

Verfahrensentwicklung zur einstufigen Herstellung von biegebelastbaren Hybridstrukturen im Fließpressprozess

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

genehmigte
DISSERTATION

von
Tim Stallmeister, M. Sc.
aus Geseke

Tag des Kolloquiums:	10. Februar 2023
Referent:	Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster
Korreferent:	Prof. Dr.-Ing. Volker Schöppner

Kurzzusammenfassung

Hybridstrukturen bieten bei Anwendungen mit Biegebeanspruchung ein großes Leichtbaupotenzial, erfordern jedoch komplexe und zum Teil mehrschrittige Fertigungsverfahren. In dieser Arbeit wird ein Verfahren entwickelt, das auf Basis des Fließpressprozesses biegebelastbare Hybridbalken in einem Schritt herstellt. Dazu wird ein Versuchsträger entwickelt, der die Komplexität von Realbauteilen abbildet und für zerstörende sowie zerstörungsfreie Charakterisierungsmethoden geeignet ist. Der Versuchsträger besteht aus einer funktionalisierten Kernstruktur aus Glasfasermattenverstärktem Polypropylen und äußeren Metallgurten aus Stahl- und Aluminiumlegierungen, die mit einem Haftvermittlerfilm versehen sind. Anhand des Versuchsträgers wird ein Fließpresswerkzeug und eine instrumentierte Fertigungsanlage entwickelt, mit der die Hybridstrukturen prototypisch hergestellt werden. Zur Prozessoptimierung wird die Verbindung mechanisch und optisch auf Probenebene analysiert. Weiterhin erfolgen Bauteiluntersuchungen anhand von Dreipunktbiegetests, mit denen das strukturelle Verhalten der Hybridbalken charakterisiert wird. Es wird festgestellt, dass sich mit dem einstufigen Fließpressverfahren sehr gute Verbundfestigkeiten erzielen lassen. Die Temperatur- und Druckführung weisen dabei einen großen Einfluss auf das Ergebnis auf. Anhand der Bauteiluntersuchungen wird bestätigt, dass mit dem entwickelten Verfahren Hybridbalken in nur einem Schritt gefertigt werden können, die vergleichbare mechanische Eigenschaften zu Hybridstrukturkonzepten aus mehrschrittigen Fertigungsverfahren aufweisen.

Abstract

Hybrid structures provide a high potential for lightweight design in applications with bending loads, but require complex and sometimes multi-step manufacturing processes. In this work, a process is developed that produces hybrid beams with high bending strength in one step based on the compression moulding process. For this purpose, a prototype beam is developed that represents the complexity of real components and is suitable for destructive as well as non-destructive characterisation methods. The prototype beam consists of a functionalised core structure made of glass mat reinforced polypropylene and outer metal belts made of steel and aluminium alloys, which are coated with an adhesive film. A moulding tool and an instrumented production line are developed, with which the hybrid structures are prototypically manufactured. For process optimisation, the joint is analysed mechanically and optically at sample level. Furthermore, component investigations are carried out using three-point bending tests to characterise the structural behaviour of the hybrid beams. It is found that very good joint strengths can be achieved with the one-step compression moulding process. The temperature and pressure control have a major influence on the result. Based on the component tests, it is confirmed that the developed manufacturing process can be used to produce hybrid beams in just one step that have comparable mechanical properties to hybrid structure concepts from multi-step manufacturing processes.

Teilergebnisse dieser Arbeit sind in folgenden Veröffentlichungen erschienen:

- STALLMEISTER, T., TRÖSTER, T., PÖHLER, S.: Verfahren zur Herstellung eines Hybridbauteils aus Metall und faserverstärktem Kunststoff durch Fließpressen. Patent (2020), DE 10 2020 126 841.6
- MICUS, A., STALLMEISTER, T., TRÖSTER, T.: In einem Schritt zu Hybridbauteilen. My Factory 3 (2022), S. 25-26
- STALLMEISTER, T., TRÖSTER, T.: In-Mold-Assembly of Hybrid Bending Structures by Compression Molding. 25th International Conference on Material Forming (2022), Braga, vorgetragen am 27. April
- STALLMEISTER, T., TRÖSTER, T.: In-Mold-Assembly of Hybrid Bending Structures by Compression Molding. Key Engineering Materials 926 (2022), S. 1457–1467. doi: 10.4028/p-5fxp53

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Aktueller Wissensstand zu Hybridstrukturen	3
2.1	Aufbau und eingesetzte Werkstoffe	3
2.1.1	Metallische Werkstoffe	4
2.1.2	Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe	7
2.2	Verbindungsmechanismen	13
2.2.1	Formschluss	14
2.2.2	Kraftschluss	16
2.2.3	Stoffschluss	16
2.3	Fertigungsverfahren für thermoplastische Hybride	21
2.3.1	Hinterspritztechnik	22
2.3.2	Kombiniertes Thermoformen	24
2.3.3	Hybrides Fließpressen	25
2.4	Versuchsträger für strukturelle Anwendungen im Automobil	27
3	Wissenschaftliches Konzept	33
3.1	Analyse der hybriden Strukturkonzepte	33
3.2	Zielsetzung und Vorgehensweise	38
4	Entwicklung des Herstellverfahrens	41
4.1	Auslegung des Versuchsträgers	41
4.2	Entwicklung des Fließpresswerkzeugs	50
4.3	Aufbau der instrumentierten Produktionsanlage	52
5	Herstellung der Hybridbalken	55
5.1	Prozessablauf und Parametereinstellungen	55
5.2	Prozessüberwachung	59
6	Angewandte Charakterisierungsmethoden	67
6.1	Druckscherversuch	67
6.2	Mikroskopie	70
6.3	Röntgen-Computertomographie	70
6.4	Dreipunktbiegetest	71
7	Untersuchung der Scherfestigkeit im Gurtverbundbereich	75
7.1	Mechanische Charakterisierung im Druckschertest	75

7.1.1	Analyse der Scherfestigkeiten bei niedriger Werkzeugtemperatureinstellung.....	76
7.1.2	Analyse der Scherfestigkeiten bei hoher Werkzeugtemperatureinstellung.....	80
7.2	Defektanalyse mittels Mikroskopie und Computertomographie.....	83
7.2.1	Schliffbildanalyse der Grenzschicht	83
7.2.2	Oberflächenstruktur entlang der Balkenhöhe	85
7.2.3	Grenzschichtnahe Faserverteilung und -orientierung	87
7.3	Diskussion der Ergebnisse und Einflussfaktoren	88
8	Charakterisierung der Hybridbalken unter Biegebelastung	91
8.1	Analyse der Verbundfestigkeit und des Versagensverhaltens.....	91
8.1.1	Hybridbalken mit Stahlgurten	92
8.1.2	Hybridbalken mit Aluminiumgurten.....	103
8.2	Vergleich der Hybridbalkenkonfigurationen anhand mechanischer Kennwerte	109
8.3	Einflussanalyse der Prozessgrößen auf die mechanischen Eigenschaften.....	112
8.4	Vergleich mit den Versuchsträgern aus dem aktuellen Stand der Forschung	119
9	Zusammenfassung.....	121
10	Abkürzungen und Symbole	125
11	Literaturverzeichnis.....	131

1 Einleitung

Die treibenden Anforderungen an die Mobilität der Zukunft sind insbesondere durch die Reduktion der Treibhausgasemissionen geprägt. Die derzeit im Transportsektor überwiegend eingesetzten Verbrennungsmotoren stoßen umweltschädliches CO₂ aus und tragen somit zu einem Viertel der in der EU emittierten Treibhausgase (THG) bei [1]. Der Energiebedarf und somit auch der Ausstoß von THG kann im Transportwesen durch die Massereduktion der Fahrzeuge erzielt werden. Der Leichtbau ermöglicht dabei nicht nur die Reduzierung der THG-Emissionen durch verringerte Fahrwiderstände, sondern fördert zusätzlich noch weitere positive Effekte. Die Substitution der Verbrennungsmotoren und Elektrifizierung des Antriebsstrangs mit schweren Traktionsbatterien kann bei gleichbleibender Gesamtmasse nur erzielt werden, wenn die restliche Fahrzeugstruktur leichter wird. Demnach ist der Leichtbau in Fahrzeugen ein geeignetes Mittel, um den Energiebedarf und die THG-Emissionen zukünftig zu senken.

Der werkstoffliche Leichtbau ist einer der fünf Leichtbaustrategien und fokussiert die geeignete Materialauswahl unter Berücksichtigung aller Anforderungen [2]. Häufig können einzelne Materialien nicht alle der z. T. konkurrierenden Anforderungen erfüllen, sodass die Werkstoffkombination eine Synergie unterschiedlicher Materialvorteile bietet. Sogenannte Hybridstrukturen kombinieren die Vorteile unterschiedlicher Werkstoffe und erreichen somit ein hervorragendes Eigenschaftsprofil. In unterschiedlichen Bereichen des Fahrzeugbaus kommen Hybridstrukturen aus Metall und Faser-Kunststoff-Verbund (FKV) zum Einsatz, weil sie hohe mechanische Eigenschaften, geringe Masse und niedrige Materialkosten vereinen. Aufgrund der unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften stellt die Verbindung der artfremden Werkstoffe eine Herausforderung dar. Insbesondere die wirtschaftlich getriebene Integration der Verarbeitungs- und Fügeoperationen zur kosteneffizienten Herstellung wirft prozesstechnische Fragestellungen auf. Diese Fragestellungen sind ein zentraler Punkt derzeitiger Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten.

Die kombinierte Verarbeitung von thermoplastischen FKV mit Metallen ermöglicht geringe Zykluszeiten durch die schnelle Erstarrung der thermoplastischen Matrix. Sogenannte *In-Mold-Assembly* (IMA) Verfahren ermöglichen die Verbindung der FKV- und Metallkomponenten direkt im Formwerkzeug. Im Spritzguss- oder Pressverfahren einstufig hergestellt, weisen diese Hybridstrukturen einen hohen Grad der Funktionsintegration auf. Allerdings ist die Gestaltungsfreiheit der FKV-Komponente durch das Einlegen einer Metallkomponente in das Formwerkzeug eingeschränkt. Die Analyse derzeit angewandter IMA-Verfahren zeigt, dass die hergestellten Strukturen meist aus einer Metallschale mit innenliegenden Verstärkungsrippen aus FKV bestehen. Durch den asymmetrischen Aufbau und die asymmetrische Materialverteilung ist die strukturelle Integrität bei Biegebelastungen jedoch beeinträchtigt. Infolgedessen werden die Hybridstrukturen meist in einem weiteren Fügevorgang mit zusätzlichen Metallblechen geschlossen.

Mithilfe einer neuartigen Materialeinbringung und Orientierungsweise im Fließpressprozess sollen zukünftig biegebelastbare, hochintegrative Hybridstrukturen in einem Schritt herstellbar sein. Das Verfahrenskonzept basiert auf einer beabstandeten Anordnung der Metallbleche in dem Formwerkzeug. In deren Zwischenraum wird anschließend der FKV in Form eines glasfasermattenverstärkten Thermoplasts (GMT) gelegt und presstechnisch verarbeitet. Der Fließpressprozess formt dabei die GMT-Kernstruktur zwischen den Metallblechen aus und bindet diese gleichzeitig durch Ausnutzung der vorhandenen Prozesstemperatur unter Druck an. Somit entsteht eine leichte und hochintegrative Hybridstruktur mit belastungsorientierter Materialverteilung. In den Außenbereichen erhöhter Spannung werden Metallblechgurte mit hoher Festigkeit eingesetzt und der niedrig belastete Kern wird aus einer leichten GMT-Struktur gebildet.

Das Thema dieser Arbeit ist demnach die einstufige Herstellung von biegebelastbaren Hybridstrukturen im Fließpressverfahren. Dazu wird im Folgenden der aktuelle Wissensstand zu den eingesetzten Hybridbauweisen und Fertigungsverfahren dargestellt. Aus einer Analyse der Fertigungsverfahren und Hybridstrukturen werden anschließend die Zielsetzung und das methodische Vorgehen bei der Verfahrensentwicklung abgeleitet. Im weiteren Verlauf dient die Entwicklung eines Versuchsträgers der experimentellen Validierung und Untersuchung des Verfahrens. Die mit dem entwickelten Hybrid-Fließpressverfahren hergestellten Bauteile werden auf Proben- und Bauteilebene untersucht, um den Einfluss des Verfahrens auf die strukturelle Integrität der Hybridbauweise zu analysieren.

2 Aktueller Wissensstand zu Hybridstrukturen

Hybridstrukturen sind definiert als Bauteile mit einer gezielten Kombination von verschiedenen Werkstoffen, die zu einer Funktionssteigerung gegenüber singulären Materiallösungen führen. Die Kombination unterschiedlicher Werkstoffe ermöglicht die Kombination unterschiedlicher Materialeigenschaften, sodass die Schwächen eines Materials durch die Stärken eines anderen Materials aufgehoben werden. Das Konzept des Multi-materialbaus ist keinesfalls neu und wird bereits in vielen Bereichen angewandt [3]. Jedoch steht die Kombination von unterschiedlichsten Werkstoffen vor technischen Herausforderungen, die durch wandelnde Anwendungsfelder, Anforderungen und innovative Materialentwicklungen stetig neuen Forschungsbedarf liefern. Der im Hinblick auf die thematisierte Verfahrensentwicklung relevante Wissensstand aus der aktuellen Entwicklung und Forschung wird nachfolgend erläutert. Dazu wird der grundsätzliche Aufbau von Hybridstrukturen für leichtbaugetriebene Anwendungen erläutert und es wird auf die derzeit eingesetzten und verfügbaren Werkstoffsysteme eingegangen. Vor dem Hintergrund der fokussierten Materialkombination werden anschließend die Verbindungsarten erläutert. Derzeit eingesetzte oder in der Entwicklung stehende Fertigungsverfahren werden darauffolgend beschrieben. Daraus abgeleitet werden die strukturellen Anwendungsfelder der Hybridstrukturen und Fertigungsverfahren thematisiert. Mit dem Fokus auf Strukturen des Automobilbaus werden die Anforderungen erläutert und der aktuelle Stand der Technik anhand untersuchter Versuchsträger analysiert.

2.1 Aufbau und eingesetzte Werkstoffe

Nach KLEEMANN werden Hybridstrukturen in drei Stufen eingeordnet, die sich an der Heterogenität der zu kombinierenden Werkstoffe orientieren [4]. Demnach werden Hybridstrukturen aus Werkstoffen gleicher Unterkategorien (z. B. unterschiedliche Stahlliegierungen) der untersten Stufe zugeordnet. Diese finden Anwendung in der großvolumigen Serienproduktion von Mittelklassewagen wie dem VW Golf oder Toyota Auris [3]. Ein Beispiel hierfür ist der mehrteilige Aufbau einer B-Säule aus Stahlblechen unterschiedlicher Festigkeiten.

Die mittlere Stufe beinhaltet Hybridbauteile aus einer Oberkategorie (z. B. Aluminium und Stahl aus der Oberkategorie Metalle) und zählt heutzutage zum Stand der Technik in den meisten Karosseriestrukturen der oberen Mittelklasse sowie der Oberklasse. Exemplarisch werden in der Karosserie des Audi TT (3. Generation) Stahlbleche, Aluminiumbleche, -profile und -gussstrukturen vereint. Der Schweller besteht dabei aus einem innenhochdruckumgeformten AL-Strangpressprofil mit einer tiefgezogenen Metallschale aus HX340LAD [5].

In der höchsten Stufe der Hybridstrukturen werden artfremde Materialien wie Metalle und Kunststoffe kombiniert. Semi-strukturelle Anwendungen wie Frontend-Module aus Stahlblech und Kunststoffverstärkung sind weit verbreitet [6, 7], während

Strukturbauteile aus Metall und FKV wie u. a. die B- und C-Säulen der 7er BMW Karosserie (G12, 2016) nur hochpreisigen Fahrzeugen in kleinen Serien vorbehalten sind [8].

Die potenziellen Vorteile von Hybridstrukturen fallen umso größer aus, je unterschiedlicher die eingesetzten Materialien sein können, weil somit die bestmögliche Eigenschaftskombination erzielbar ist [5]. Zu den Vorteilen zählen verbesserte Eigenschaften wie Steifigkeit und Festigkeit sowie eine reduzierte Bauteilmasse. Durch die Anpassbarkeit von Wanddicken und Materialverteilungen kann die Flexibilität der Bauteilauslegung erhöht werden. Zudem ermöglicht die Funktionsintegration die Einsparung von Montageschritten.

Jedoch steigen parallel auch die Herausforderungen, je heterogener die zu kombinierenden Werkstoffe werden. Aufgrund unterschiedlicher Eigenschaftsprofile lassen sich artfremde Werkstoffe nur bedingt stoffschlüssig fügen. Weiterhin führen unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten bei Temperaturbelastung zu inneren Spannungen, die den Verbund schwächen können. Zudem kann Kontaktkorrosion durch einen elektrochemischen Potentialunterschied zwischen den Werkstoffen auftreten und zur Schädigung des Verbunds führen. Für das sortenreine Recycling von Hybridstrukturen muss der Materialverbund wieder getrennt werden, wodurch neue Prozesse erforderlich sind. Zuletzt sind die steigenden Anforderungen an die Auslegung durch die parallele Berücksichtigung von zwei oder mehr Werkstoffeigenschaften und die z. T. noch fehlende Erfahrung mit dem Einsatz von Hybridstrukturen als größte Hindernisse für den breiten Einsatz zu nennen. [9]

Entsprechend sind Hybridstrukturen aus metallischen Werkstoffen und FKV häufig Gegenstand aktueller Forschung und Entwicklung [6]. Getrieben durch die hohen Potenziale des Leichtbaus und der möglichen Funktionsintegration, werden die Auslegungs-, Fertigungs- und Recyclingverfahren für Metall-FKV-Hybridstrukturen weiterentwickelt und zur Anwendung gebracht.

2.1.1 Metallische Werkstoffe

Neben Titan und Magnesium kommen insbesondere Stahl- und Aluminiumlegierungen in Kombination mit FKV zum Einsatz [10, 11]. Nachfolgend werden die wichtigsten Vertreter der metallischen Werkstoffe für die Anwendung in Hybridstrukturen vorgestellt. Zudem wird jeweils ein Anwendungsbeispiel für den jeweiligen Werkstoff in der Hybridtechnologie genannt.

