente im linken Einspannbereich in ihrer Bewegungsfreiheit blockiert werden. Die Knoten im rechten Einspannbereich werden hingegen in y-Richtung mit einer definierten Kraft beaufschlagt (vgl. Bild 4-10). Nach dem gleichen Prinzip wurden die Randbedingungen der SE-Prüfung in die Simulation übertragen, so dass die Bewegungsfreiheit der Knoten der Metalloberfläche in x- bzw. z-Richtung blockiert wird. Die Knoten der FKV-Komponente werden mit der identischen Kraft aus der SZP in x-Richtung belastet (vgl. Bild 4-11 b-c). Für die Simulation wurden Hexaeder-Elemente mit einer nominellen Kantenlänge von 0,5 mm verwendet. Die spezifischen Parameter der Simulation sowie die verwendeten Materialdaten sind in Tabelle A-2 dargestellt.

*Tabelle A-2: Genutzte Parameter für das Simulationsmodell der Shear-Edge-Methode und Scher-Zug-Prüfung in der Software OptiStruct.*

	<b>Kennwert</b>	<b>Physikalische Einheit</b>	<b>Wert</b>
<b>Geometrie</b>	Dicke Metall $t_M$	mm	1,5
	Dicke Haftvermittler $t_{HV}$	mm	0,2
	Dicke GMT $t_{GMT}$	mm	3,7
<b>Aluminium</b>	E-Modul E	MPa	70.000
	Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	2,70
	Querkontraktionszahl $\nu$	-	0,34
<b>Haftvermittler</b>	E-Modul E	MPa	1.500
	Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	1,00
	Querkontraktionszahl $\nu$	-	0,44
<b>GMT</b>	E-Modul E	MPa	4.600
	Dichte $\rho$	g/cm <sup>3</sup>	1,16
	Querkontraktionszahl $\nu$	-	0,3
<b>Belastung</b>	Prüfkraft F	N	2.000

### A.3 Screening-Versuchsplan zur Identifikation signifikanter Prozessparameter

Das folgende Kapitel beinhaltet die Details zur softwaregestützten Auswertung des Screening-Versuchsplans in Kapitel 5.4.2.2. Über das Verfahren der Rückwärtselimination wurden nur Einflussgrößen in das Modell aufgenommen, die einen p-Wert kleiner als 0,1 aufweisen. Formel A-5 stellt die finale Regressionsgleichung zur Prognose der Scherfestigkeit  $\tau_H$  dar. Enthalten sind die Temperatur des Metalleinlegers ( $T_M$ ), die Werkzeugtemperatur ( $T_W$ ), die Schließzeit des Werkzeugs  $t_s$ , der Pressdruck  $p$  und die Haltezeit des Pressdrucks  $t_p$ . Die grafische Darstellung der Residuen erfolgt in Bild A-3. Für Details zu den Grundlagen der statistischen Versuchsplanung sei auf Kapitel 4.6 bzw. auf die Fachliteratur verwiesen [316, 317].

$$\begin{aligned} \tau = & 11,5 + 0,02672 * T_M + 0,07188 * T_W + 0,2507 * t_s - 0,004266 * p - 0,01736 * t_p \\ & - 0,000181 * T_M * T_W - 0,001016 * T_M * t_s + 0,000011 * T_M * p \\ & + 0,000097 * T_M * t_p + 0,000037 * T_W * p - 0,000031 * p * t_p \end{aligned} \quad \text{A-5}$$