Aufgrund der niedrigen Kosten und einem breiten Eigenschaftsprofil bieten Stahlwerkstoffe zahlreiche Anwendungsmöglichkeiten. Die hohe Dichte von $7,85 \text{ g/cm}^3$ kompensieren Stahlwerkstoffe durch das hohe Elastizitätsmodul (E-Modul) von 210 GPa und z. T. höchsten Festigkeiten bis 2000 MPa Zugfestigkeit. Den Nachweis, Leichtbau mit Stahl betreiben zu können, lieferte 1998 das *Ultra Light Steel Auto Body* (ULSAB) Programm, bei dem eine Fahrzeugkarosse aus Stahl entwickelt wurde, die 25 % leichter als damalige Referenz-Karosserien war. Die mechanischen, korrosiven und

fertigungstechnischen Eigenschaften von Stahlwerkstoffen lassen sich durch die Zugabe von Legierungselementen, den Wärmebehandlungsprozess und das mechanische Verfestigen gezielt einstellen. Das breite Spektrum der Stahlgüten wird u. a. nach der erreichbaren Festigkeit klassiert (vgl. Bild 2.1). Demnach gibt es weiche Stähle (engl.: *mild steels*, MS), höherfeste Stähle (engl.: *high strength steels*, HSS), hochfeste Stähle (engl.: *advanced high strength steel*, AHSS), ultrahochfeste Stähle (engl.: *ultra high strength steel*, UHSS) und martensitische bzw. presshärtbare Stähle (engl.: *press hardening steel*, PHS) [12].

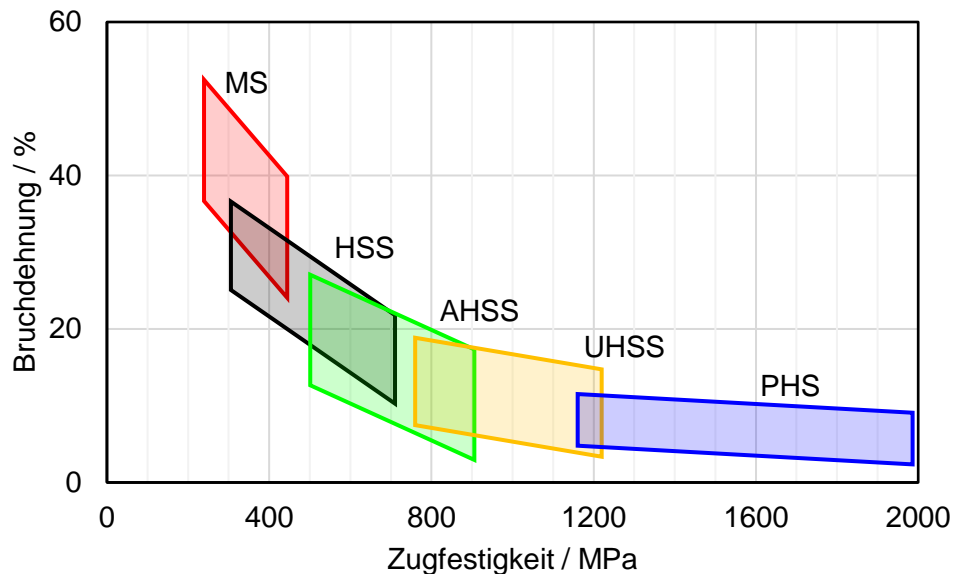


Bild 2.1 Festigkeits-Duktilitäts-Diagramm von serienmäßig im Automobilbau eingesetzten Stahlgüteklassen nach [12]. MS: *Mild steel*, HSS: *High strength steel*, AHSS: *Advanced high strength steel*, UHSS: *Ultra high strength steel*, PHS: *Press hardening steel*

Weiche Stähle eignen sich durch ihre hohe Duktilität für anspruchsvolle Umformoperationen. Zudem zeichnen sich die weichen Stähle meist durch einen geringen Materialpreis und gute Schweißbarkeit aus. In der Hybridtechnik werden weiche Tiefziehstähle wie DC01 (1.0330) oder DC04 (1.0338) für die Schalenbauweise in Frontend-Modulen oder Dachrahmen eingesetzt, bei denen die Bleche zu dünnwandigen Schalen umgeformt/tiefgezogen werden. Durch das anschließende Hinterspritzen mit einer Rippenstrukturen aus FKV werden die Schalen verstärkt und vor Instabilitätsversagen geschützt [13, 14].

Höherfeste Stähle weisen ebenfalls gute Umformeigenschaften bei gesteigerter Festigkeit (Zugfestigkeit zwischen 300 MPa und 500 MPa) auf. Zu dieser Gruppierung von Stählen zählen Kohlenstoff-Mangan-Stähle, *Bake-Hardening*-Stähle und die mikrolegierten (engl.: *High strength low alloyed*, kurz: HSLA) Stähle. Die Festigkeitssteigerung der HSLA-Stähle basiert auf der Mikrolegierung mit den Elementen Nb, Ti und V, wodurch Kornfeinung und Ausscheidungshärtung einsetzen. FANG *et al.* nutzen diese Eigenschaften des mikrolegierten Stahls HC340LA (1.0548) für einen hybriden Napf mit

gesteigerten Festigkeitsanforderungen [14]. Bei der Herstellung des Napfes wird das Stahlblech in einem modifizierten Tiefziehprozess gleichzeitig mit einem faserverstärkten Thermoplast verpresst.

Das Hauptmerkmal von Dualphasenstählen als Teil der AHSS ist eine weiche Ferritmatrix, an deren Korngrenzen eine harte, überwiegend martensitische Phase eingelagert ist. Somit wird eine niedrige Fließgrenze mit einer hohen Zugfestigkeit kombiniert, was den Einsatz für hochbeanspruchte und sicherheitsrelevante Bauteile im Automobil ermöglicht. ROTH *et al.* setzen einen Dualphasenstahl der Güte HCT500X (1.0939) mit einer Zugfestigkeit von mindestens 500 MPa für den kaltumgeformten Teil einer hybriden A-Säule ein, die Teil der Fahrgastsicherheitszelle ist [15]. Die ultrahochfeste Güte HCT780X (1.0943) mit einer Zugfestigkeit von mindestens 780 MPa wird für einen hybriden Längslenker als Radführungs-komponente eingesetzt [14]. Durch die Einstellung der einzelnen Gefügebestandteile können die mechanischen Eigenschaften von Dualphasenstählen variiert werden. [12]

Martensitstähle erreichen aufgrund ihres fast vollständigen martensitischen Mikrogefüges Zugfestigkeiten bis 2000 MPa. Sie werden in Anwendungen mit höchsten Sicherheitsanforderungen eingesetzt, wie den A- und B-Säulen sowie den Querstoßfängern. Durch die geringe Duktilität lässt sich diese Stahlgüte nur bedingt umformen. Eine Möglichkeit, die mangelnde Umformbarkeit von Martensitstählen zu überwinden, die hohe Zugfestigkeit aber beizubehalten, ist der Presshärteprozess. Bei diesem Verfahren erfolgt die Umformung bei Temperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur mit anschließender, rascher Abkühlung, um die gewünschte hochfeste martensitische Struktur zu erzeugen. Ein typischer Stahlwerkstoff dieser Güteklasse ist der borlegierte 22MnB5 (1.5528), der als Verstärkungsstruktur in A- und B-Säulen zum Einsatz kommt [16].

Stahl bzw. Eisen unterliegen der Korrosion, wobei eine Reaktion mit den in der Umgebung befindlichen Stoffen, meistens Sauerstoff, zur Beeinträchtigung der Werkstoffeigenschaften führt. Abhilfe kann durch diverse Korrosionsschutzmaßnahmen geschaffen werden, mit denen die Korrosion vollständig unterbunden oder stark reduziert wird. Häufig verwendet werden Oberflächenschutzschichten aus Zink, die aufgrund der Barrieren- und Opferwirkung zum passiven Korrosionsschutz zählen. Stahlbänder oder Stahlbauteile werden dazu in die Zinkschmelze eingetaucht, wodurch sich Zinkauflagedicken von 50-150 µm ergeben. Im Düsenabstreifverfahren können zudem geringere Schichtdicken von 5-50 µm eingestellt werden [17].

Neben Stahl kommen Aluminiumlegierungen in Hybridstrukturen zum Einsatz, weil sie mit einer Dichte von 2,7 g/cm³ und Festigkeiten bis 800 MPa deutliche Gewichtseinsparungen ermöglichen [3]. Aluminium-Knetlegierungen (EN AW-xxxx) werden als Profil- oder Blechwerkstoffe in der Automobilkarosserie verwendet und nach ihren Hauptlegierungselementen in Gruppen eingeteilt. Hauptsächlich finden die 5000er (Al Mg) und 6000er (Al Mg Si) Legierungen Anwendung im Automobilbau, weil die guten Umform-eigenschaften und hohen Festigkeiten ein breites Anforderungsspektrum abdecken. Die sogenannten naturharten 5000er Legierungen erzielen die Ausgangsfestigkeit durch

Mischkristallverfestigung und erfahren durch Umformung eine zusätzliche Kaltverfestigung. Somit eignen sie sich durch die hohe Duktilität für komplexe Umformaufgaben, wodurch eine gleichzeitige Festigkeitssteigerung einsetzt. Eine nachträgliche Wärmebehandlung wie das Glühen führt zu einer Gefügeerholung, wodurch die Kaltverfestigung rückgängig gemacht wird. [18]

Die thermisch aushärtbaren 6000er Legierungen erfahren neben einer Kaltverfestigung zusätzlich eine Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung. Somit können Blechwerkstoffe dieser Legierungsgruppe im Ausgangszustand gut umgeformt und anschließend mittels Wärmebehandlung verfestigt werden. 6000er Legierungen werden zudem aufgrund ihrer guten Warmformbarkeit für komplexe Extrusionsprofile verwendet. Außerdem sind die 6000er Legierungen frei von Fließfiguren und eignen sich demnach für Außenhautanwendungen einer Karosserie mit Class-A-Oberflächenanforderung. [18]

HOFFMANN *et al.* verwenden Aluminiumbleche aus EN AW-5754 (3.3545) in einer rippenverstärkten Hybridstruktur [19]. Dabei erzielen sie die Verbundfestigkeit durch eine vorgelagerte Oberflächenstrukturierung der Aluminiumbleche mittels Laser. HIELSCHER *et al.* nutzen ein mit CFK-Strängen verstärktes Extrusionsprofil aus EN AW-6082 T6 (3.2315) für einen Funktionsnachweis einer hybriden A-Säule [20]. In einem hybriden Cockpitquerträger wird die Legierung EN AW-6060 (3.3206) für ein innenhochdruckumgeformtes Rohr eingesetzt, das im Hinterspritzverfahren mit Kunststoffelementen funktionalisiert wird [21].

2.1.2 Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe

Faser-Kunststoff-Verbundwerkstoffe stellen eine Untergruppe der Faser-Verbundwerkstoffe dar, neben beispielsweise faserverstärkten Metallen oder Keramiken. Hierbei handelt es sich um eine Komposition aus Fasern und umgebender Polymermatrix, die sich abhängig von den verschiedenen Materialkombinationen, aber auch durch die Art der Faserarchitektur untergliedern lässt. Die Fasern übernehmen die Aufgabe der Lastübertragung und erhöhen die mechanischen Eigenschaften des Verbunds.

Die Matrix wiederum schützt die Fasern vor äußeren Einflüssen, überträgt Lasten zwischen den Fasern und stützt diese. Demnach spielt die Faser-Matrix-Haftung eine wichtige Rolle in Bezug auf die Erreichung der mechanischen Eigenschaften des Verbunds. Der Matrixwerkstoff kann aus einer Vielzahl von verfügbaren Polymeren gewählt werden. Für die Metall-FKV-Hybridtechnik relevante polymere Matrixsysteme werden im Nachfolgenden vorgestellt und ihre Eigenschaften im Hinblick auf den Hybridverbund erläutert.

2.1.2.1 Polymere Matrixsysteme

Polymere sind hochmolekulare, organische Verbindungen, die aus abgewandelten Naturstoffen (z. B. Cellulose) oder chemisch miteinander verknüpften Grundbausteinen

(Monomeren) bestehen. Durch eine breite Auswahl an Monomeren und der Art, diese miteinander zu hochmolekularen Ketten (Polymeren) zu verbinden, kann ein großes Eigenschaftsspektrum der Werkstoffe künstlich erzeugt werden, wodurch der Begriff Kunststoff geprägt wurde. Zudem werden die polymeren Matrixwerkstoffe meist noch durch weitere Additive (Farbpigmente, Nukleierungsmittel, etc.) modifiziert, weshalb an dieser Stelle von einem Matrixsystem gesprochen wird. Gemäß ihrem molekularen Aufbau und den daraus resultierenden Eigenschaften werden die Polymere in Duromere, Elastomere, thermoplastische Elastomere (TPE) und Thermoplaste unterteilt (vgl. Bild 2.2). [22]

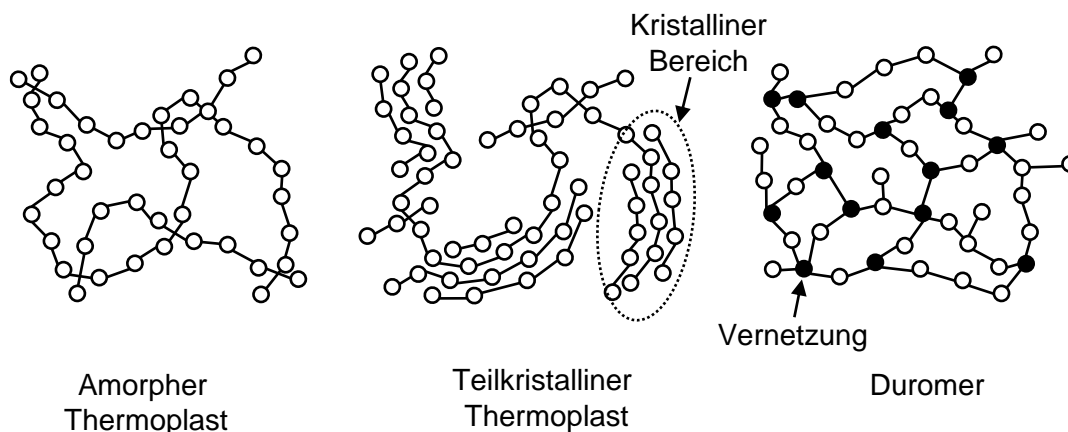


Bild 2.2 Schematische Darstellung der Struktur ausgewählter Kunststoffsorten, nach [23]

Duromere sind engmaschig und durch Hauptvalenzbindungen chemisch vernetzte Polymere, die aufgrund ihrer starken Vernetzung weder schmelzbar noch plastisch verformbar sind. Damit wird auch der im Allgemeinen hohe E-Modul sowie die chemische und thermische Beständigkeit erklärt. Diese Eigenschaften werden für mechanisch, chemisch und thermisch hochbeanspruchte Strukturen ausgenutzt. Typische duromere Matrixsysteme für FKV sind Epoxid (EP)-, ungesättigte Polyester (UP)- und Vinylester (VE)-Harze.

Die Härtingsreaktion der Duromere wird durch die Zugabe eines Härters und die Zufuhr von Wärme oder Strahlung initiiert. Die Dauer der Aushärtung kann durch die chemische Komposition sowie die Temperaturführung beeinflusst werden und beträgt einige Minuten bis mehrere Stunden [22, 24]. Der lange Aushärtungsprozess zählt zu den Nachteilen duromerer Matrixwerkstoffe. Zudem lassen sich Duromere weder schweißen noch besonders gut recyklieren, was insbesondere die Nachhaltigkeit dieser Systeme einschränkt.

Elastomere sind ähnlich zu Duromeren räumlich vernetzt, weisen jedoch deutlich weniger Vernetzungspunkte auf und sind demnach sehr flexibel. Die wenigen Vernetzungen reichen aus, sodass Elastomere nicht schmelz- und schweißbar sind. Die Steifigkeit ist deutlich geringer als die der Duroplaste, was eine Anwendung in FKV nahezu ausschließt, da keine ausreichende Stützwirkung für die Fasern gegeben ist.

Thermoplastische Elastomere sind hingegen schmelz- und schweißbar. Die elastischen Eigenschaften resultieren aus dem Aufbau aus mehreren Phasen, bei dem weiche Phasen die Elastizität hervorrufen.

Thermoplaste bestehen aus Molekülketten, die räumlich nicht miteinander vernetzt sind. Der Zusammenhalt zwischen den Molekülketten basiert zum einen auf Verhakungen und Verschlaufungen, zum anderen auf Nebenvalenzbindungen benachbarter Ketten. Unter erhöhter Temperatur nimmt die Mikrobrownsche Molekularbewegung zu, sodass sich der Kettenabstand vergrößert und Relativbewegungen ermöglicht werden. Dadurch kann ein Thermoplast ab einer gewissen Temperatur plastisch verformt werden. Zudem erweicht der Thermoplast mit weiter steigender Temperatur, bis eine hochviskose Flüssigkeit vorliegt, die um- und umgeformt und verschweißt werden kann. Die Reversibilität dieses Vorgangs ermöglicht das Rezyklieren thermoplastischer Materialien. Der Erstarrungsvorgang aus der Schmelze läuft deutlich schneller ab als die Härtungsreaktion duromerer Matrixsysteme, sodass ein großer Vorteil für die Dauer des Herstellprozesses besteht.

Thermoplaste können amorphe und kristalline Mikrostrukturbereiche aufweisen, die unterschiedliche Eigenschaften haben. Amorphe Bereiche sind durch ungeordnete Kettenmoleküle gekennzeichnet. Kunststoffe wie Polystyrol (PS) oder Polycarbonat (PC) weisen eine rein amorphe Struktur auf. Kristalline Bereiche hingegen weisen orientierte Kettenmoleküle auf, die aufgrund der dichten Anordnung starke Nebenvalenzbindungen bilden (vgl. Bild 2.2). Somit steigen Dichte, E-Modul, Festigkeit und Schmelztemperatur der kristallinen Bereiche an. Die kristallinen Bereiche sind meist umgeben von amorphen Bereichen, sodass die resultierenden Eigenschaften des Kunststoffs durch die Anteile der Bereiche (Kristallinitätsgrad) bestimmt werden. Sogenannte teilkristalline Thermoplaste sind u. a. Polypropylen (PP), Polyamid (PA), Polybutylenterephthalat (PBT) und Polyethylenterephthalat (PET).

Thermoplastische FKV eignen sich aufgrund der guten mechanischen Eigenschaften, schnellen Verarbeitbarkeit und guten Rezyklierbarkeit sowie der geringen Dichte und Kosten für zahlreiche Leichtbauanwendungen. Besonders durch den Automobilsektor und die Elektroindustrie getrieben, steigerte der globale Markt thermoplastischer FKV die Verarbeitung von 108 auf 245 Tausend Tonnen in den Jahren 2004 bis 2009. Schätzungen zufolge basieren 65 % des Markts auf PP, gefolgt von PA-Systemen mit 20 % [25]. PA zeichnet sich durch seine höhere Wärmeformbeständigkeit gegenüber PP aus. PA existiert in unterschiedlichen Polymerkonfigurationen, die sich u. a. in der Schmelztemperatur T_m unterscheiden und in den Varianten PA6 ($T_m=220\text{ °C}$) und PA6.6 ($T_m=265\text{ °C}$) häufig eingesetzt werden [22]. Nachteilig ist die Feuchtigkeitsaufnahme und die damit verbundene Reduktion von mechanischen Eigenschaften und Haftung. PP findet aufgrund der herausragenden Eigenschaftskombination, niedrigen Materialkosten und guten Verarbeitbarkeit in vielen Bereichen Anwendung. Nachteilig ist die unpolare Struktur, die eine Haftung zu Glasfasern oder metallischen Komponenten erschwert [26]. Abhilfe schaffen Schichten und Haftvermittler auf der Faseroberfläche. Aufgrund des

guten Eigenschaftsprofils und den geringen Materialkosten wird im weiteren Verlauf näher auf PP eingegangen.

2.1.2.2 Fasermaterialien und Architektur

Als Verstärkungskomponente in FKV werden sowohl künstliche als auch natürliche Fasern verwendet. Zu den natürlichen Fasermaterialien zählen Holz, Flachs, Hanf, Jute und Sisal, die z. T. im Interieur von Pkw aber auch in der Möbelindustrie eingesetzt werden. Die nachwachsenden Rohstoffe weisen geringe Dichten auf und werden vermehrt eingesetzt, um die Nachhaltigkeit von Konstruktionen zu steigern. [27]

Für mechanisch hochbeanspruchte FKV-Anwendungen setzen sich jedoch die synthetisch hergestellten Verstärkungsfasern aus Glas, Kohlenstoff oder Aramid durch. Glasfasern (GF) werden durch die im Vergleich mit den synthetischen Fasern geringen Kosten (vgl. Bild 2.3) häufig eingesetzt und eignen sich durch die hohe Festigkeit, Unbrennbarkeit, thermische und elektrische Isolation sowie die chemische Widerstandsfähigkeit für zahlreiche Anwendungsfälle. Der niedrige E-Modul in Kombination mit der hohen Festigkeit ist zudem eine ideale Eigenschaftskombination für elastische Strukturen wie Blattfedern. [28]

Kohlenstofffasern (CF) können in unterschiedlichen Konfigurationen ein breites Festigkeits- und Steifigkeitsspektrum abbilden. Die herausragenden Festigkeitseigenschaften resultieren aus den starken atomaren Bindungen und dem hohen Kohlenstoffgehalt von bis zu 99,9 %. Durch die aufwendige und energieintensive Herstellung sind die Materialkosten sehr hoch und die CFK-Anwendung beschränkt sich auf höchste mechanische und thermische Anforderungen. In Bild 2.3 erfolgt ein Vergleich von CFK, GFK und AFK (Aramidfaserverstärkter Kunststoff). [28]

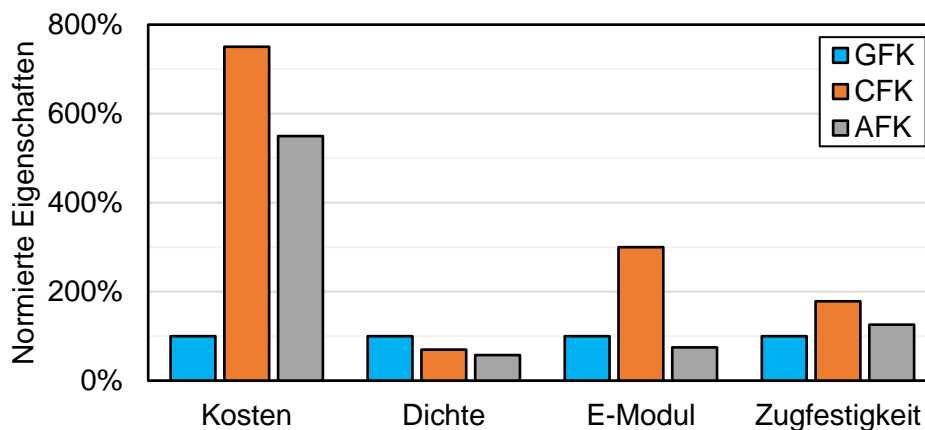


Bild 2.3 Vergleich von FKV mit unterschiedlichen Fasermaterialien (Faservolumenanteil = 55 %, EP-Matrix) anhand wirtschaftlicher, physikalischer und mechanischer Eigenschaften, nach [28].

Die Architektur der Faserverstärkung beeinflusst die mechanischen Eigenschaften des FKV und wird hinsichtlich der Länge, Orientierung und dem Anteil am gesamten FKV

unterschieden. Die Länge der Fasern wird häufig unterschiedlich und abhängig vom Kontext bewertet. HENNING *et al.* unterteilen die im Bauteil erzielbaren Faserlängen gemäß der eingesetzten Verarbeitungstechnologien in Kurz- (<5 mm), Lang- (5-50 mm) und Endlofasern (>50 mm) [29]. Während die Kurzfasern häufig im Spritzgussgranulat enthalten sind, werden Lang- und Endlofasern vermehrt in textilen Halbzeugen wie Vliesen, Matten, Gewebe oder Gelege verarbeitet.

Übliche Faserlängen im Spritzgussgranulat (*Pellets*) liegen bei 6-25 mm und können Fasermassenanteile von 10-70 % aufweisen [30]. Die Verarbeitung von D-LFT (engl.: *Direct Long Fibre Thermoplast In-Line Compounding*) erfordert eine modifizierte Spritzgussanlage, mit der die Faserbündel direkt in der Plastifiziereinheit zu der Kunststoffschmelze gemischt werden, wodurch die Herstellung der *Pellets* entfällt [31]. Bei beiden Verarbeitungsweisen erzeugen jedoch die Plastifizierung in der Spritzgussmaschine und die Formfüllung im Werkzeug eine hohe Schubbeanspruchung der Fasern, wodurch eine Faserschädigung und eine Längenreduktion von 70-90 % auftreten [32–36]. Demnach sind die im Spritzguss erzielbaren Faserlängen im Bauteil stark begrenzt. Hieraus resultieren wiederum reduzierte mechanische Eigenschaften, wie in Bild 2.4 zu erkennen ist.

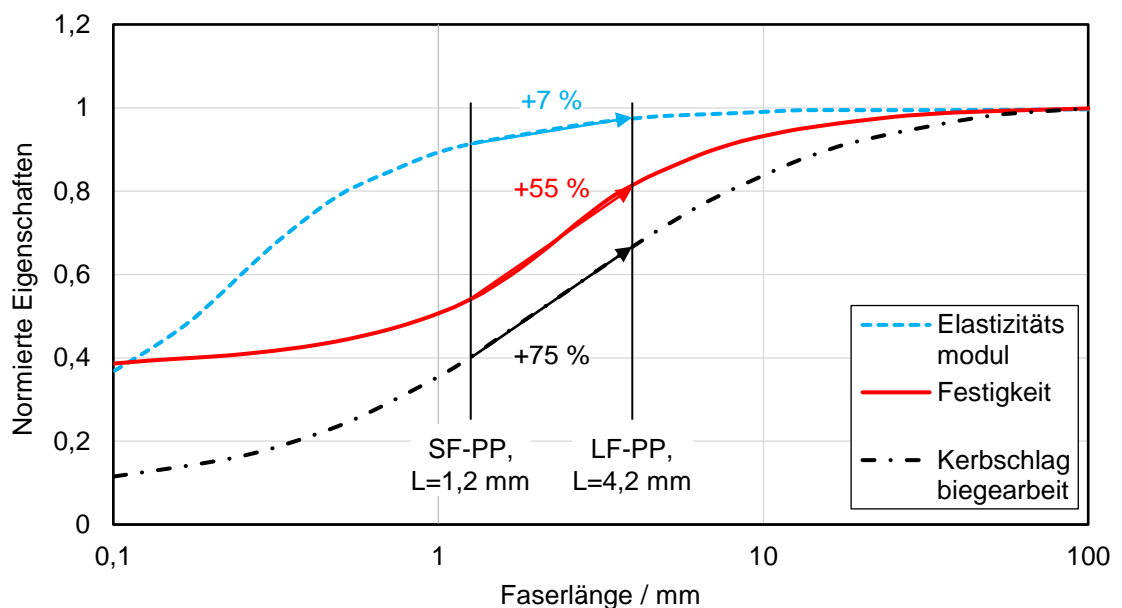


Bild 2.4 Einfluss der Faserlänge auf die mechanischen Eigenschaften eines PP-GF30 mit 8 MPa Faser-Matrix-Haftung und 2 GPa Faserfestigkeit, nach [37]

THOMASON stellte fest, dass die Steifigkeit, Festigkeit und Kerbschlagbiegearbeit in besonderem Maße durch die resultierende Faserlänge beeinflusst werden [37]. Während 90 % der maximalen Steifigkeit bereits bei einer Faserlänge von 1 mm erreicht werden, benötigt es Faserlängen von 7 mm für 90 % der maximalen Festigkeit und 16 mm für 90 % der maximalen Kerbschlagbiegearbeit. Für die, laut THOMASON, in spritzgegosse- nen Bauteilen erreichbaren Faserlängen mit Kurz- (1,2 mm) und Langfasern (4,2 mm) sind die zugehörigen mechanischen Eigenschaften in Bild 2.4 hervorgehoben. Zu erkennen sind einerseits die mechanischen Vorteile von langfaserverstärktem Thermoplast

(LFT) gegenüber kurzfaserverstärktem Thermoplast (SFT), andererseits das nicht genutzte Potenzial von größeren Faserlängen ($> 4,2$ mm).

Um größere Faserlängen und demnach höhere mechanische Eigenschaften zu erzielen, werden vermehrt matten-, gelege- oder gewebeverstärkte FKV verarbeitet. Gelege oder Gewebe aus Endlosfasern in einer thermoplastischen Matrix werden als Organobleche bezeichnet und eignen sich für die Umformung zu flächigen Gebilden. Mattenverstärkte Thermoplaste können hingegen zu komplexen, mit Rippen ausgesteiften Strukturen fließgepresst werden und erzielen gleichzeitig große Faserlängen im Bauteil. Diese Eigenschaftskombination eignet sich demnach für komplexe, mechanisch beanspruchte Bauteile mit hohen Leichtbauanforderungen.

2.1.2.3 Glasfasermattenverstärkte Thermoplaste

Glasfasermattenverstärkte Thermoplaste (GMT) wurden erstmals in den 1970er Jahren zur Herstellung von großen Bauteilen im Fließpressverfahren eingesetzt. Im Hinblick auf die kostenbezogenen mechanischen Eigenschaften liegen GMT zwischen LFT (GF) für den Spritzguss und endlosfaserverstärkten Thermoplasten [38]. Aufgrund ihrer guten Verarbeitbarkeit für komplexe Strukturen, der hohen gewichtsbezogenen mechanischen Eigenschaften und der Rezyklierbarkeit werden GMT in vielen Bereichen des Automobilbaus eingesetzt. Zur Substitution metallischer Strukturen finden GMT die Anwendung in Unterbodenverkleidungen, Ersatzradmulden, Stoßfängern, Achsträgerverstärkungen sowie in Tür- und Sitzstrukturen [39, 40].

Aufgrund des niedrigen Materialpreises und der guten Eigenschaftskombination dominiert PP als Matrixmaterial der GMT. Unterschiedliche Formen von PP Copolymeren werden eingesetzt, um zum einen die Zähigkeit des Matrixmaterials zu erhöhen und zum anderen die Faser-Matrix-Haftung zu verbessern [38]. Durch Zugabe von Additiven werden weiterhin die Verarbeitungs- und Bauteileigenschaften gesteuert, indem Nukleierungsmittel als Keimbildner fungieren [26, 41, 42]. Beim Herstellprozess wird das Matrixmaterial entweder pulverförmig mit den Glasfasern vermischt oder durch eine Breitschlitzdüse auf vorgefertigte Fasermatten extrudiert [43]. Beiden Verfahrensvarianten schließt sich die Konsolidierung in einer Doppelbandpresse an. Das kontinuierlich erzeugte GMT-Band mit Dicken von 2-5 mm wird anschließend abgelängt und zu Platten verarbeitet.

Der Aufbau der Glasfasermatte bestimmt maßgeblich die mechanischen sowie fließtechnischen Eigenschaften während der Verarbeitung und kann durch den Herstellprozess beeinflusst werden. Die Glasfasermatten können sowohl aus Endlosfasern als auch aus geschnittenen Fasern in unterschiedlichen Längen (z. B. 25 mm, 50 mm, 75 mm) bestehen. Die Fasern werden wirt verteilt auf einem Förderband abgelegt und durch einsteckende Nadeln über die Dicke miteinander verhakt bzw. verschlauft. Durch diesen Vernadelungsprozess wird der Zusammenhalt der Glasfasermatte erzielt. Er erlaubt jedoch

durch die allein auf Reibung und Kontakt basierende Faser-Faser-Interaktion eine gute Fließ- und Umformfähigkeit im späteren Verarbeitungsprozess. [38, 44]

GMT werden im Form- oder Fließpressverfahren verarbeitet. Der Werkzeugkontur entsprechend zugeschnittene Platten werden zunächst erwärmt, um das Matrixmaterial aufzuschmelzen. Die Erwärmung erfolgt üblicherweise per Kontakt, Strahlung (Infrarot) oder im Umluftofen [43]. Die Vorheiztemperatur beeinflusst durch die abhängige Viskosität des Matrixmaterials, sowie dessen thermisch-oxidativem Schädigungsverhalten die resultierenden Bauteileigenschaften (Oberflächenqualität, Fehlstellengehalt, Festigkeit) und sollte für GMT-PP bei 220 °C liegen [45]. Anschließend werden die erwärmten GMT-Platten in ein temperiertes Formwerkzeug (Werkzeugtemperatur 20-100 °C) transferiert, das über Tauchkanten abgedichtet ist [43, 46]. Durch eine Presse angetrieben, schließt das Werkzeug, wobei Werkzeuginnendrucke von 50-300 bar auftreten [38, 44]. Dabei kompaktiert das GMT und füllt die Kavität. Nach einer Abkühlphase (8-180 s), bei welcher der Pressdruck aufrechterhalten wird, erfolgt der Ausstoß des Bauteils [43].

Der Fasermassenanteil in GMT-Bauteilen beträgt üblicherweise 20-50 % [38]. Mit steigendem Faseranteil wird die Fließfähigkeit reduziert und die mechanischen Eigenschaften werden erhöht [47]. Im Vergleich zu spritzgegossenem LFT weist GMT insbesondere eine höhere Bruchzähigkeit auf, was mit größeren Faserlängen im Bauteil und der gegenseitigen Verankerung der Glasfasern durch den Vernadelungsprozess begründet wird [48, 49]. Weiterhin resultieren die größeren Faserlängen im Bauteil aus einem schonenden Plastifizierungsvorgang und einer konturnahen Werkzeugbefüllung mit dem Material, wodurch der Faserlängenabbau reduziert wird. Bei steigender Belastung kommt es zu Spannungsspitzen, die zum lokalen Versagen der Faser-Matrix-Verbindungen oder einzelner Fasern führen [50]. Durch das Netzwerk der Glasfasermatte werden die lokalen Spannungsüberhöhungen in einen großen Bereich (30 mm) um die Stelle der Rissinitiierung verlagert [48].

2.2 Verbindungsmechanismen

Aufgrund der Vielzahl derzeit eingesetzter Verbindungsarten bei Metall-FKV-Hybriden werden diese häufig untergliedert. Die Einteilung in lösbare und unlösbare Verbindungen unterscheidet anhand der Schädigung der Fügepartner nach dem Lösen der Verbindung [51]. Beispiele hierfür sind das reversible Verschrauben oder aber das permanente Verkleben von Metall- und FKV-Komponente.

Im Hinblick auf die Materialanteile und -ausprägungen lassen sich die Verbindungsarten in die *Insert*-, *Outsert*- und Hybridtechnik gliedern (vgl. Bild 2.5). ZHAO beschreibt die *Inserttechnik* als lokale Einbringung von metallischen Funktionselementen (z. B. Gewindebuchse) in Strukturen, die überwiegend aus Kunststoff / FKV bestehen [52]. Mit der *Outserttechnik* werden Funktionalisierungen aus Kunststoff / FKV (z. B. Schnapphaken) beschrieben, die an Durchbrüchen oder Kanten von metallischen, meist blechförmigen Strukturen zum Einsatz kommen. Hingegen tragen bei der Hybridtechnik sowohl Metall-

als auch FKV-Strukturen in ähnlichem Maße zum Gesamtvolumen und den mechanischen Eigenschaften bei. Als Beispiel hierfür können druckbeanspruchte, dünnwandige Metallkörper genannt werden, die durch Rippenstrukturen aus FKV gegenüber Instabilität verstärkt und ggf. noch durch zusätzliche Funktionen ergänzt werden.

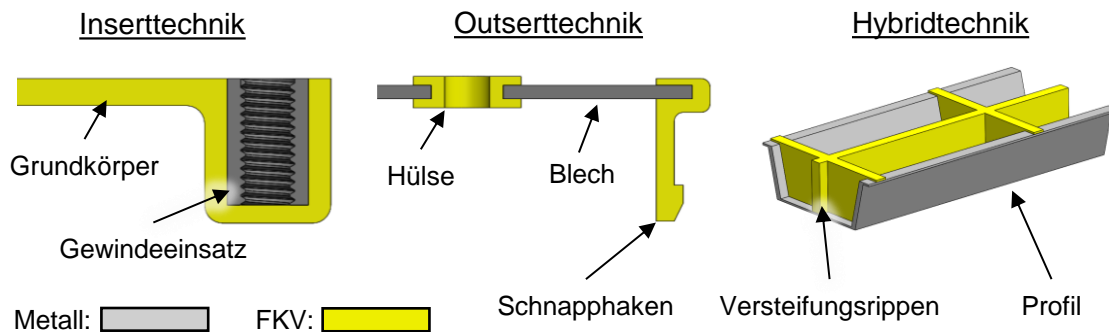


Bild 2.5 Schematische Darstellung der *Insert*-, *Outsert*- und Hybridtechnik nach [52]

Die beiden vorgestellten Einteilungsverfahren adressieren produktspezifische Eigenschaften, lassen die Mechanismen der Verbindung jedoch außen vor. Eine Klassifizierung in form-, kraft- und stoffschlüssige Verbindungen basiert wiederum auf den physikalischen Mechanismen (vgl. Bild 2.6). Hierdurch können insbesondere Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften, aber auch bei der Herstellung der Verbindungen berücksichtigt werden [53].