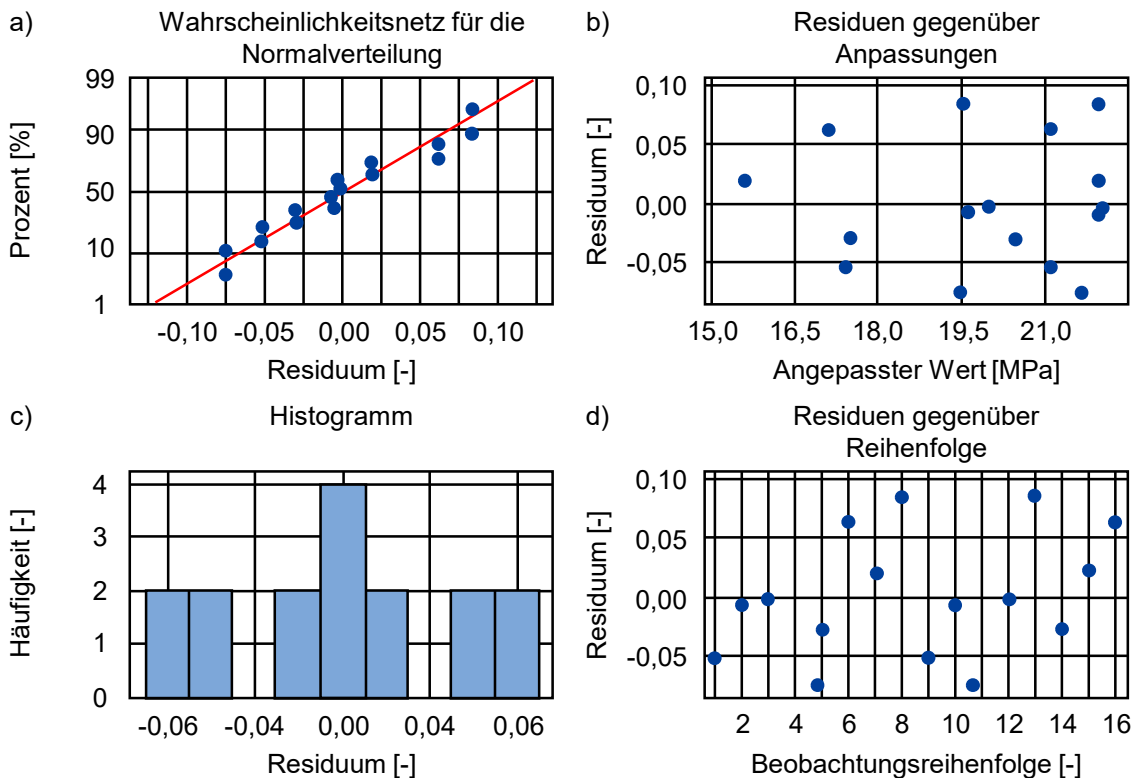


Bild A-3: Darstellung der Residuen für die Zielgröße Scherfestigkeit  $\tau_H$  aus Kapitel 5.4.2.2.

## A.4 Wirkungsflächen-Versuchsplan zur Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung

Das folgende Kapitel beinhaltet die Details zur softwaregestützten Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans in Kapitel 5.5.3.2. In Formel A-6 (Zielgröße: Scherfestigkeit  $\tau_H$ ) und Formel A-7 (Zielgröße: Energieaufnahme  $W_{SE}$ ) sind die finalen Regressionsgleichungen zur Prognose der jeweiligen Zielgröße dargestellt. Enthalten sind die linearen und quadratischen Anteile der Temperatur des Metalleinlegers ( $T_M$ ) und der Werkzeugtemperatur ( $T_W$ ) sowie deren Wechselwirkung.

$$W_{SE} = 6,58 + 0,0625 * T_M + 0,1896 * T_W - 0,000155 * T_M * T_M - 0,001039 * T_W * T_W + 0,000018 * T_M * T_W \quad A-6$$

$$\tau = 0,14 + 0,05780 * T_M + 0,0190 * T_W - 0,000123 * T_M * T_M - 0,000106 * T_W * T_W - 0,000090 * T_M * T_W \quad A-7$$

Die grafische Darstellung der Residuen erfolgt in Bild A-4 (Zielgröße: Scherfestigkeit  $\tau_H$ ) und Bild A-5 (Zielgröße: Energieaufnahme  $W_{SE}$ ). Für Details zu den Grundlagen der statistischen Versuchsplanung sei auf Kapitel 4.6 bzw. auf die Fachliteratur verwiesen [316, 317].

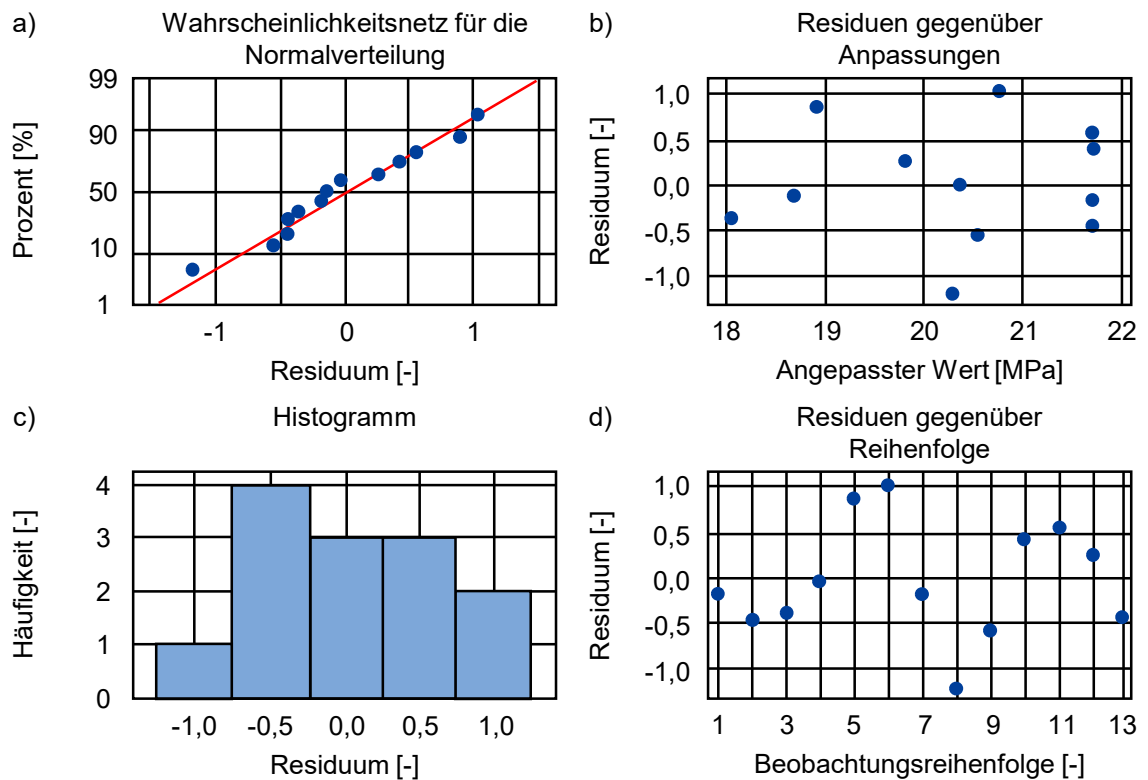


Bild A-4: Darstellung der Residuen für die Zielgröße Scherfestigkeit  $\tau_H$  aus Kapitel 5.5.3.2.