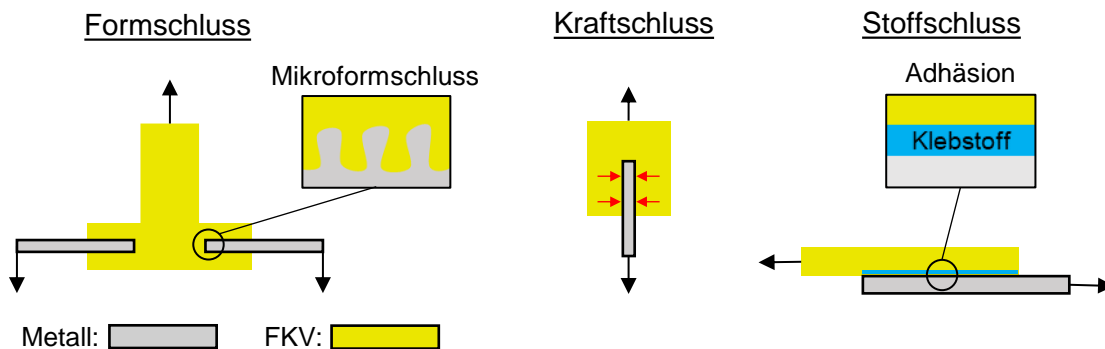


Bild 2.6 Schematische Darstellung der Verbindungsmechanismen Formschluss, Kraftschluss und Stoffschluss von Metall und FKV

2.2.1 Formschluss

Die formschlüssige Verbindung von Metall und FKV basiert auf dem Kontakt der beiden Konstituenten, bei dem die Fügepartner ineinandergreifen und einen Hinterschnitt erzeugen. In den Kontaktflächen tritt vorrangig Druckspannung auf, welche die Relativverschiebung der Komponenten in Normalenrichtung verhindert. Klassische mechanische Fügeverfahren wie das Bolzensetzen, Nieten oder Clinchen basieren unter anderem auf dem Formschluss und finden ebenfalls in der Hybridtechnik ihre Anwendung.

ABIBE *et al.* beschreiben ein Verfahren, bei dem der LFT eine nietförmige Verbindung mit einem Metallblech erzeugt [54]. Eine Platte aus PA6.6-GF30 weist einen Bolzen auf, der in die Gewindebohrung eines Metallblechs gesteckt wird. Anschließend wird der Bolzen erwärmt und mit einem Stempel verpresst. Dabei füllt das geschmolzene Polymer die Gewindegänge aus und bildet einen Nietkopf an der LFT abgewandten Seite des Metallkörpers, wodurch sowohl in radialer als auch in axialer Richtung der Bohrung Hinterschnitte entstehen. Diese Verankerung erweist sich insbesondere bei der einschnittigen Verbindung als notwendig, weil der Bolzen im Zugscherversuch aus der Bohrung gleiten kann. Durch die mehrachsige Verankerung wird diese Versagensform unterbunden [55].

Prozessintegrierte Fügeverfahren können die Herstellkosten von Hybridstrukturen verringern, indem die Verbindung bereits während der Formgebung der Kunststoffkomponente entsteht. GRUJICIC *et al.* beschreiben eine clinchförmige Verbindung, die direkt im Urformungsprozess der LFT-Komponente geschaffen wird [56]. Ein während der Umformung geprägtes Metallblech wird mit einem LFT umflossen, der den positiv oder negativ ausgeformten Clinchpunkt des Metallkörpers umklammert. Die Vorteile des Verfahrens liegen zum einen in der Integrierbarkeit in bestehende Prozesse und zum anderen in der mediendichten, nicht vorgelochten Verbindungsstelle.

Das Umspritzen von tiefgezogenen und gelochten Metallblechen ist vom Frontend-Modul im Automobil bereits seit Anfang der 90er-Jahre bekannt [57]. Der injizierte LFT durchdringt Löcher und umfließt die Kanten der Metallkomponente, wodurch Hinterschnitte gebildet werden. In mehreren Untersuchungen wurden die Einflüsse von Größe und Anzahl der Löcher in der Metallkomponente auf die statische und dynamische Verbundfestigkeit analysiert [58–60]. Festgestellt wurde dabei, dass die schubbeanspruchte Querschnittsfläche der Fügepunkte eine signifikante Schwachstelle ist und in der Auslegung berücksichtigt werden muss. Durch eine vollständige Einbettung des Metallkörpers und der daraus resultierenden, zweischnittigen Verbindung lässt sich effektiv die o.g. Fläche verdoppeln [58]. Die druckbeanspruchte Kontaktfläche der Verbindung ist in den durchgeführten Zugscherversuchen nicht ursächlich für das Versagen.

Ebenfalls übertragbar ist die Verbindungsart auf das Fließpressverfahren. Von PAUL und LUKE derart hergestellte Probenkörper aus Stahl und GMT (PA6.6-GF40 / PP-GF30) weisen unterschiedliche Lochkonturen bei gleicher Fläche auf [53, 61]. Im Zugscherversuch analysierte Verbundfestigkeiten weisen keine nennenswerten Unterschiede auf, was die Erkenntnisse der anderen Untersuchungen bestätigt [61].

Formschlüssige Verbindungen sind nicht ausschließlich an geprägten oder gelochten Blechkomponenten zu finden, sondern treten auch an anderen Einlegergeometrien auf. BONPAIN führte Untersuchungen an Verbundprobenkörpern aus Metallrohren und umspritzten LFT (PA6.6-GF30) durch [62]. Die Metallrohre wurden zunächst gestaucht und verformt, sodass Stufen und Falten über der Rohrlänge zu Hinterschneidungen führten, die im Spritzgießprozess eingebettet wurden. Metalleinleger mit Außengewinde wurden

von SANDS *et al.* im Fließpressverfahren hybridisiert, in dem der verpresste LFT die Gewindegänge ausfüllte und somit einen Formschluss mit dem Einleger bildete [63].

2.2.2 Kraftschluss

Aufgrund der Verarbeitungsschwindung des Kunststoffes, die bei intrinsisch hergestellten Hybriden durch den Metalleinleger unterdrückt wird, entstehen Druckspannungen in der Kontaktfläche. Diese Druckspannungen rufen eine Haftreibung zwischen den Komponenten hervor, welche die Relativbewegung verhindert. Prozessbedingte, thermische Eigenspannungen können somit genutzt werden, um eine kraftschlüssige Verbindung zwischen Metall und Kunststoff / FKV zu erzielen. Weiterhin lässt sich ein Kraftschluss auch durch konventionelle Fügeverfahren wie Verschrauben erzeugen [10].

Anteile von Kraftschluss treten in den meisten formschlüssigen Fügeverbindungen auf, die durch das Umfließen von Metallkomponenten mit Kunststoff / FKV gebildet werden. PAUL stellte fest, dass der Kraftschlussanteil an einem im Fließpressverfahren eingebetteten Stahleinleger unabhängig von zusätzlichen Verbindungsarten stets präsent ist [53]. Mithilfe der Kalibrierung eines strukturmechanischen Simulationsmodells wurde jedoch festgestellt, dass der Kraftschluss im Vergleich zum Form- oder Stoffschluss nur geringfügig zu der Verbundfestigkeit beiträgt. Das gleiche Fazit zogen KULKARNI *et al.*, indem sie den Schwindungsvorgang während eines Fließpressprozesses simulierten und mithilfe der Kontaktspannungen den Kraftschluss berechneten [64].

Neben der mechanischen Funktion fand BONPAIN heraus, dass der Kraftschluss auch einen positiven Einfluss auf die Dichtigkeit der Hybridverbindung hat [62]. Zudem lassen sich unterschiedliche und chemisch inkompatible Werkstoffe kraftschlüssig miteinander verbinden.

2.2.3 Stoffschluss

Eine stoffschlüssige Verbindung basiert auf atomaren und molekularen Anziehungskräften, die den Zusammenhalt der Fügepartner bilden. An den Grenzflächen der Fügepartner treten physikalische und chemische Wechselwirkungen auf, die in der Gesamtheit als Adhäsion bezeichnet werden. Die häufig wechselwirkenden Bindungsmechanismen werden in Adhäsionsmodellen beschrieben, die neben der mechanischen Adhäsion die spezifische Adhäsion beinhalten. Das Eindringen des flüssigen Polymers in eine hinterschnittige Oberflächenstruktur des Metalls (z. B. Kapillaren, Poren) führt nach der Erstarrung zu einer Verankerung der Fügepartner, die der mechanischen Adhäsion zugeschrieben und häufig auch als Mikroformschluss bezeichnet wird.

Die spezifische Adhäsion umfasst physikalische, chemische und thermodynamische Bindungsmechanismen. Physikalische Bindungen basieren auf zwischenmolekularen Anziehungskräften bei Wasserstoffbrückenbindungen, Dipolwechselwirkungen und Dispersionswechselwirkungen. Bei chemischen Bindungen wirken die deutlich stärkeren

kovalenten oder heteropolaren Anziehungskräfte. Als Voraussetzung für die Ausbildung physikalischer oder chemischer Bindungen gilt die Kompatibilität der Fügepartner. Die Benetzbarkeit der Fügepartner ist ein Maß für die Kompatibilität, die mit der thermodynamischen Adhäsion beschrieben wird. [65]

Stoffschlüssige Verbindungen an Hybridstrukturen aus Metall und FKV können unter Einsatz von Klebstoffen erzeugt werden, die Adhäsion zu beiden Materialien ausbilden und über ausreichende innere Festigkeit (Kohäsion) verfügen. Für eine mechanisch hochbeanspruchte Metall-Polymer-Klebung werden häufig Reaktionsklebstoffe eingesetzt, die zur Benetzung der Fügepartner zunächst flüssig/pastös sind und anschließend aushärten. Die duromeren Klebstoffe vernetzen irreversibel und erreichen dadurch ihre hohe Festigkeit. Die Dauer der Härtungsreaktion beeinflusst maßgeblich den gesamten Fügeprozess und kann nachfolgende Bearbeitungsschritte verzögern.

Schmelzklebstoffe hingegen bestehen aus Thermoplasten, die durch den Erstarrungsprozess ihre Festigkeit erlangen. Die Erstarrungsdauer von Thermoplasten ist deutlich geringer als die Aushärtungszeit von Reaktionsklebstoffen, wodurch die Zykluszeit des Fügevorgangs reduziert wird. Die Prozessschritte gliedern sich in das Aufschmelzen, Auftragen, Fügen und Erstarren.

Für das Auftragen und Fügen muss der Schmelzklebstoff so weit erwärmt werden, dass die Viskosität niedrig genug ist, um die Fügeteiloberflächen zu benetzen. Auch die Fügepartner müssen vorgewärmt werden, sodass der Schmelzklebstoff beim Kontakt nicht zu stark abkühlt. Somit wird vermieden, dass mit dem einhergehenden Viskositätsanstieg die Benetzbarkeit reduziert wird. Die sogenannte Kontakttemperatur des Schmelzklebstoffes zum Zeitpunkt des Auftreffens auf dem Fügeteil muss demnach über der Schmelztemperatur liegen. Die Kontakttemperatur T_K in der Grenzfläche von Schmelzklebstoff (Temperatur T_1) und Fügepartner (Temperatur T_2) lässt sich näherungsweise mit

$$T_K = T_2 + \frac{b_1}{b_1 + b_2} \cdot (T_1 - T_2) \quad (2-1)$$

und dem Wärmeeindringkoeffizienten

$$b_i = \sqrt{\rho_i \cdot c_{p,i} \cdot \lambda_{w,i}} \quad (2-2)$$

berechnen, wobei ρ_i die Dichte, $c_{p,i}$ die spezifische Wärmekapazität und $\lambda_{w,i}$ die Wärmeleitfähigkeit der jeweiligen Materialien sind [66]. Dazu wird angenommen, dass es sich um zwei unendlich ausgedehnte Körper mit unterschiedlicher Ausgangstemperatur handelt, die im thermischen Kontakt stehen. Das Beispiel eines instationären Wärmeübergangs von PP-GF ($T_1 = 210 \text{ °C}$) und Stahl zeigt den Einfluss der Vorwärmtemperatur T_2 des Metalls auf die Kontakttemperatur (vgl. Bild 2.7).

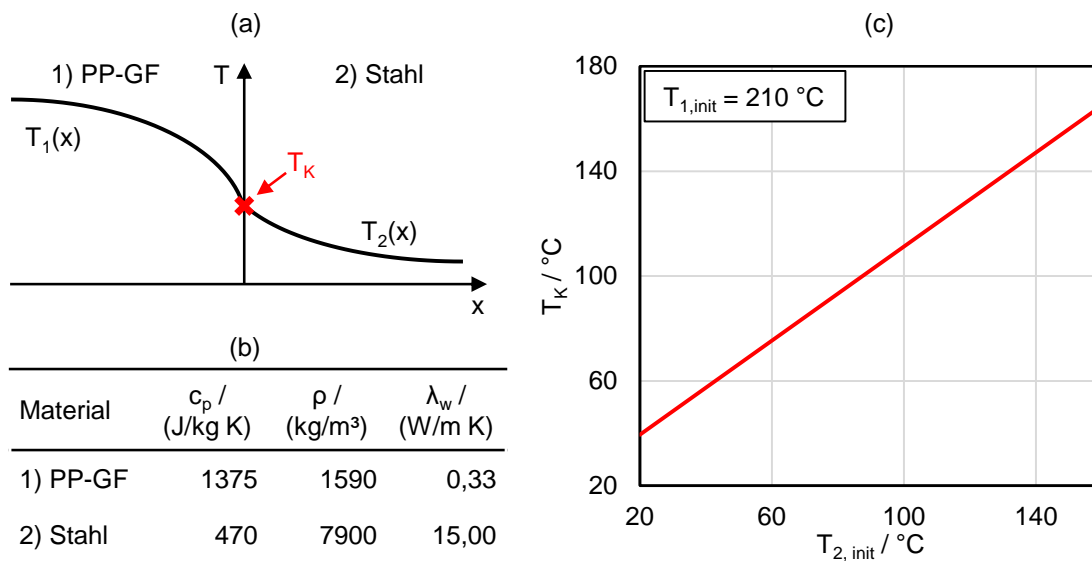


Bild 2.7 (a) Schematische Darstellung der Temperatur über die Querschnittsposition x von FKV zu Metall bei kurzzeitigem Kontakt, nach [66]. (b) Der Berechnung zugrunde liegende Materialeigenschaften für PP-GF [67] und Stahl [66] sowie (c) die von der Ausgangstemperatur des Metalls ($T_{2,init}$) abhängige Kontakttemperatur bei gleichbleibender Ausgangstemperatur des FKV ($T_{1,init}$)

Es ist zu erkennen, dass das Polymer in der Grenzschicht durch den Kontakt mit dem Metall stark abkühlt und die Kontakttemperatur näher an der Ausgangstemperatur des Metallteils liegt. Die Ursache dafür ist der höhere Wärmeeindringkoeffizient des Metalls, wodurch die Wärme des FKV in der Grenzschicht schnell abgeführt wird [66]. Laut GIESE soll die Kontakttemperatur zur Erreichung eines Stoffschlusses bei teilkristallinen Thermoplasten oberhalb der Kristallisationstemperatur liegen [68].

Die thermoplastische Matrix von FKV kann grundsätzlich auch als Schmelzklebstoff fungieren und direkt auf der Metallkomponente haften, wodurch eine zusätzliche Klebstoffapplikation entfällt. Das ermöglicht die Rationalisierung des Fertigungsprozesses durch die Substitution des Klebstoffes und dessen Applikation. Die direkte Adhäsion von Thermoplast auf Metall erfordert jedoch neben der gezielten Temperaturführung eine anspruchsvolle Vorbereitung der Fügeflächen. Zu den Vorbehandlungsmaßnahmen zählen mechanische, physikalische und chemische Methoden.

Das Erzeugen einer rauen Oberflächenstruktur auf dem metallischen Fügepartner mittels Laserstrukturierung oder Strahlen führt beim Fügen mit dem Thermoplast zu einem Mikroformschluss, der maßgeblich die mechanische Adhäsion bestimmt. Eine Untersuchung von GEBUR *et al.* an laserstrukturiertem Aluminiumblech (EN AW-6082) und direkt gefügtem, spritzgegossenem PA6.6 bewies einen positiven Einfluss der Oberflächenrauheit auf die Zugscherfestigkeit [69]. Die Bruchflächenanalyse mittels Raster Elektronen Mikroskop (REM) zeigte einen Mischbruch, der sowohl Polymerrückstände auf dem Metall als auch andersherum aufwies. Durch die Laserstrukturierung konnte eine Zugscherfestigkeit von 11,9 MPa erreicht werden. HUANG *et al.* lieferten kongruente

Ergebnisse mit laserstrukturiertem Stahlblech (HC340) und spritzgegossenem PA6-GF35 [70]. Die Kontaktwinkelmessung von destilliertem Wasser auf unstrukturiertem und strukturiertem Stahlblech zeigte zudem die bessere Benetzbarkeit der Stahloberfläche durch den Laserprozess. Mit dieser Erkenntnis wurde der Haftfestigkeitsanstieg von 12,4 MPa auf 27,8 MPa begründet.

Korund- oder sandgestrahlte Aluminiumbleche (EN AW-6082 / -6061) weisen ebenfalls eine raue Oberflächenstruktur auf, mit der die Haftung zu angespritzten Strukturen aus PP(-GF) und PPS(-GF) verbessert wird [71–73]. LUCHETTA *et al.* stellten dabei fest, dass eine Faserverstärkung zu höherer Adhäsion führt und begründeten das mit der teilweisen Faserverankerung in der Metalloberfläche und der geringeren thermischen Eigenspannung [71]. LI *et al.* untersuchten zudem den Einfluss der Metalleinlegertemperatur auf die Adhäsion und ermittelten ein optimales Prozessfenster, abhängig vom injizierten Thermoplast. Als Ursache für diesen Einfluss wurde einerseits die temperaturabhängige Viskosität der Thermoplaste genannt, die zur Ausfüllung der Oberflächenstruktur möglichst gering sein sollte [72]. Andererseits wurde das temperaturabhängige Kristallisationsverhalten in der Grenzschicht (PP) mittels Röntgendiffraktometrie untersucht und ein haftungssteigernder Effekt durch die vermehrte Bildung von β -Kristallen geschlussfolgert [73].

Die erreichbaren Zugscherfestigkeiten zwischen PP und Aluminium sind mit 0,7 MPa [71] und 1,6 MPa [73] trotz ähnlicher Vorbehandlungsmethoden der Metallkomponente deutlich niedriger als bei PA ($\geq 11,9$ MPa), was den Einfluss der spezifischen Adhäsionsmechanismen zeigt. MITSCHANG *et al.* belegte dies anhand unterschiedlicher Vorbehandlungs- und Charakterisierungsmethoden, wodurch nicht nur die Rauheit sondern auch die physikalischen und chemischen Zustände der Fügepartner modifiziert wurden [74]. PP weist in der ursprünglichen Form einen unpolaren Charakter auf und ist durch die hydrophobe, gesättigte Polymerstruktur grundsätzlich schlecht zu kleben [74, 75]. Jedoch können die physikalischen Vorbehandlungsmaßnahmen (z. B. Plasmabehandlung [74, 76]) oder die chemische Modifikation auf inter- oder intramolekularer Ebene zu einer erhöhten Adhäsion führen.

Durch den Einsatz von Haftvermittlern wird das Fügen von Thermoplasten mit Metall ermöglicht bzw. verbessert, indem sowohl eine verbesserte Haftung zum Metall als auch zum Polymer geschaffen wird. Dafür besitzen die Haftvermittlermoleküle funktionelle Gruppen, die eine physikalische oder sogar chemische Wechselwirkung mit den Fügepartnern eingehen. Die haftvermittelnden funktionellen Gruppen sind entweder kovalent miteinander verbunden oder weisen physikalische Wechselwirkungen zueinander auf. Unterschieden wird zudem zwischen niedermolekularen und polymeren Haftvermittlern. Die niedermolekularen Haftvermittler bestehen aus polymerisierbaren Molekülen mit funktionellen Gruppen, die zunächst mit dem Fügepartner verbunden und anschließend polymerisiert werden. Die polymerbasierten Haftvermittler liegen bereits als Makromoleküle vor, an denen die funktionellen Gruppen angebunden sind. [77]

Bei den polymerbasierten Haftvermittlern handelt es sich um sogenannte Copolymere, die aus unterschiedlichen Monomereinheiten aufgebaut sind. Ein Monomer ist dabei häufig kompatibel oder gleich der anzubindenden Polymerkomponente. Durch physikalische Wechselwirkungen verbindet sich die Polymerkomponente B mit dem Matrixpolymer. Die andere Polymerkomponente A weist die funktionellen Gruppen auf, die beispielsweise mit dem Metall in Verbindung treten (vgl. Bild 2.8).

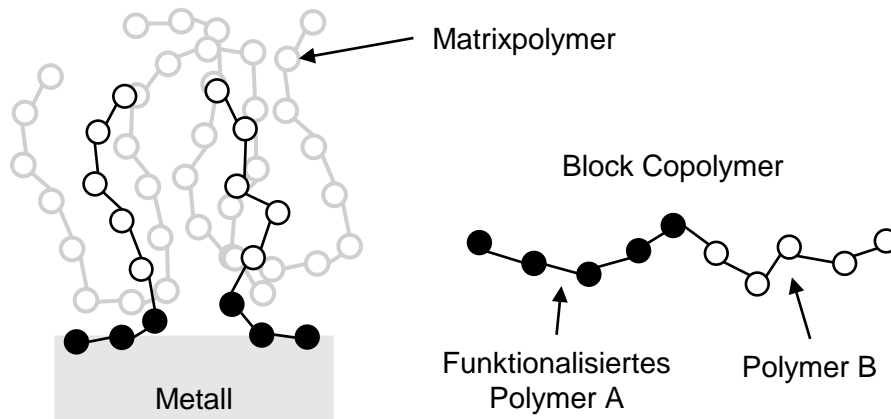


Bild 2.8 Schematische Darstellung eines Copolymers als Haftvermittler zwischen Metall und Matrixpolymer (links) sowie des Aufbaus von Block Copolymeren (rechts) nach [78]

Abhängig von den anzubindenden Substraten werden unterschiedlich funktionelle Gruppen eingesetzt. Silanbasierte Haftvermittler kommen als Schichte auf Glasfasern zur Anwendung und verbessern die Faser-Matrix-Anbindung [79]. Stickstoffbasierte Haftvermittler werden im Automobilbau für Lackierungen von Bauteilen aus Polyolefinen genutzt [80]. Carboxylgruppen verbessern die Haftung zu Metallen durch die auf den Oberflächen vorhandenen Oxiden und Hydroxiden [81]. Haftvermittler können in dünnen Schichten als Pulver, Lack oder Folie auf die Metalloberfläche aufgebracht werden [82, 83].

GONZÁLEZ-CANCHÉ *et al.* verwendeten ein haftungsmodifiziertes PP, das in Verbindung mit Aluminium eine Zugsheerfestigkeit von 15,7 MPa erzielt [82]. Grund hierfür sind laut CHEN *et al.* die starken kovalenten Bindungen und Wasserstoffbrückenbindungen zwischen den funktionellen Gruppen des modifizierten PP und der Oxidschicht des Aluminiums [84]. Ein Copolyamid als Ausgangsbasis für den Haftvermittler Vestamelt Hylink der Firma Evonik wird u. a. bei den Untersuchungen von DRUMMER und FANG eingesetzt [14, 83]. Der im *Coil-Coating*-Verfahren aufgebraute und anschließend eingebrannte Haftvermittler wird auf 180-220 °C erwärmt und anschließend mit der schmelzförmigen Kunststoffkomponente verpresst. Ein Verbund aus Edelstahl und PA6-GF30 erzielt dabei eine Zugsheerfestigkeit von 20 MPa [14].

Die Verbindung zwischen Haftvermittler und zu fügender Polymerkomponente erfolgt auf Basis von makromolekularer Interdiffusion [85]. Die Molekülketten der Haftvermittlerschicht und der Polymerkomponente nähern sich über die Grenzflächen einander an und bilden intermolekulare Bindungskräfte aus. Um die Annäherung der Molekülketten in

Form von ausreichender Benetzung zu ermöglichen, ist die Applikation oberhalb der Schmelztemperatur und unter Druckeinwirkung durchzuführen. Der Haftvermittler erzeugt eine extra Schicht Polymer, wodurch beim Fügen von FKV mit Metall der Kontakt von Fasern mit der Metalloberfläche unterbunden wird. Somit wird die Haftfestigkeit gesteigert und Kontaktkorrosion (z. B. bei Kohlenstofffaser auf Stahl) unterbunden [74].

2.3 Fertigungsverfahren für thermoplastische Hybride

Aktuelle Fertigungsverfahren für Hybridstrukturen, die sich sowohl in der Forschung und Entwicklung, als auch in der Serienanwendung befinden, lassen sich in zwei Prozessvarianten untergliedern. Das Unterscheidungsmerkmal dieser Prozessvarianten ist der Zeitpunkt der Verbundbildung von FKV und Metall.

Einerseits werden die Konstituenten separat hergestellt und nachträglich, also außerhalb des FKV-Formwerkzeugs, miteinander verbunden (engl.: *Post-Mold-Assembly*, PMA). Hierbei bieten die separaten Formgebungs- und Fügeverfahren eine große Gestaltungsfreiheit insbesondere für die FKV-Struktur, wodurch ein hohes Maß an Funktionsintegration erzielt wird [83]. Im PMA-Verfahren können hohle Strukturen erzeugt werden, die bei Biege- und Torsionsbeanspruchung aufgrund des gesteigerten Flächenträgheitsmomentes strukturelle Vorteile bieten [16, 86]. Zudem integrieren die geschlossenen Strukturen Funktionen wie Kühlkanäle oder Kabelführungen und zeichnen sich, z. B. bei Unterbodenanwendungen im Automobil, als verschmutzungsresistent aus [86, 87]. Die Vorteile des nachträglichen Assemblierungsschrittes sind der Einsatz von beherrschten Fügeverfahren und das Erzielen geringer Eigenspannungen, die aus dem Verbinden bei geringen Temperaturen und somit niedrigen Wärmeausdehnungszuständen hervorgehen [88]. Die Nachteile der PMA-Verfahren sind die zusätzlichen Handlings- und Fügeoperationen, die zu höheren Fertigungskosten führen.

Den PMA-Verfahren gegenüber steht ein integrierter Formgebungs- und Fügeprozess, bei dem die FKV-Struktur in einem Schritt hergestellt und mit dem Metall verbunden wird. Dazu wird die vorgeformte Metallkomponente zunächst in das Formwerkzeug eingelegt und während der Ur-/Umformung des FKV damit verbunden (engl. *In-Mold-Assembly*, IMA). Im Vergleich ermöglichen die IMA-Verfahren geringere Zykluszeiten, weil die Fügeoperation mit zugehörigen Handlungsschritten parallel zur Formgebung stattfindet. Die Gestaltungsfreiheit der FKV-Struktur in IMA-Verfahren ist hingegen dadurch eingeschränkt, dass der Metalleinleger im Formwerkzeug die Ausformung von Hohlstrukturen erschwert [83]. Durch mehrachsige schließbare Formwerkzeuge oder Schmelzkerntechniken können diese Nachteile jedoch behoben werden [86]. Anhand zahlreicher Forschungs- und Entwicklungstätigkeiten lässt sich ein Trend zur Weiterentwicklung der IMA-Verfahren erkennen [6]. Sie verfolgen das Ziel, IMA-Verfahren zur prozessintegrierten Herstellung komplexer und hochfunktionalisierter Hybridstrukturen zu befähigen. Dazu werden unterschiedliche Fertigungsverfahren für

FKV eingesetzt und modifiziert, von denen die wichtigsten nachfolgend beschrieben sind.

2.3.1 Hinterspritztechnik

Die Herstellung von hybriden Bauteilen aus Kunststoff und anderen Materialien mittels Spritzguss wird als Hinter- oder Umspritztechnik bezeichnet. Die Verbindungsbildung ist ursprünglich form- und kraftschlüssiger Natur und tritt an Durchbrüchen, Aussparungen oder Kanten der Einleger auf, die bei der Injektion mit Kunststoff umschlossen werden. Dabei bilden sich nietähnliche Verbindungen aus, die durch den Schwund des Kunststoffes gleichzeitig form- und kraftschlüssige Verbindungsanteile aufweisen [89]. Die Weiterentwicklung des Verfahrens adressiert zunehmend auch die Ausbildung von stoffschlüssigen Verbindungen. Die verarbeitbaren Materialkombinationen sind vielseitig und erstrecken sich bei dem Einleger von FKV-Strukturen (z. B. Organoblech) [90] bis Metallkomponenten. Typische Metalleinleger sind aus Aluminiumlegierung [19], Stahl oder Edelstahl [13] sowie elektrisch leitendem Material wie Kupfer [91]. Seitens des injizierten Kunststoffs kommen sowohl Duromere [92] und Elastomere [76] als auch Thermoplaste mit und ohne Faserverstärkung zum Einsatz [93]. Bei niedrigen thermischen Anforderungen an das Endbauteil wird der thermoplastische Spritzguss bevorzugt, weil die Zykluszeit aufgrund der nicht benötigten Aushärtereaktion kürzer und das Verfahren somit wirtschaftlicher ist [94]. Häufig verwendete Materialien für die Spritzgusskomponente sind PP, PA6, PA6.6, PBT und Polyoxymethylen (POM) sowohl als reine Polymere als auch glasfaserverstärkt (-GF) [13, 52, 95].

Der erste Schritt des Verfahrens ist die separate Herstellung des Einlegers, der meist blechförmig ist und durch Umform- und Beschnittoperationen seine Bauteilgeometrie erhält. Ebenso sind metallische Drehteile als Einleger möglich, die in der Insert-Technik zur Verstärkung von Krafteinleitungs- oder Anbindungspunkten dienen [52]. Die Oberflächenbehandlung ist für die stoffschlüssige Verbindungsbildung mit dem injizierten Kunststoff notwendig und schließt sich der Herstellung des Einlegers an [65]. Zur Verfügung stehende Vorbehandlungsverfahren sind mechanischer, physikalischer und chemischer Natur. Durch Laserstrukturieren [69] und Sandstrahlen [73] wird die Oberfläche von Metallkomponenten aufgeraut, wodurch die Kunststoffschmelze in die feine Metallstruktur eindringt und einen Mikroformschluss erzielt. Der Einsatz von Primern [52] oder Haftvermittlern [83] als Beschichtung des Metalleinlegers ermöglicht einen Stoffschluss zur injizierten Kunststoffkomponente und dient gleichzeitig als Korrosionsschutz für das Metall. Mithilfe von Plasmavorbereitung können sowohl Metall- (Edelstahl, Aluminium) als auch Kunststoffoberflächen (Polycarbonat / Acrylnitril-Butadien-Styrol) aktiviert und modifiziert werden, sodass ein Stoffschluss beim Hinterspritzen entsteht [76].

Im nächsten Schritt erfolgt das Vorwärmen des Einlegers und der Transfer ins FKV-Formwerkzeug. Dazu wird meist ein automatisiertes Handling-System eingesetzt, das den Einleger im Werkzeug positioniert, wo eine Fixierung mittels Aufnahmedorne stattfindet. Der Einleger wird vor [96], während [83] oder nach [90] dem Transfer in das

Werkzeug temperiert, um die sogenannte Kontakttemperatur des injizierten Polymers beim initialen Kontakt mit dem Einleger zu erhöhen. Somit wird ein vorzeitiges Erstarren des Polymers verhindert, was eine unzureichende Benetzung der Einlegeroberfläche und somit geringe Adhäsion bedingt. Untersuchungen an unbehandeltem, verzinktem Stahlblech und PA6-GF30 zeigen, dass die Temperatur des Metalleinlegers großen Einfluss auf die erzielbare Verbundfestigkeit hat. ZHAO stellte fest, dass die Zugscherfestigkeit bei einer Einlegertemperatur (200 °C) oberhalb der Kristallisationstemperatur des eingespritzten PA6-GF30 (185 °C) stark ansteigt [52]. Ähnliche Erkenntnisse machten LI *et al.*, die Zugscherversuche an sandgestrahlten Aluminiumblechen mit hinterspritztem PP durchführten [73]. Bei einer Einlegertemperatur von 120 °C wurden die höchsten Verbundfestigkeiten ermittelt. Der Zusammenhang von Einlegertemperatur und Benetzbarkeit wurde mit der Wärmeformbeständigkeitstemperatur¹ von reinem PP (122 °C) begründet. Als weiteren positiven Effekt des Vorwärmens der Metalleinleger nennt ZHAO die reduzierte Differenz der Wärmeausdehnung beider Materialien, was mithilfe einer Verzugsanalyse nachgewiesen wurde [52].

Die Injektion des Polymers erfolgt nach Schließen des Werkzeugs und kann mit einer konventionellen Spritzgussmaschine durchgeführt werden. Neben reinem Polymer lassen sich auch langfaserverstärkte Thermoplaste (LFT) verarbeiten. Im Falle eines spritzgegossenen, langglasfaserverstärkten PP wurden Fasermassenanteile bis 73 % verarbeitet. Während die Biegesteifigkeit des LFT proportional zum Fasergehalt ansteigt, weisen Festigkeit und Kerbschlagbiegearbeit jedoch ein Maximum bei 40-50 % Fasermassenanteil auf. [97, 98]

In diversen Arbeiten wurden Einflüsse des Injektionsvorgangs auf die Verbundbildung untersucht. Es hat sich herausgestellt, dass eine hohe Faserorientierung in Fließrichtung des Materials vorliegt, woraus anisotrope Eigenschaften resultieren [99, 100]. Die erhöhte Steifigkeit und Festigkeit des Materials in Faserrichtung kann die von THOMASON festgestellte Eigenschaftsdegradation zum Teil kompensieren [99]. Die anisotropen, thermischen Eigenschaften wirken sich auf den Eigenspannungszustand aus [101]. Bei der Abkühlung induzierte Eigenspannungen wirken sich nicht nur auf den Verzug und die Festigkeit der LFT-Komponente aus, sondern ebenfalls auf die Verbundfestigkeit zu direkt gefügten Hybridstrukturen [52, 71]. Neben dem Einfluss der fertigungsinduzierten Faserverteilung und -orientierung zeigt die Verbundfestigkeit eine Abhängigkeit von Injektionstemperatur und -druck. Der zur stoffschlüssigen Verbindung notwendige Mikroförmschluss wird durch eine geringe Viskosität des Polymers unterstützt, die bei hohen Temperaturen vorliegt [52, 85]. Bei formschlüssigen Verbindungen steigt die Festigkeit zudem mit höherem Werkzeuginnendruck an, was auf eine gesteigerte Bindehaftfestigkeit und Schrumpfkompensation zurückgeführt wird [52]. Hingegen wird bei stoffschlüssigen Verbindungen ein negativer Einfluss des Werkzeuginnendrucks festgestellt [85].

¹ Gemäß DIN EN ISO 75 handelt es sich bei der Wärmeformbeständigkeitstemperatur um ein werkstoffspezifisches Maß, das die mechanische Belastbarkeit von Kunststoffen unter Temperatureinwirkung beschreibt.

Die Ursache hierfür wird in einer schlechten Oberflächenbenetzung des Metalleinlegers gesehen, da die Kristallisationstemperatur des teilkristallinen Thermoplasts mit dem Druck ansteigt [42].

Dem hohen Komplexitätsgrad des Hinterspritzens und der Auslegung derart herzustellender Hybridstrukturen wird heutzutage mit gekoppelten Prozess- und Struktursimulationen begegnet. Damit lassen sich das Formfüllverhalten, die Faserverteilung/-orientierung und der Verzug berechnen [102]. Zudem lassen sich die Prozess- und Struktursimulationen koppeln, sodass auch das faserabhängige Verhalten und die Beanspruchung der Verbindung der Hybridstruktur abgebildet werden [103].

2.3.2 Kombiniertes Thermoformen

Das kombinierte Thermoformen und Verbinden von Organoblechen mit Metallstrukturen ist insbesondere zur flächigen Verstärkung in Hybridstrukturen geeignet. Exemplarisch kann die 3D-Hybrid-Technologie von KELLNER genannt werden, bei der Organobleche in ein umgeformtes, mit Haftvermittler beschichtetes oder laserstrukturiertes Metallblech gepresst werden [104]. Darüber hinaus erfolgt in dem gleichen Werkzeug die zusätzliche Verstärkung und Funktionalisierung des Verbunds mit einer LFT-Struktur, die entweder fließgepresst oder spritzgegossen wird [104, 105]. Des Weiteren zählt das Umformen thermoplastischer Faser-Metall-Laminate (TFML) zum kombinierten Thermoformen. Metall- und Organobleche werden dazu gestapelt und unter Temperatur gemeinsam umgeformt [106].

Beide Varianten des kombinierten Thermoformens, ob mit oder ohne gleichzeitiger Metallumformung, benötigen eine Vorbehandlung der Metalloberfläche(n) zur Erzielung ausreichender Verbundfestigkeiten. In dem Forschungsprojekt Q-Pro wurden unterschiedliche Klebstofffilme und Laserstrukturierungen für den Einsatz in einer hybriden A-Säule verglichen [15]. Durch eine grobe Oberflächenstrukturierung des vorgeformten Stahleinlegers mittels Nanosekundenlaser wurden die höchsten Zugscherfestigkeiten erreicht. Jedoch führte der große Energieeintrag der Laserstrukturierung zu unzulässig hohem Verzug und stellte sich aufgrund der langen Bearbeitungszeit als unwirtschaftlich heraus. Die auf Epoxidharz basierenden Klebstofffilme stellten hingegen einen Kompromiss aus mechanischen Eigenschaften und Prozesskosten dar. Diese wurden nach dem Umformprozess manuell in den Stahleinleger drapiert und im Ofen vorausgehärtet. Die vollständige Aushärtung erfolgte nach dem Hybridisieren im Trocknungsprozess der kathodischen Tauchlackierung (KTL).