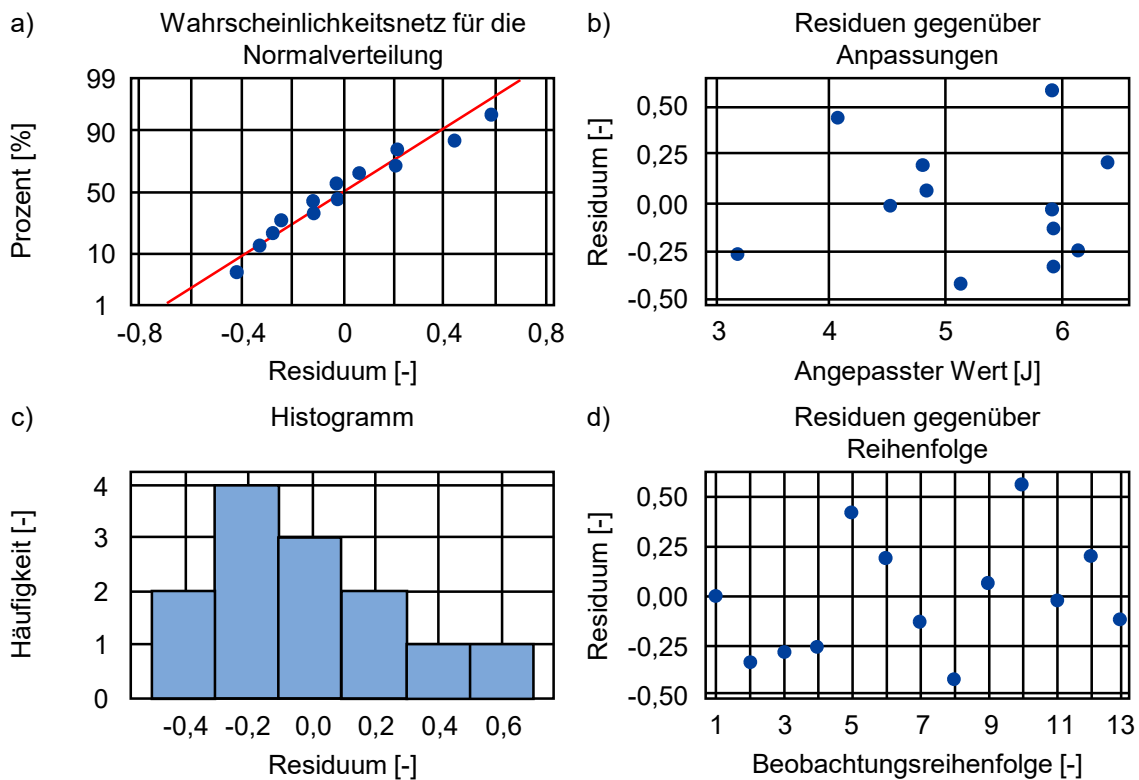


Bild A-5: Darstellung der Residuen für die Zielgröße Energieaufnahme  $W_{SE}$  aus Kapitel 5.5.3.2.

## A.5 Validierung des Wirkungsflächen-Versuchsplans zur Analyse des Temperatureinflusses auf die Verbindungsausbildung

Das folgende Kapitel beinhaltet die Details zur softwaregestützten Auswertung der Validierung des Wirkungsflächen-Versuchsplans in Kapitel 5.5.4.1. Betrachtet wurden die Zielgrößen Scherfestigkeit  $\tau_H$  und Energieaufnahme  $W_{SE}$ . Enthalten sind die linearen und quadratischen Anteile der Temperatur des Metalleinlegers ( $T_M$ ) und der Werkzeugtemperatur ( $T_W$ ) sowie deren Wechselwirkung. Tabelle A-3 veranschaulicht die jeweiligen Effekte und führt die jeweiligen p-Werte sowie deren Bewertung auf.

*Tabelle A-3: Auswertung der Einflussfaktoren für die Zielgrößen Scherfestigkeit  $\tau_H$  sowie Energieaufnahme  $W_{SE}$ . Angabe der berechneten Effekte und p-Werte sowie Einordnung des p-Werts in Anlehnung an [317]. Zusätzliche Angabe der jeweiligen Modellqualität  $R^2$ .*

Prozessparameter [Einheit]	Effekt (-)	p-Wert (-)	Bewertung
<b>Zielgröße: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	2,088	0,043	Indifferent
$T_W$ [°C]	0,516	0,600	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-5,910	0,002	Signifikant
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,780	0,304	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	0,390	0,823	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 63,06 %</b>			
<b>Zielgröße: Energieaufnahme <math>W_{SE}</math> [J]</b>			
$T_M$ [°C]	0,673	0,227	Kein Hinweis
$T_W$ [°C]	-0,491	0,381	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-3,809	0,001	Hochsignifikant
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,185	0,228	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,860	0,383	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 61,61 %</b>			

In Formel A-8 (Zielgröße: Scherfestigkeit  $\tau_H$ ) und Formel A-9 (Zielgröße: Energieaufnahme  $W_{SE}$ ) sind die finalen Regressionsgleichungen zur Prognose der jeweiligen Zielgröße dargestellt. Die grafische Darstellung der Residuen erfolgt in Bild A-6 (Zielgröße: Scherfestigkeit  $\tau_H$ ) und in Bild A-7 (Zielgröße: Energieaufnahme  $W_{SE}$ ). Für Details zu den Grundlagen der statistischen Versuchsplanung sei auf Kapitel 4.6 bzw. auf die Fachliteratur verwiesen [316, 317].

$$\tau = -0,6 + 0,1422 * T_M + 0,199 * T_W - 0,000378 * T_M * T_M - 0,00111 * T_W * T_W + 0,000077 * T_M * T_W \quad A-8$$

$$W_{SE} = -8,78 + 0,1062 * T_M + 0,151 * T_W - 0,000244 * T_M * T_M - 0,000741 * T_W * T_W - 0,000172 * T_M * T_W \quad A-9$$

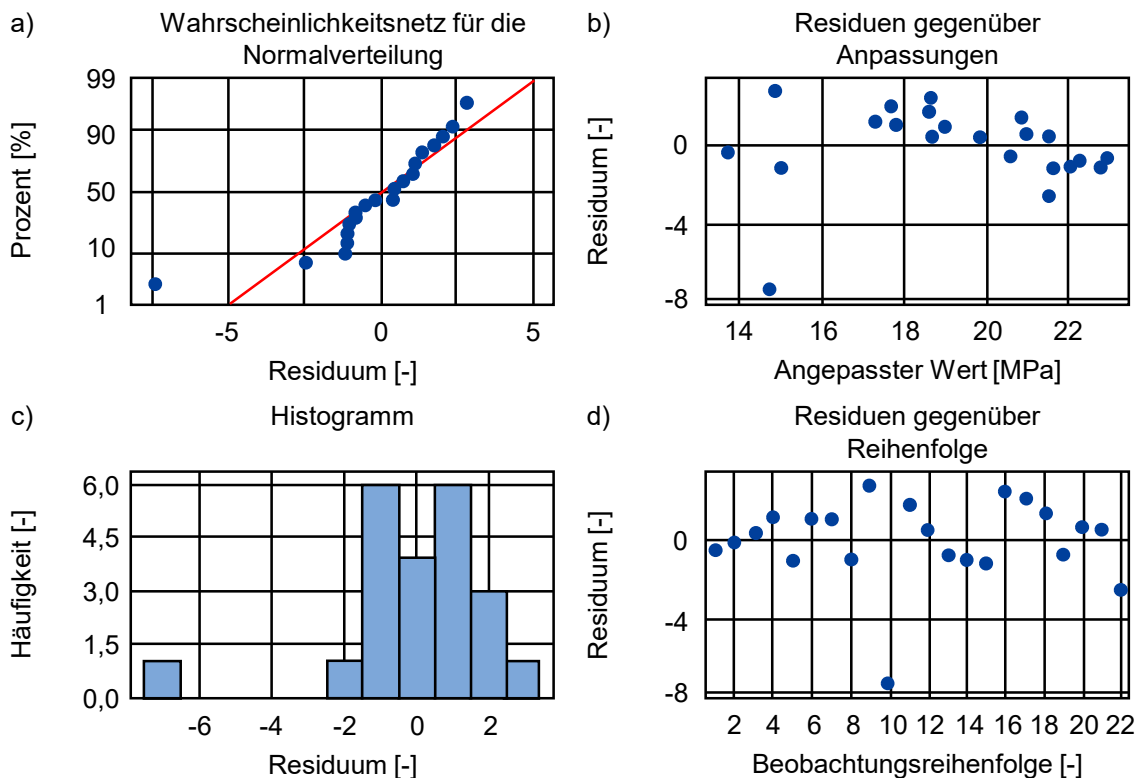


Bild A-6: Darstellung der Residuen für die Zielgröße Scherfestigkeit  $\tau$  aus Kapitel 5.5.4.1.