Bei der Verarbeitung von TFML werden folienförmige Haftvermittlerschichten beim Stapeln in das Laminat eingebracht und anschließend mit umgeformt. Zur Herstellung eines TFML aus faserverstärktem PP und Aluminiumlegierungen der 2000- und 5000-Gruppe werden Haftvermittlerfilme aus modifiziertem PP eingesetzt [82, 106]. Zusätzlich werden die Aluminiumoberflächen mechanisch und chemisch vorbehandelt. Bei einem TFML aus verzinktem Stahl und kohlenstofffaserverstärktem PA6 (PA6-CF) wird eine

Zwischenschicht aus unverstärktem PA6 genutzt, um die Kontaktierung von CF und Stahl zu verhindern [107]. Dadurch wird zum einen die Haftung verbessert und zum anderen Kontaktkorrosion unterbunden. BEHRENS *et al.* wiederum berichten von einem Vorbehandlungsverfahren für Stahlbleche, das die Substitution einer zusätzlichen Haftvermittlerschicht ermöglicht [108]. Durch Glühen feuerverzinkter Stahlbleche bei 470-550 °C über eine Dauer von 15-30 s entsteht auf der Oberfläche eine raue Eisen-Zink-Schicht, die im kombinierten Thermoform-Verfahren eine stoffschlüssige Verbindung mit einem Organoblech auf PA6-Basis eingeht.

Das Organoblech / TFML wird vor dem Umformen auf eine Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur des eingesetzten Kunststoffes erwärmt, um die Umformung und die Anbindung an die vorbehandelte(n) Metalloberfläche(n) zu unterstützen. REYES und KANG stapelten das TFML mit PP-Matrix zunächst in dem Formwerkzeug, das daraufhin im Umluftofen auf 170 °C erwärmt wurde. Anschließend wurde das heiße Formwerkzeug in eine kalte (bei Raumtemperatur, RT) Presse transferiert, aus der das Bauteil nach der Umformung und Erstarrung entnommen wurde. Ein ähnliches Vorgehen wählten GONZÁLEZ-CANCHÉ *et al.*, die das PP-basierte TFML bei 175 °C und einem Druck von 2 MPa verpressten [82].

TFML mit PA6-Matrix werden aufgrund des hohen Schmelzpunkts bei höheren Temperaturen verarbeitet. BEHRENS *et al.* verwendeten in einer experimentellen Umformanalyse ein isothermes Napf-Tiefziehwerkzeug, dessen Stempel, Niederhalter und Matrize auf 270 °C temperiert sind [109]. In einer weiteren Untersuchung wurde das gleiche TFML mithilfe eines variothermen Werkzeugs verarbeitet und der Prozess hinsichtlich Verbundbildung und Taktzeit optimiert [107]. Im heißen Werkzeug wurde der Verbund erwärmt und umgeformt, bevor das Bauteil mittels konturnaher Kühlkanäle erstarrte. Eine obere Werkzeugtemperatur von 250 °C stellte auf Basis mikroskopischer Untersuchungen das Optimum dar. Während 230 °C zu einer unzureichenden Benetzung und Haftung führten, waren bei 280 °C Zersetzungs Vorgänge in Form von Ausgasungen im Matrixmaterial erkennbar. Um die Taktzeit beim Kühlvorgang eines variothermen Werkzeugs und die Energieaufwendungen beim erneuten Aufheizen zu reduzieren, untersuchten BEHRENS *et al.* außerdem den Einsatz eines isothermen Werkzeugs bei reduzierter Temperatur (110 °C) [108]. Durch einen vorgeschalteten Ofenprozess wurden die Organo- (PA6) und Stahlbleche separat erwärmt und anschließend gemeinsam umgeformt. Anhand der erreichbaren Zugscherfestigkeiten des Verbunds wurde die Funktionalität dieser Prozessroute validiert.

2.3.3 Hybrides Fließpressen

Mit der Verarbeitung von LFT, D-LFT oder GMT im Fließpressverfahren können im Vergleich zum Spritzguss größere Verstärkungsfaserlängen im Bauteil und somit höhere mechanische Eigenschaften erzielt werden [110]. Durch eine kombinierte Verarbeitung zu Hybridstrukturen lassen sich die Eigenschaften zusätzlich steigern. Mit dem Einlegen eines Stahlgitters in den Fließpressprozess von LFT konnte das

Energieaufnahmevermögen der Hybridstruktur verdreifacht werden [111]. Die Integration von endlosfaserverstärkten Thermoplasten (E-LFT) im Fließpressprozess führte zu einer Steigerung der Steifigkeit, Festigkeit und Bruchdehnung [112]. Zudem lassen sich Funktionen integrieren und aufwendige, spanende Nachbearbeitungsverfahren ersetzen, wenn beispielsweise metallische Grundkörper in ein Fließpresswerkzeug eingesetzt und mit LFT verpresst werden [63].

Bei dem Fließpressverfahren wird der LFT auf eine Temperatur oberhalb des Schmelzpunkts erwärmt und anschließend in die Form gelegt. Zusätzlich wird der Einleger in der Form positioniert, bevor das Formwerkzeug schließt und den LFT umformt und konsolidiert. In einer Untersuchung zur Verschiebung von Strängen aus E-LFT, die im Hybridfließpressverfahren integriert werden, stellte sich die Notwendigkeit zur Fixierung der Einleger heraus [113]. Unidirektionale PA6-CF Streifen wurden in ein Plattenwerkzeug eingelegt und mit einem GMT-PA6 überdeckt. Durch die ausgeprägte Fließströmung des GMT während der Formfüllung wurden die eingelegten Streifen verschoben. Bei steiferen Einlegern wie z. B. Organoblechen mit Gewebeverstärkung reduziert sich das Problem jedoch. Nachgewiesen wurde dies anhand eines Verfahrens, bei dem Organoblech und GMT gleichzeitig umgeformt und verbunden werden [114–116].

BEHRENS *et al.* formten ein Organoblech aus PA6 und 0/90°-Glasfasergewebe zu einem Funktionsträger für Batteriewannen und verstärkten diesen gleichzeitig durch das Fließpressen von GMT-Rippen. Das Organoblech wurde gemeinsam mit dem GMT in einem Infrarotheizfeld auf 270 °C erwärmt und im 110 °C heißen Werkzeug verpresst. Mithilfe eines Spannrahmens konnte die Faltenbildung des Organoblechs unterbunden werden [114]. Die hybride Automobilbodenstruktur aus dem Projekt SMiLE wird ebenfalls durch das kombinierte Umformen und Fließpressen hergestellt. Hier kommen hingegen beanspruchungsorientierte Organobleche aus E-LFT und PP zum Einsatz, die vor dem Umformprozess im Tapelegeverfahren hergestellt werden [115, 116]. Ebenfalls im Tapelegeverfahren hergestellt wird eine Verstärkung aus E-LFT, die zwischen zwei separaten Fließpressvorgängen in eine GMT-Struktur eingebracht wird [112]. Der E-LFT Strang wird mithilfe eines 6-Achs-Roboters und einem Applikationskopf nach der ersten Pressstufe auf die GMT-Struktur gedrückt. In einer weiteren Stufe wird erneut heißes GMT in die Form gelegt und somit über die Strangverstärkung gepresst. WAKEMAN *et al.* benennen die Kontakttemperatur der beiden Fließpressstrukturen in der zweiten Fließpressstufe als wichtigen Prozessparameter, um die Verbundfestigkeit zu erzielen.

Das kombinierte Fließpressen und Umformen von D-LFT und Stahlblechen wurde von HEIDRICH *et al.* im Forschungsprojekt MultiForm untersucht. In einem Schritt werden mit dem Verfahren einseitig verstärkte, tiefgezogene Hybridstrukturen hergestellt [117]. Die Umformung wird durch den Druck beim Fließpressvorgang unterstützt und das D-LFT als Wirkmedium eingesetzt. In das mehrteilige Formwerkzeug aus Matrize, Niederhalter, Dichtelement und Stempel wird ein mit Haftvermittler beschichtetes, vorgewärmtes (220 °C) Stahlblech eingelegt. Das D-LFT wird jeweils bei 280 °C entweder direkt nach dem Herstellungsprozess eingelegt oder als Halbzeug mittels Infrarotstrahler (IR)

erwärmt. Beim Schließen des Werkzeugs wird zunächst das Blech mit einem Niederhalter geklemmt und die Kavität für das D-LFT auf dem Metallblech durch Dichtelemente verschlossen. Durch die Drücke von 680 bar beim kombinierten Tiefzieh- und Fließpressprozess werden sowohl ein U-Profil als auch ein rechteckiger Napf vollständig ausgeformt und mit einer Rippenstruktur verstärkt [14].

2.4 Versuchsträger für strukturelle Anwendungen im Automobil

Hybridstrukturen finden aufgrund ihres hohen Leichtbaupotenzials und der möglichen Funktionsintegration in vielen Bereichen des Automobils Anwendung. Als eine der ersten strukturellen Serienanwendungen zählen die hybriden Frontend-Module im Ford Focus und Audi A6 von 1998 [7]. Die tiefgezogenen Metallteile wurden mit der Hinterspritztechnik hybridisiert und erzielten eine reduzierte Gesamtmasse, höhere Genauigkeit sowie geringere Herstellkosten. Zudem wird die Vorderwagenstruktur verstärkt und die passive Sicherheit beim Frontalaufprall erhöht. Die montagefertigen Bauteile weisen integrierte Funktionen wie die Positionierung und Befestigung von Anbauteilen auf, wodurch nachfolgende Montageprozesse zusätzlich optimiert werden. [57]

Aufgrund der reduzierten Masse und hohen Form- / Maßgenauigkeit wird ein hybrider Cockpitquerträger aus Aluminiumrohr und angespritzten Modulen in Mercedes A/B-Klassen eingesetzt. Die Herstellung erfolgt im Innenhochdruckumform-Verfahren mit kombiniertem Hinterspritzen der Komponenten aus PA6-GF60. Im Serienprozess wird ein Co-Polyamid Schmelzklebstoff als Haftvermittler zwischen Aluminium und PA6 eingesetzt. Jedoch kann die notwendige Haftung auch durch Laserstrukturierung des Metalleinlegers generiert werden, wie HOFFMANN *et al.* nachgewiesen haben. [19, 118]

Hinterspritzte Dachquerträger weisen eine rippenförmige FKV-Verstärkung auf, welche die dünnwandige Metallschale an Lasteinleitungsstellen und in hochbeanspruchten Bereichen stabilisiert. Zusatzfunktionen wie Kabelklemmen werden integriert und vereinfachen Montageprozesse. Die Dachquerträger verbinden die Seitenteile der Rohkarosse und bilden ein Auflager für die Front- und Heckscheibe. Durch die prozessintegrierte FKV-Verstärkung kann ein zweischaliger Metallblechaufbau durch eine Schale mit Verstärkungsrippen ersetzt und 30% der Gesamtmasse bei gleichen Teilekosten eingespart werden. Dabei erfüllt die Hybridstruktur die Anforderungen an die Karosseriesteifigkeit und den Dacheindrückttest, der das Überrollen des Fahrzeugs simuliert. [119]

Darüber hinaus wurden Hybridstrukturen für vordere Stoßfängerquerträger [120], A-Säulen [105], B-Säulen [16], Quer- und Längslenker [117, 121], Vorderachsträger [87] sowie Sitzstrukturen [122] entwickelt. KELLNER führte eine systematische Bewertung von integrativen Hybridstrukturen in biegebelasteten Crashanwendungen im Automobil durch [104]. Er definierte als unterschiedliche Versagensgrenzen für biegebelastete Profile die plastische Verformung, den Bruch oder Instabilitätsversagen. Zunächst wurde festgestellt, dass verrippte und stegverstärkte Hybridbauweisen ein höheres Leichtbaupotential als die metallische Schalenbauweise bieten. Die Bewertung berücksichtigte

darauffolgend auch die Kostenstrukturen und -anforderungen abhängig von Bauteilart und -position im Automobil. Das Ergebnis einer Detailuntersuchung ist, dass hochbeanspruchte Cabrio-A-Säulen, der Dachrahmen und die B-Säule in einer 3D-Hybrid-Bauweise aus Metall-Organoblech-Schale und LFT-Verstärkung ein großes Leichtbau- und Kostenpotenzial aufweisen. Ursache dafür ist das große Last- zu Bauraumverhältnis und die Möglichkeit der Funktionsintegration. Im Gegensatz dazu ist ein Aluminium-Strangpressprofil für Seitenschweller besonders geeignet, weil ein großer Bauraum vorliegt und die konventionelle Bauweise unter hoher Kosteneffizienz eingesetzt werden kann. [104]

In Voruntersuchungen zu neuen Bauweisen und Herstellverfahren werden häufig Versuchsträgerstrukturen entwickelt, die unter reduzierter Komplexität herstellbar und in vereinfachten Versuchen strukturell charakterisierbar sind. Durch die reduzierte Bauteilkomplexität können zudem parametrische Untersuchungen erfolgen, wodurch ein breiter Ergebnistransfer ermöglicht wird. Die relevanten Versuchsträger für den aktuellen Stand der Hybridtechnik werden im Folgenden vorgestellt.

Der Erlanger Träger ist ein für Untersuchungen der Hinterspritztechnik entwickelter Hybridbalken aus einem metallischen Hutprofil und angespritzten FKV-Verstärkungsrippen. Der Verbund zwischen Hutprofil und Verstärkungsrippen wurde ursprünglich form- und kraftschlüssig an Bohrungen im Profilboden und dem Blechkragen erzielt. Zudem erfolgten weitere Untersuchungen zum Stoffschluss u. a. durch die Applikation von Haftvermittlern. Eine häufig genutzte Charakterisierungsmethode des Erlanger Trägers ist die Dreipunktbiegung, bei der das Hybridprofil auf zwei zylindrischen Lagern liegt und mittig durch einen zylindrischen Stempel belastet wird (vgl. Bild 2.9). Der Stempel wird wegge-regelt, quasistatisch verfahren und die Reaktionskraft gemessen. [13, 52]

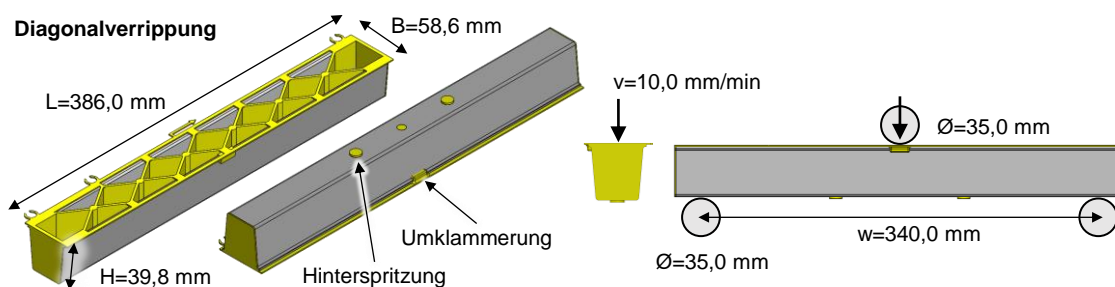


Bild 2.9 Erlanger Träger mit Diagonalverrippung (links) und Aufbau der Dreipunktbiegeprüfung (rechts), nach [13]

ZHAO stellte eine Richtungsabhängigkeit der Belastung auf das Strukturverhalten fest. Die Festigkeit der Hybridstruktur ist höher, wenn der Stempel auf der offenen Seite des Profils angreift und sowohl die Profilkränge als auch die Verstärkungsstruktur kontaktiert. Dabei fällt die Krafteinleitung flächiger aus und die FKV-Verstärkung kann das Hutprofil besser stabilisieren. Im Gegensatz dazu dringt der Stempel bei entgegengesetzter Belastungsrichtung in den Profilboden ein und führt zu starker lokaler Deformation des Hutprofils, in dessen Folge weiteres Instabilitätsversagen der Hybridstruktur einsetzt. Die

auftretenden Deformationsmechanismen sind das Beulen der Seitenwände und Knicken von Boden und Kragen im Hutprofil. Gleichzeitig reißt die Verstärkungsstruktur im Bereich der Anbindungsstellen und Ablösungen der Rippen von der Hutprofiloberfläche treten auf. Die Wahl des FKV-Materials beeinflusst durch unterschiedliche mechanische Eigenschaften, aber auch durch Temperatur- und Feuchteanfälligkeit maßgeblich das Strukturverhalten des Hybridbalkens. Durch eine hohe Duktilität der Verstärkungsstruktur kann auch bei zunehmender Deformation des Profils die Stabilisierungswirkung aufrechterhalten werden, was insbesondere zu hohen Energieaufnahmen führt. Zudem verbessert eine Verstärkungsgeometrie mit Längs- und Querrippen die Steifigkeit und Festigkeit im Vergleich zu einem diagonalen Rippendesign. Das liegt zum einen an der besseren Kraftübertragung von der Lasteinleitung in das gesamte Profil. Zum anderen verhindern die Querrippen das Beulen der Seitenwände effektiver als die Diagonalrippen. Eine verbesserte spezifische Adhäsion durch höhere Vorwärmtemperaturen des Hutprofils oder den Einsatz eines Haftvermittlers führen in allen Fällen zu gesteigerten mechanischen Eigenschaften. [13]

Der Vergleich mit reinen Metallstrukturen durch ZHAO zeigt die höhere Belastbarkeit des Hybridprofils [52]. Das singuläre, offene Metall-Hutprofil weist die niedrigste Festigkeit und Energieabsorption durch das früh einsetzende Instabilitätsversagen auf. Das Schließen des Hutprofils durch Anschweißen eines Metallblechs im Bereich der Kragen steigert die Festigkeit nur geringfügig. Die Versteifung mittels hinterspritzter FKV-Rippenstruktur führt zu einer höheren Verstärkungswirkung als die Applikation eines Schließblechs. Die größte Verstärkungswirkung erzielt die Kombination von FKV-Rippenstruktur und Metallschließblech. Somit wird der dünnwandige Metallquerschnitt lokal durch die FKV-Rippenstruktur stabilisiert und das Aufweiten der Seitenwände durch das Schließblech unterbunden. Ein Massenvergleich der unterschiedlichen Bauweisen findet nicht statt.

In Anlehnung an den Erlanger Träger haben HOFFMANN *et al.* den Berliner Träger entwickelt, der ebenfalls mit der Hinterspritztechnik als Metall-FKV-Hybrid gefertigt wird. Um die Verbundfestigkeit in der mechanischen Prüfung stärker zu fokussieren, haben die Forschenden das Hutprofil jedoch nur aus zwei separaten Aluminiumblechen (EN AW-5754, $t=1$ mm) abgebildet, die unter einem Winkel zueinanderstehen und die Seitenwände darstellen. Durch das Entfernen des Profilbodens werden die Metallbleche nur durch die innenliegende FKV-Verstärkungsstruktur (PA6.6-GF50) miteinander verbunden. Die Adhäsion wird durch eine vorbehandelnde Laserstrukturierung der Aluminiumbleche unterstützt. Im Spritzgusswerkzeug ist zudem eine Induktionsheizung integriert, die das Metallblech auf Verarbeitungstemperatur bringt. [19]

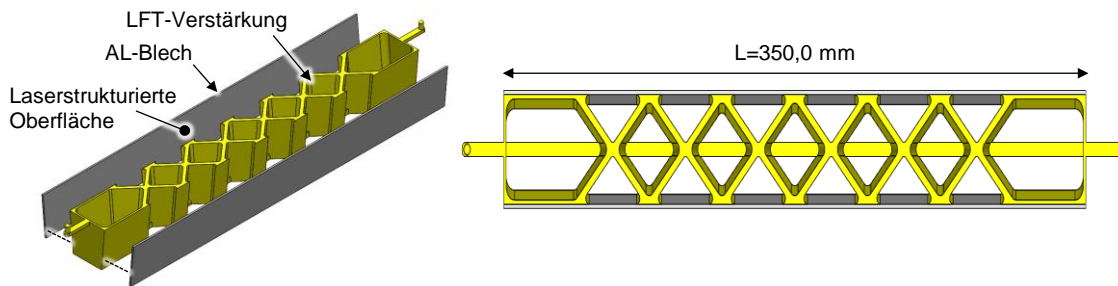


Bild 2.10 Aufbau des Berliner Trägers (links) und Draufsicht vom Versuchsträger (rechts), nach [19]

Die mechanische Untersuchung der 350 mm langen Hybridstruktur erfolgte in einer modifizierten Biegeprüfung mit quaderförmigem Stempel. Der Hybridträger wurde über eine Distanz von 250 mm gestützt und hatte zu den Auflagern und Stempeln nur Kontakt mit der FKV-Verstärkungsstruktur. Unter der Biegebeanspruchung knickten die metallischen Seitenwände aus und die FKV-Rippen rissen an der Unterseite. Die Verbindung zwischen Metall und FKV blieb hingegen intakt. [19]

Die 3D-Hybrid-Bauweise wurde von MODLER *et al.* an einem Versuchsträger demonstriert, der aus einem Hutprofil mit Organoblech-Verstärkung und LFT-Rippenstruktur besteht. Das Hutprofil aus Stahl (22MnB5) wird in einem ersten Schritt umgeformt und mit einem Haftvermittelfilm beschichtet. Anschließend wird ein Organoblech mit Glasfasergewebe und ein LFT mit 25 mm langen Glasfasern, beides mit PA6-Matrix, im kombinierten Form- und Fließpressverfahren in das Hutprofil eingebracht. Das Organoblech wird vorab im Infrarotheizfeld erwärmt und mit Zangen in das Werkzeug eingelegt. Das LFT wird zwischen Heizplatten erwärmt und auf dem Organoblech platziert. [16]

Mit quasistatischen Dreipunktbiegeversuchen an offenen und geschlossenen Hutprofilen sowie der offenen und geschlossenen Variante der 3D-Hybrid-Bauweise wurden die mechanischen Eigenschaften der Bauweisen ermittelt. Als massenormierte Kennwerte wurden die spezifische Steifigkeit und spezifische Energieabsorption gebildet, um die Konzepte hinsichtlich des Leichtbaupotenzials bewerten zu können. Das singuläre Hutprofil stellte die Referenz dar. Es wurde festgestellt, dass die spezifische Steifigkeit und spezifische Energieabsorption um 44 % und 56 % durch die 3D-Hybridtechnologie gegenüber der Referenz gesteigert werden. Durch Schließen der Hybridbauweise mit einem zusätzlichen Stahlblech werden die spezifische Steifigkeit und spezifische Energieabsorption um 107 % und 91 % gegenüber der Referenz gesteigert. Somit liefert die 3D-Hybrid-Bauweise mit einem zusätzlichen Schließblech das größte Leichtbaupotenzial. [16]

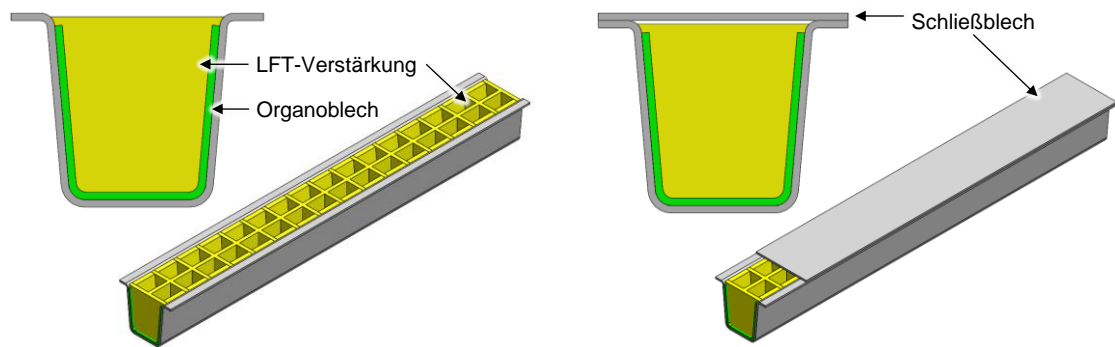


Bild 2.11 Aufbau des Versuchsträgers für die 3D-Hybrid-Bauweise, nach [16]

Der Versuchsträger der *MultiForm*-Technologie ist ebenfalls ein Biegebalken mit Hutprofil und LFT-Verstärkungsstruktur. Der Hybridkörper wurde mit 1,0 mm dickem Stahlblech (HC340LA) hergestellt, das zur Aktivierung des aufkaschierten Co-Polyamid Haftvermittlers (*Vestamelt Hylink*) auf 220 °C vorgewärmt wurde. Das PA6-GF40 wurde mittels mittelwelligem IR-Strahler auf 270-280 °C vorgewärmt, in das Werkzeug transferiert und dort mit dem Metallblech tiefgezogen/fließgepresst. Dabei hergestellt wurde 300 mm lange Hybridstrukturen, die im Dreipunktbiegeversuch mit 200 mm Auflagerabstand und einer Testgeschwindigkeit von 5 mm/min charakterisiert wurden.

Die Hybridstrukturen wurden als offene und als geschlossene Konfiguration getestet. Bei den Hybridstrukturen wurde ein 1,0 mm dickes Schließblech verwendet, um das offene Profil mittels Halbhohlstanznieten zu schließen. Als Referenz dienten die reine LFT-Verstärkungsstruktur sowie ein Hutprofil aus 1,5 mm Stahlblech, das mit einem weiteren Stahlblech mittels Punktschweißen geschlossen wurde. [117]

Die reine LFT-Verstärkungsstruktur wiegt 300 g und weist ein sprödes Bruchverhalten auf, während die Stahlreferenz mit einer Masse von 980 g auch nach dem Kraftmaximum weiterhin ein hohes Kraftniveau aufrecht erhält. Wiederum ist der offene Hybridträger, aufgrund der reduzierten Blechdicke, mit 640 g leichter als die Stahlreferenz und weist gleichzeitig eine höhere Festigkeit und Energieabsorption auf. Das Versagensverhalten der offenen Hybridstruktur ist dadurch gekennzeichnet, dass ein Ablösen der Verstärkungsstruktur im Bereich der Seitenwände gepaart mit einem Aufweiten des Hutprofils eintritt. Diese Form der Instabilität wird durch das zusätzlich eingebrachte Schließblech unterbunden, wodurch das Kraftniveau des geschlossenen Hybridprofils (895 g) doppelt so hoch ist wie das der Stahlreferenz und eine Masseneinsparung von ca. 9 % erzielt wird. Das duktile Bruchverhalten der Hybridträger wird zudem als *Fail-Safe*-Eigenschaft gewertet, die insbesondere für Radführungsstrukturen im Automobil geeignet ist. [117]

3 Wissenschaftliches Konzept

Aus dem aktuellen Stand der Forschung über die Hybrid-Herstellverfahren und die Biegeuntersuchungen an den jeweiligen Versuchsträgern werden die Leichtbaupotenziale analysiert, die sich durch die unterschiedlichen Stabilisierungs- und Verstärkungsmaßnahmen ergeben. Daraus abgeleitet wird die Zielsetzung dieser Arbeit und die methodische Vorgehensweise.

3.1 Analyse der hybriden Strukturkonzepte

Der Erlanger Träger, der *MultiForm*-Träger und der 3D-Hybrid Träger weisen die höchsten Biegesteifigkeiten und -festigkeiten auf, wenn die Hutprofile über die Verstärkung mittels LFT/Organoblech hinaus mit einem metallischen Deckblech geschlossen werden. Bei dem 3D-Hybrid Träger werden sogar die massespezifischen Eigenschaften deutlich erhöht, wenn ein zusätzliches Deckblech in die Struktur eingebracht wird. Diese Erkenntnislage deutet darauf hin, dass dem Deckblech hinsichtlich der strukturellen Integrität eine signifikante Bedeutung zuteilwird. Diese Feststellung kann auch mit analytischen Ansätzen begründet werden.

Die Biegesteifigkeit B_z von Multimaterial-Balken wird unter Berücksichtigung der materialabhängigen Elastizitätsmoduln (E-Modul) E und dem axialem Flächenträgheitsmoment I eines Balkenquerschnitts berechnet (vgl. Formel 3-1).

$$B_z = \int_A E \cdot y^2 dA \quad (3-1)$$

In der Formel enthalten sind außerdem der Abstand y vom Flächenelement dA zur neutralen Faser. Durch die Einbringung eines Stahldeckblechs mit großem Abstand zur Biegeachse wird somit nicht nur das Flächenträgheitsmoment gesteigert, sondern gleichzeitig ein Element mit hohem E-Modul eingebracht.

Weil es sich bei den Versuchsträgern um komplexe Strukturen handelt, ist die Aussagefähigkeit einfacher analytischer Ansätze begrenzt. Um die Biegeeigenschaften komplexer Strukturen bewerten zu können, werden entweder experimentelle Methoden oder die numerische Struktursimulation mittels Finite Elemente Methode (FEM) eingesetzt.

Die Leichtbaupotenziale der verschiedenen Strukturen lassen sich auf Basis der experimentellen Vorarbeiten nur begrenzt vergleichen, weil unterschiedliche Randbedingungen wie Testspezifikationen oder Auswertungsmethoden zugrunde liegen. Um die Vergleichbarkeit herzustellen, wird im Folgenden eine strukturmechanische Analyse der verschiedenen Versuchsträger mit anschließender Bewertung des Leichtbaupotenzials simulativ durchgeführt. Dazu werden auf Basis der diskutierten Versuchsträger Referenzstrukturen (RS1-RS5) entwickelt, die gleiche Außenmaße mit einem quadratischen Querschnitt ($\square 40$ mm) und einer Länge von 350 mm aufweisen. Zusätzlich wird ein weiteres Strukturkonzept (RS6) auf Basis eines Doppel-T-Trägers simuliert, das lediglich

die Einbringung von Stahlgurten in die hochbeanspruchten Randbereiche (Obergurt und Untergurt) mit einer leichten, fließgepressten Kernstruktur aus GMT vereint. In Bild 3.1 sind die Referenzstrukturen dargestellt und der Materialeinsatz über die Farbe visualisiert. Die Wanddicken der eingesetzten Materialien sind konstant und für alle Referenzstrukturen gleich.

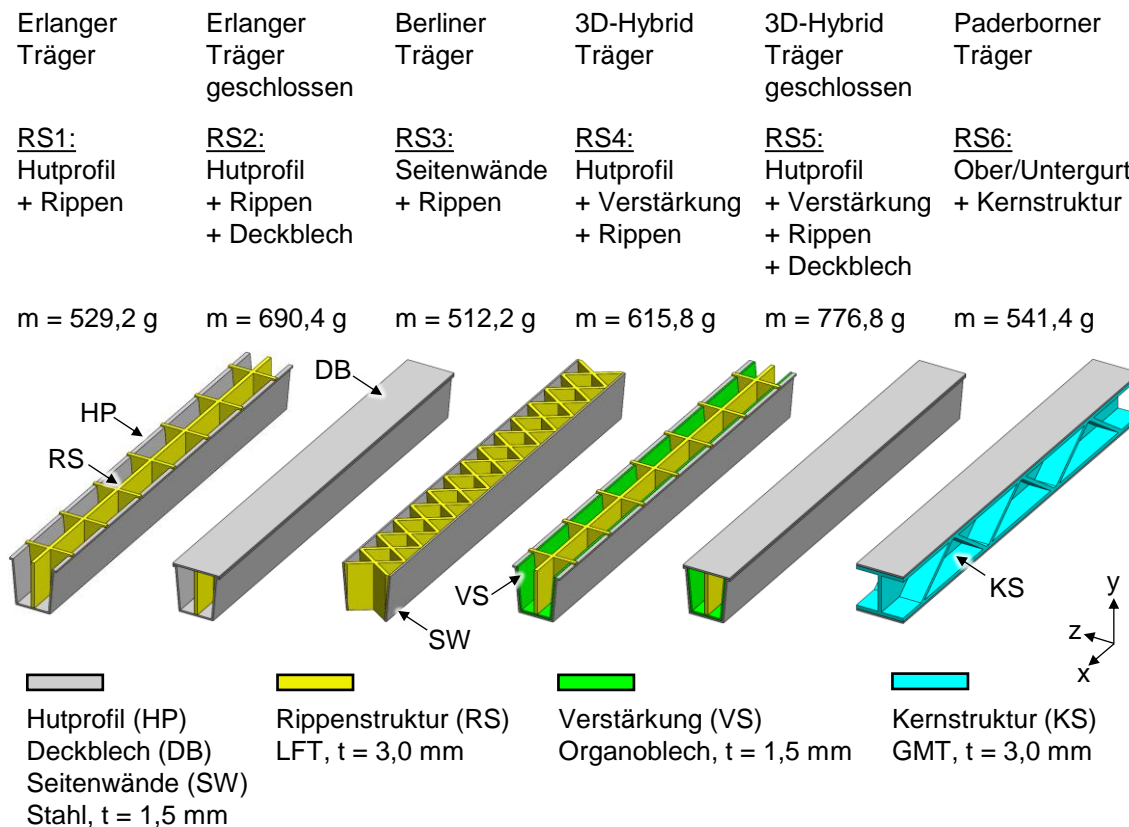


Bild 3.1 Referenzprofile für einen Vergleich der mechanischen Eigenschaften

Mit der FEM simuliert wird eine Dreipunktbiegung um die z-Achse der Referenzstrukturen mit einem Auflagerabstand von 300 mm. Die Strukturen sind mit Volumenelementen vernetzt und an den Grenzflächen der Werkstoffe ideal steif und fest miteinander verbunden. Es wird eine Kraft F in y-Richtung in der Mitte der Struktur aufgebracht und der Verschiebungsweg des Kraftangriffspunkts w bewertet. Anschließend wird die Kraft skaliert, bis in mindestens einer der Materialien die von-Mises-Vergleichsspannung die in Tabelle 3-1 definierten Spannungsgrenzen erreicht. Diese orientieren sich an der Fließgrenze einer häufig im Automobilbau eingesetzten Stahlgüte sowie den Zugfestigkeiten der in der Literatur verwendeten Verbundmaterialien.

Tabelle 3-1 Materialeigenschaften für Struktursimulation

Eigenschaft		Stahl	LFT	Organoblech	GMT
Dichte	ρ / (g/cm ³)	7,85	1,36	1,80	1,40
E-Modul	E / GPa	210,00	5,70	18,00	8,60
Poissonzahl	μ	0,30	0,35	0,35	0,30
Spannungsgrenze	R / MPa	380,00	110,00	380,00	145,00

Zur Auswertung der Ergebnisse werden die mit der Masse m normierten Kennwerte der spezifischen Steifigkeit

$$c_{spez} = \frac{F}{w \cdot m} \quad (3-2)$$

und der spezifischen Festigkeit

$$F_{max,spez} = \frac{F_{max}}{m} \quad (3-3)$$

gebildet. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Bild 3.2 dargestellt.

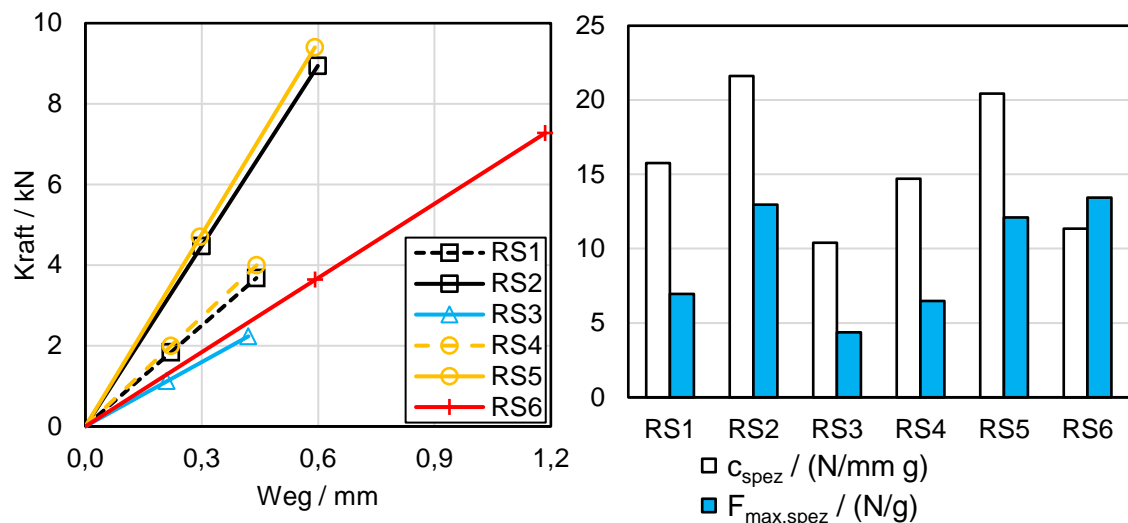


Bild 3.2 Kraft-Weg-Diagramm des simulierten Dreipunktbiegeversuchs (links) und Vergleich der Kennwerte anhand eines Balkendiagramms (rechts)

Alle simulierten Referenzstrukturen begrenzen die maximale Kraft durch Erreichen der Stahlspannungsgrenze. Demnach setzt unter den getroffenen Annahmen zunächst immer eine plastische Verformung der Stahlkomponenten ein, bevor die FKV-Verstärkung/Rippenstruktur versagt. Im Kraft-Weg-Diagramm (Bild 3.2, links) sind die absoluten Kräfte und Verschiebungswege zu erkennen. Ersichtlich ist, dass die zusätzlich mit Deckblech geschlossenen Referenzstrukturen (RS2, RS5) deutlich höhere Festigkeiten erzielen als die offenen Referenzstrukturen (RS1, RS3, RS4). Selbst unter Berücksichtigung der zusätzlichen Masse führen die Deckbleche zu höherer massenspezifischer

Steifigkeit und Festigkeit (vgl. Bild 3.2, rechts). Während sich das Strukturkonzept (RS6) hinsichtlich der spezifischen Steifigkeit auf dem Niveau der offenen Referenzstrukturen (RS1, RS3, RS4) befindet, bietet es die höchste spezifische Festigkeit aller untersuchten Strukturen. Durch die belastungsorientierte Anordnung der Stahlbleche in den hochbeanspruchten Randbereichen werden diese optimal ausgenutzt. Der weniger beanspruchte Bereich um die Biegeachse wird bei RS6 durch eine leichte Kernstruktur abgebildet. Hier weisen die anderen Referenzstrukturen (RS1-RS5) jeweils zwei Seitenwände aus Stahl auf, die zwar maßgeblich zur Masse beitragen, die Festigkeit jedoch nicht erheblich steigern.