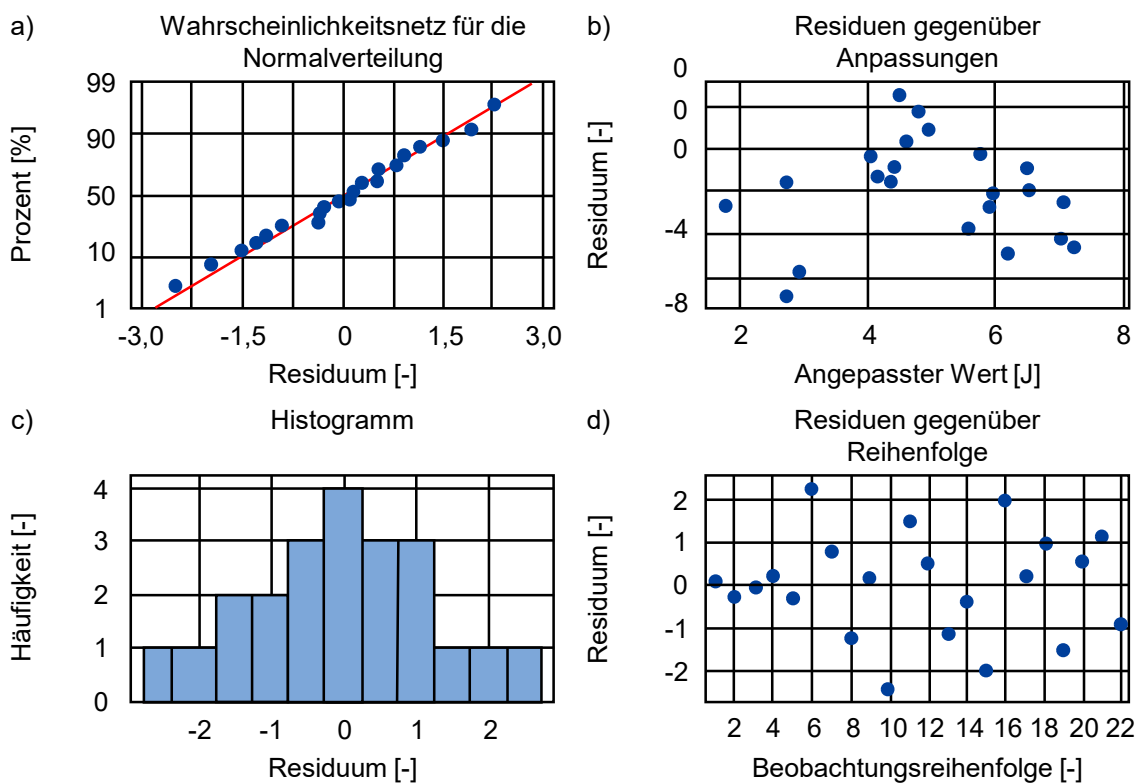


Bild A-7: Darstellung der Residuen für die Zielgröße Energieaufnahme  $W_{SE}$  aus Kapitel 5.5.4.1

## A.6 Wirkungsflächen-Versuchsplan zur Untersuchung des Effekts erhöhter Fließbewegungen im Formgebungsprozess

Das folgende Kapitel beinhaltet die Details der (softwaregestützten) Auswertung des Wirkungsflächen-Versuchsplans zur Analyse des Effekts erhöhter Fließbewegungen des GMT auf die Verbindungsausbildung in Kapitel 5.6.3.2. Betrachtet wurde die Zielgröße der Scherfestigkeit  $\tau_H$  in Abhängigkeit der Temperatur des Metalleinlegers ( $T_M$ ), der Werkzeugtemperatur ( $T_W$ ) und der resultierenden Stempelgeschwindigkeit  $v_{res}$ . Die Versuchsergebnisse pro Parameterkombination, inklusive der Standardabweichungen für die Gesamtfestigkeit  $G$  sowie die Positionen P1-P5, sind in Tabelle A-4 angegeben.

*Tabelle A-4: Scherfestigkeiten  $\tau_H$  pro Parameterkombination für die Gesamtfestigkeit  $G$  und die positionsabhängigen Kennwerten P1-P5 unter Angabe der jeweiligen Standardabweichungen.*

Durchlauf	$T_W$	$T_M$	$v_{res}$	Festigkeit $\tau_H$					
Einheit	°C	°C	mm/s	MPa / %					
Position				G	P1	P2	P3	P4	P5
F1	50	175	21,1	19,0 ( $\pm 3,1$ )	19,9 ( $\pm 1,3$ )	21,0 ( $\pm 1,3$ )	18,1 ( $\pm 3,5$ )	18,1 ( $\pm 3,8$ )	17,9 ( $\pm 3,8$ )
F2		249	29,2	20,5 ( $\pm 0,9$ )	20,5 ( $\pm 0,3$ )	21,5 ( $\pm 0,6$ )	21,0 ( $\pm 0,6$ )	20,5 ( $\pm 0,4$ )	19,1 ( $\pm 0,4$ )
F3		249	12,2	20,0 ( $\pm 1,1$ )	19,2 ( $\pm 0,7$ )	21,0 ( $\pm 0,8$ )	20,0 ( $\pm 0,4$ )	20,9 ( $\pm 1,4$ )	19,0 ( $\pm 0,7$ )
F4		101	12,2	19,4 ( $\pm 2,3$ )	17,2 ( $\pm 0,8$ )	18,0 ( $\pm 1,7$ )	19,0 ( $\pm 2,6$ )	21,9 ( $\pm 1,8$ )	21,2 ( $\pm 0,6$ )
F5		101	29,2	20,1 ( $\pm 2,2$ )	17,6 ( $\pm 1,2$ )	18,5 ( $\pm 1,0$ )	19,8 ( $\pm 1,2$ )	22,7 ( $\pm 1,0$ )	21,5 ( $\pm 0,7$ )
F6		50	21,1	14,9 ( $\pm 4,9$ )	12,6 ( $\pm 4,8$ )	12,3 ( $\pm 3,6$ )	14,6 ( $\pm 3,4$ )	17,3 ( $\pm 6,0$ )	17,0 ( $\pm 5,3$ )
F8		300	21,1	20,9 ( $\pm 1,0$ )	21,5 ( $\pm 0,8$ )	21,5 ( $\pm 0,5$ )	21,6 ( $\pm 1,0$ )	19,9 ( $\pm 0,6$ )	20,0 ( $\pm 0,3$ )
ZP	90	175	21,1	20,3 ( $\pm 1,0$ )	20,4 ( $\pm 0,6$ )	20,9 ( $\pm 1,1$ )	19,7 ( $\pm 1,2$ )	20,4 ( $\pm 0,9$ )	20,1 ( $\pm 0,7$ )
F11		175	4,8	20,9 ( $\pm 1,3$ )	20,8 ( $\pm 1,7$ )	20,6 ( $\pm 1,5$ )	20,5 ( $\pm 1,4$ )	21,5 ( $\pm 0,6$ )	21,2 ( $\pm 1,3$ )
F12		175	31,3	19,5 ( $\pm 2,0$ )	20,6 ( $\pm 0,6$ )	21,0 ( $\pm 1,7$ )	17,7 ( $\pm 2,3$ )	18,5 ( $\pm 1,3$ )	19,5 ( $\pm 1,8$ )
F16		101	12,2	20,1 ( $\pm 1,8$ )	20,2 ( $\pm 1,2$ )	19,2 ( $\pm 1,2$ )	18,6 ( $\pm 2,3$ )	21,6 ( $\pm 0,6$ )	21,5 ( $\pm 1,5$ )
F17		249	12,2	20,5 ( $\pm 0,9$ )	21,0 ( $\pm 0,3$ )	21,8 ( $\pm 0,2$ )	20,3 ( $\pm 0,7$ )	20,3 ( $\pm 0,4$ )	19,4 ( $\pm 0,3$ )
F18		101	29,2	19,8 ( $\pm 0,8$ )	19,8 ( $\pm 0,9$ )	19,0 ( $\pm 0,7$ )	19,3 ( $\pm 1,4$ )	20,0 ( $\pm 0,8$ )	20,3 ( $\pm 0,5$ )
F19		249	29,2	20,0 ( $\pm 1,0$ )	21,0 ( $\pm 0,3$ )	20,6 ( $\pm 0,5$ )	20,0 ( $\pm 0,7$ )	19,2 ( $\pm 0,5$ )	19,4 ( $\pm 0,9$ )
F20	130	175	21,1	17,9 ( $\pm 2,1$ )	17,0 ( $\pm 3,9$ )	17,8 ( $\pm 1,4$ )	17,2 ( $\pm 2,9$ )	18,6 ( $\pm 0,6$ )	18,9 ( $\pm 0,4$ )

Für die softwaregestützte Auswertung wurde für die Gesamtfestigkeit  $G$  sowie für die jeweiligen Positionen P1-P5 ein separates Regressionsmodell erstellt. Im Modell sind die linearen und quadratischen Anteile der jeweiligen Prozessparameter sowie deren Wechselwirkungen enthalten (vgl. Tabelle A-4, Tabelle A-5 u. Tabelle A-6). In Tabelle A-5 u. Tabelle A-6 werden die jeweiligen Effekte veranschaulicht und die jeweiligen p-

Werte sowie deren Bewertung aufgeführt. Auf eine gesonderte Darstellung der Residuen wird verzichtet. Für Details zu den Grundlagen der statistischen Versuchsplanung sei auf Kapitel 4.6 bzw. auf die Fachliteratur verwiesen [316, 317].

*Tabelle A-5: Auswertung der Einflussfaktoren für die Zielgrößen Scherfestigkeit  $\tau_H$  für die Gesamtfestigkeit G sowie die Positionen P1-P3. Angabe der berechneten Effekte und p-Werte sowie Einordnung des p-Werts in Anlehnung an [317]. Zusätzliche Angabe der jeweiligen Modellqualität  $R^2$ .*

Prozessparameter	Effekt (-)	p-Wert (-)	Bewertung
<b>G: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	1,457	0,042	Indifferent
$T_W$ [°C]	-0,047	0,941	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,386	0,512	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-1,638	0,112	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,085	0,273	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	0,863	0,344	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,090	0,944	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,000	1,000	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,640	0,591	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 55,54 %</b>			
<b>P1: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	2,603	0,008	Signifikant
$T_W$ [°C]	0,503	0,531	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,099	0,891	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-2,800	0,038	Indifferent
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,440	0,244	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	0,950	0,402	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,040	0,520	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	0,460	0,757	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,790	0,595	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 69,95 %</b>			
<b>P2: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	3,245	0,001	Hochsignifikant
$T_W$ [°C]	-0,256	0,710	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,008	0,989	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-3,370	0,007	Signifikant
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,910	0,385	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	0,557	0,563	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,390	0,778	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,050	0,968	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,630	0,624	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 80,20 %</b>			
<b>P3: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	2,068	0,023	Indifferent
$T_W$ [°C]	-0,289	0,714	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,360	0,616	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-0,720	0,547	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,160	0,337	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	0,740	0,504	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	0,060	0,968	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,210	0,884	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,470	0,748	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 51,76 %</b>			

*Tabelle A-6: Auswertung der Einflussfaktoren für die Zielgrößen Scherfestigkeit  $\tau_H$  für die Positionen P4-P5. Angabe der berechneten Effekte und p-Werte sowie Einordnung des p-Werts in Anlehnung an [317]. Zusätzliche Angabe der jeweiligen Modellqualität  $R^2$ .*

Prozessparameter	Effekt (-)	p-Wert (-)	Bewertung
<b>P4: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	-0,098	0,903	Kein Hinweis
$T_W$ [°C]	-0,291	0,719	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,996	0,194	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-0,500	0,684	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-0,780	0,526	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	1,000	0,381	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	0,360	0,823	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,090	0,952	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,980	0,519	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 28,65 %</b>			
<b>P5: Scherfestigkeit <math>\tau_H</math> [MPa]</b>			
$T_M$ [°C]	-0,412	0,552	Kein Hinweis
$T_W$ [°C]	0,296	0,666	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s]	-0,606	0,341	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_M$ [°C]	-0,950	0,366	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $T_W$ [°C]	-1,034	0,325	Kein Hinweis
$v_{res}$ [mm/s] * $v_{res}$ [mm/s]	0,943	0,333	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $T_W$ [°C]	0,580	0,674	Kein Hinweis
$T_M$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	0,370	0,775	Kein Hinweis
$T_W$ [°C] * $v_{res}$ [mm/s]	-0,510	0,687	Kein Hinweis
<b>Modellqualität <math>R^2</math>: 31,39 %</b>			



## Erklärung zur Zitation von Inhalten aus studentischen Arbeiten

In Ergänzung zu meinem Antrag auf Zulassung zur Promotion in der Fakultät für Maschinenbau der Universität Paderborn erkläre ich gemäß §11 der Promotionsordnung und unter Beachtung der Regelung zur Zitation studentischer Arbeiten:

Die von mir vorgelegte Dissertation habe ich selbstständig verfasst, **und ich habe keine anderen** als die dort angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt. Es sind **Inhalte** studentischen Ursprungs (studentische Arbeiten) in dieser Dissertation enthalten.

*Ich habe die verwendeten Arbeiten entsprechend der Regelung „Zitation aus studentischen Arbeiten in Dissertationen“ zitiert.*

Warendorf, 03. April 2025

Julian Lückenkötter