Um die Materialausnutzung als Indikator für das Leichtbaupotenzial der Referenzstrukturen zu analysieren, wird die Ausnutzung der Festigkeit als

$$\varphi = \frac{\sigma_{vM}}{R} \quad (3-4)$$

mit der *von-Mises*-Vergleichsspannung

$$\sigma_{vM} = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x\sigma_y - \sigma_x\sigma_z - \sigma_y\sigma_z + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)} \quad (3-5)$$

und der materialabhängigen Spannungsgrenze R (vgl. Tabelle 3-1) definiert. Nachfolgend sind exemplarisch die Ausnutzungsgrade φ der Referenzstrukturen RS1, RS2 und RS6 dargestellt. In Bild 3.3 sind die Profile in der Schnittansicht zu sehen. Die Schnittebene (x-Ebene) befindet sich im höchstbeanspruchten Bereich der Referenzstrukturen, nämlich mittig an der Lasteinleitung.

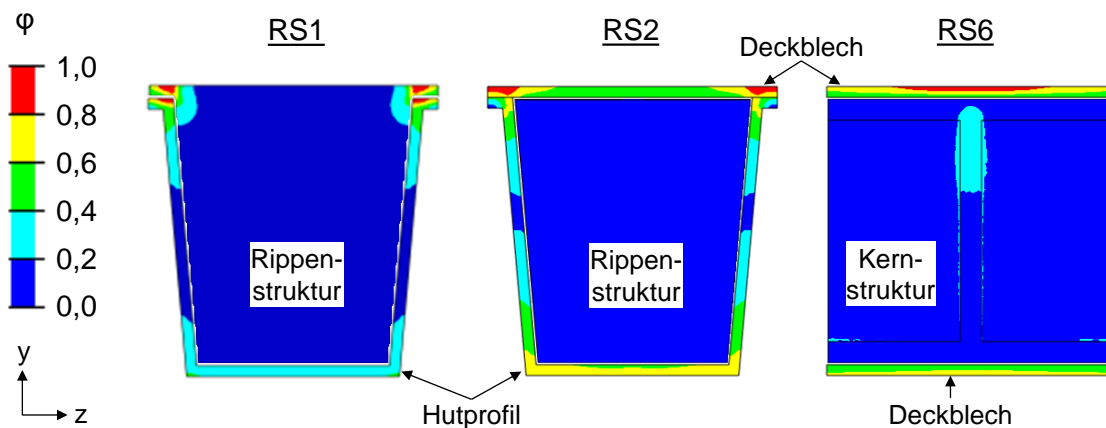


Bild 3.3 Vergleich der Referenzstrukturen RS1, RS2 und RS6 unter der jeweiligen Maximallast anhand eines Konturdiagramms, das den Ausnutzungsgrad φ über die Farbe darstellt. Schnittansicht mittig im Bereich der Lasteinleitung mit Krafteinleitung von oben (in negative y-Richtung)

Anhand der farbigen Darstellung kann die Materialausnutzung über den gesamten Profilquerschnitt abgelesen werden. Ersichtlich ist, dass das Hutprofil von RS1 nur lokal hohe Materialausnutzung im oberen Bereich der Lasteinleitung erfährt. Sowohl die Seitenwände als auch der Boden des Hutprofils sind geringfügig beansprucht. Durch das

Hinzufügen eines Deckblechs (RS2) steigt die Materialausnutzung im Hutprofil. Erkenntlich ist jedoch weiterhin, dass die Seitenwände im Bereich der neutralen Faser geringste Materialausnutzung aufweisen. Im Vergleich dazu weisen die Deckbleche von RS6 höhere Materialausnutzung auf. Somit tragen die Deckbleche in den Randbereichen des Doppel-T-Profils erheblich zur strukturellen Integrität von RS6 bei. Das Hutprofil, insbesondere dessen Seitenwände, tragen bei RS1 und RS2 nur wenig zur Steifigkeit/Festigkeit bei, erhöhen die Gesamtmasse jedoch erheblich.

Zuletzt ist die geringe Materialausnutzung der Rippen- bzw. Kernstrukturen in allen Referenzstrukturen zu nennen. Durch die niedrige Dichte wird das Gesamtgewicht weniger stark beeinflusst. Eine Substitution der FKV-Materialien (LFT und GMT) durch reinen Kunststoff würde auf Basis dieser Betrachtung keine signifikanten Einbußen der Festigkeit erwarten lassen und hätte gewichts- und kostentechnische Vorteile. Jedoch würde dadurch zum einen die Steifigkeit reduziert, was nicht nur die Steifigkeit der gesamten Referenzstruktur, sondern auch die Bettungssteifigkeit der dünnen Metallbleche reduzieren und somit Instabilitätsversagen begünstigen würde. Zum anderen sind die temperatur- und verarbeitungsbedingten Eigenschaften wie Wärmeformbeständigkeit, Temperaturexpansion oder Schrumpfung durch den Fasergehalt besser, weshalb dieser denkbare Materialwechsel nicht vollzogen wird.

Insgesamt lässt sich also ableiten, dass die höchste spezifische Steifigkeit und Festigkeit einer Hybridstruktur erst durch die Anordnung von zwei weit von der Biegeachse entfernten Stahlblechen (Deckbleche / Gurte) erzielt werden kann. Alle derzeit bekannten Verfahren zur Herstellung dieser Strukturen beruhen allerdings auf relativ komplexen Prozessketten, siehe Bild 3.4.

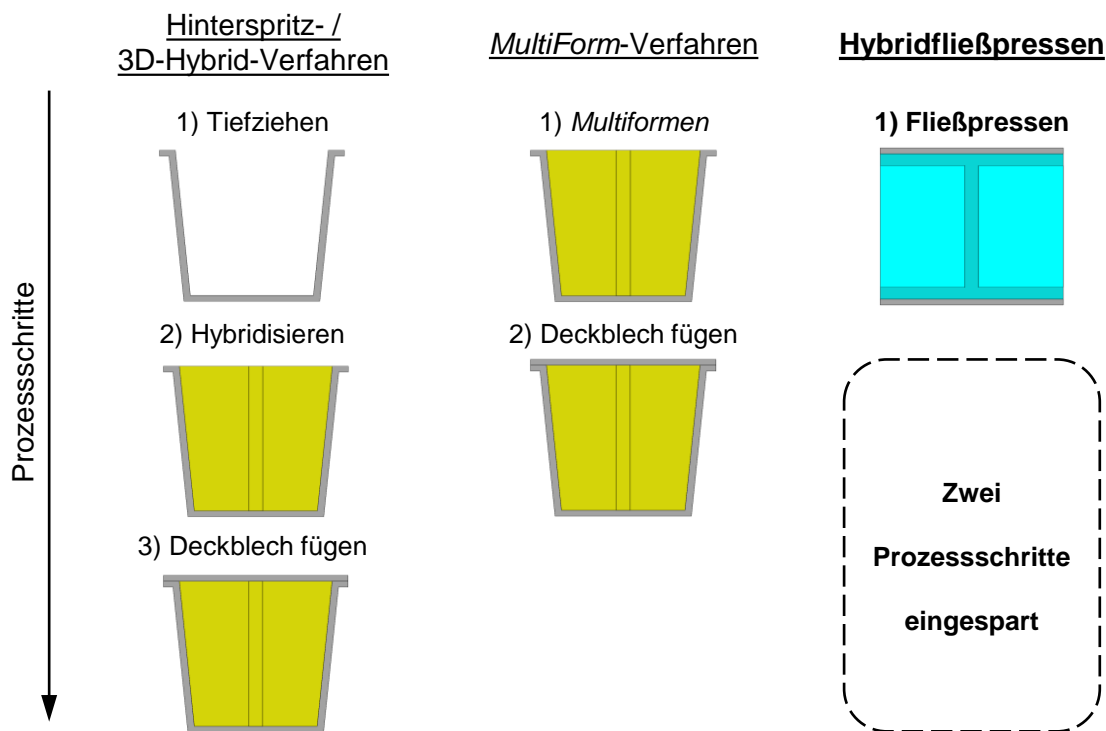


Bild 3.4 Neuartiges Struktur- und Verfahrenskonzept „Hybridfließpressen“ im Vergleich zu derzeitigen IMA-Verfahren

Bereits das *MultiForm*-Verfahren hat versucht diese Schwäche zu beheben. Durch den integrierten Tiefziehvorgang der Metallkomponente konnte ein Prozessschritt eingespart werden. Für die Herstellung von o. g. Strukturen wie RS2 und RS5 benötigt es jedoch einen zusätzlichen Fügeschritt, um das Deckblech anzubringen. Demnach stellt eine in Anlehnung an RS6 gestaltete Hybridstruktur eine deutliche Verbesserung für das strukturelle Verhalten dar. Die Herausforderung ist nun zu erforschen, ob eine solche Struktur entwickelt und hergestellt werden kann.

3.2 Zielsetzung und Vorgehensweise

Als Herausforderung dieser Arbeit lässt sich das Ziel ableiten, ein Verfahren zur einstufigen Herstellung einer Hybridstruktur mit zwei beabstandeten Metallblechen und einer innenliegenden Verstärkungsstruktur aus GMT zu entwickeln. Das Verfahrenskonzept sieht vor, die Verstärkungsstruktur im Fließpressverfahren zwischen den Metallblechen auszuformen und gleichzeitig damit zu verbinden. Dadurch können die überlegenen Materialeigenschaften fließgepresster GMT im Vergleich zu spritzgegossenen LFT ausgenutzt werden.

Das grundlegende Konzept sieht vor, zwei Metallbleche senkrecht in ein Fließpresswerkzeug einzusetzen und zu fixieren. Die Verbindung zur Kernstruktur soll stoffschlüssig unter Einsatz eines Haftvermittlers erfolgen, mit dem die Metallbleche beschichtet sind. Um die Festigkeiten der für die Metallgurte ausgewählten, automobiltypischen Stahl- oder Aluminiumlegierungen ausnutzen zu können, werden hohe Anforderungen an die

Zugscherfestigkeit der Verbindungsart gestellt, die derzeit nur unter Einsatz von Haftvermittlern erzielbar sind. Eine formschlüssige Verbindung setzt wiederum Löcher oder Prägnungen in den Metallgurten voraus, welche die lasttragenden Elemente schwächen und demnach reduzierte Festigkeiten der Gesamtstruktur bedingen.

Zur Ausformung der Kernstruktur wird das plastifizierte GMT zwischen den Metallblechen platziert und durch Schließen des Formwerkzeugs in der Kavität verpresst. Dabei füllt das Material die Form aus und benetzt gleichzeitig die haftvermittlerbeschichteten Innenflächen der Metallbleche. Durch das Zusammenwirken der Haftvermittleraktivierung, der Temperatur des GMT und dem vorherrschenden Pressdruck soll die Metall-GMT-Verbindung *in-situ* erfolgen. Nachdem das GMT erstarrt, wird der Verbund aus dem Werkzeug entnommen. Das Verfahrenskonzept ist in Bild 3.5 visualisiert.

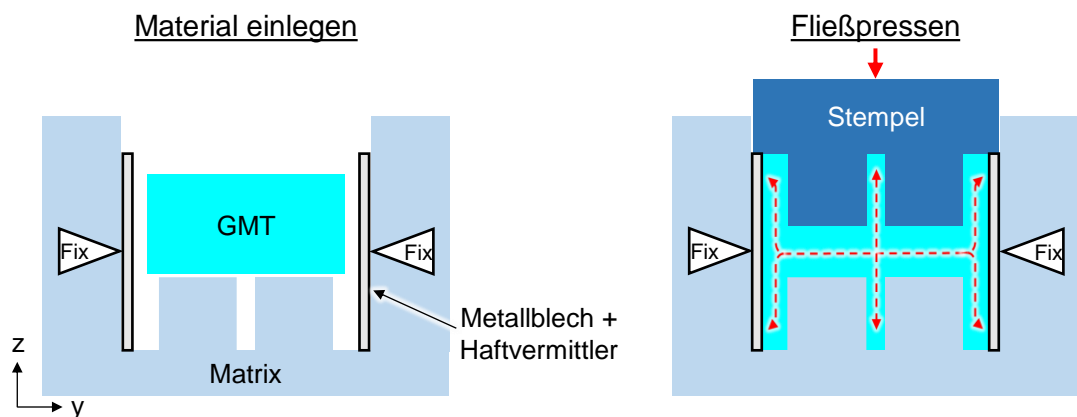


Bild 3.5 Ablauf des Verfahrenskonzepts, visualisiert anhand einer Schnittansicht des Fließpresswerkzeugs. Der rote Pfeil mit durchgezogener Linie stellt die Bewegungsrichtung des Stempels und die roten Pfeile mit gestrichelter Linie die Fließrichtung des GMT dar.

Im Rahmen dieser Arbeit wird das oben konzeptionierte Verfahren entwickelt und ein experimenteller Funktionsnachweis erbracht. Eine besondere Beachtung erfährt die Verbundbildung zwischen den Metallgurten und der Kernstruktur. Zum einen hängt die erzielbare Festigkeit, wie aus der Literatur hervorgeht, von vielen Prozessparametern ab, die es für das neue Verfahren einzustellen gilt. Zum anderen ist die Lastübertragung zwischen den Metallgurten und der Kernstruktur besonders wichtig für die strukturelle Integrität, sodass diese Eigenschaft eine besondere Rolle einnimmt.

Hierfür wird ein Versuchsträger ausgelegt, der als Ausgangspunkt für die Verfahrensentwicklung dient. Durch dessen Herstellung und Charakterisierung kann die Funktion des Verfahrens validiert und ggf. optimiert werden. Demnach fließt die Auswahl der Charakterisierungsmethoden bereits in die Konstruktion des Versuchsträgers ein, um neben den globalen Bauteileigenschaften auch material- und verbindungsspezifische Kennwerte ermitteln zu können. Der Versuchsträger wird derart gestaltet, dass Standardprobenkörper aus dem Verbundbereich extrahiert werden können.

Auf Basis der Bauteilkontur wird anschließend ein Fließpresswerkzeug abgeleitet, das für die experimentelle Untersuchung gefertigt und aufgebaut wird. Bei der Entwicklung des Werkzeugs orientiert sich die Auswahl und Auslegung von Funktionsträgern an einem Serienprozess, um den Funktionsnachweis in Zukunft aussagekräftig auf reale Anwendungen transferieren zu können. Für die Produktionsanlage werden ebenso serien-nahe Maschinen ausgewählt und miteinander verknüpft. Dabei werden für die unterschiedlichen Anlagenbereiche Messsysteme eingeführt, die den Prozess überwachen und eine nachträgliche Korrelation mit den am Versuchsträger ermittelten Eigenschaften ermöglichen.

Für die Produktion der Versuchsträger werden vorerst die Prozessparameter vom aktuellen Stand der Forschung übernommen. Ebenso werden die Zielwerte definiert, die als Referenz für den Funktionsnachweis dienen. In einem iterativen Vorgehen werden darauf folgend die Einflüsse des Produktionsprozesses auf das Bauteilverhalten untersucht und angepasst.

Zum Abschluss der Arbeit werden die erzielten Ergebnisse im Kontext der aktuellen Forschung und Entwicklung bewertet. Dabei werden die Grenzen und Potenziale der Neuentwicklung aufgezeigt und die Anwendungschancen der Technologie im Automobilbau eingeordnet. In einem Ausblick werden die sich durch Weiterentwicklung ergebenden Optimierungspotenziale aufgezeigt.

4 Entwicklung des Herstellverfahrens

Das angedachte Herstellverfahren wird anhand eines Versuchsträgers entwickelt, der die hybride Bauweise für zuvor analysierte, biegebeanspruchbare Strukturen demonstriert. Dazu wird zunächst ein solcher Versuchsträger ausgelegt, anhand dessen nachfolgend das Fließpresswerkzeug und die Prozesskette entwickelt werden. Der chronologische Ablauf dieser Entwicklungen wird in den nachfolgenden Abschnitten beschrieben.

4.1 Auslegung des Versuchsträgers²

Für die experimentelle Untersuchung des Versuchsträgers im Rahmen dieser Arbeit werden typische Strukturmerkmale von Realbauteilen identifiziert und in dem Versuchsträger integriert. Somit wird ebenfalls die Komplexität des Fließpressprozesses an zukünftigen Anwendungsfällen orientiert. Zudem wird der Versuchsträger derart gestaltet, dass eine mechanische Charakterisierung auf Proben- und Bauteilebene möglich ist. Hierdurch sollen mögliche Einflüsse des Fließpressverfahrens auf die strukturelle Integrität des hergestellten Verbunds untersucht werden. An dieser Funktionsbeschreibung orientiert sich die nachfolgend erläuterte Auslegung des Versuchsträgers.

Die in Kapitel 3.2 skizzierte Hybridstruktur wird in dieser Arbeit durch einen Versuchsträger mit Doppel-T-Querschnitt abgebildet. Dabei wird ein aus GMT bestehendes Doppel-T-Profil im Bereich der Gurte durch Metallbleche verstärkt, die vollflächig adhäsiv mit der Kernstruktur verbunden sind. Für die *in-situ*-Hybridisierung werden die Metallbleche mit einem Haftvermittlerfilm versehen, der unter Temperatur und Druck eine stoffschlüssige Verbindung mit dem fließgepressten Kern eingeht. Der GMT-Kern erfüllt die Funktion der Lastübertragung zwischen den beiden Metallgurten sowie deren Stabilisierung. Die Stabilisierung der Metallgurte erfolgt gegenüber den eingeleiteten Querkräften als auch gegenüber dem Instabilitätsversagen, das in Form von Beulen oder Knittern der druckbelasteten Metallgurte eintreten könnte.

Die Kernstruktur wird zudem durch typische Strukturmerkmale von Hybridbauteilen ergänzt, um deren Komplexität im Hinblick auf die Herstellung an reale Strukturen anzugleichen. Dazu werden

- Lokal unterschiedliche Waddicken,
- Verstärkungsrippen,
- metallische Einsätze (Funktionselemente) sowohl
 - in Presshubrichtung als auch
 - quer zur Presshubrichtung

in die Kernstruktur integriert.

² Die für diesen Abschnitt verwendeten Daten sind in Teilen aus HUCK [123] entnommen worden.

Die lokal unterschiedlichen Waddicken ermöglichen durch die flexible Formgebung des Fließpressprozesses eine belastungsgerechte Konstruktion. Die Verstärkungsrippen können zum einen die Stabilität der Kernstruktur und zum anderen die Steifigkeit des Hybridbalkens erhöhen. Insbesondere führen die Verstärkungsrippen zu einer gesteigerten Torsionssteifigkeit, die ansonsten bei Doppel-T-Profilen sehr gering ist [52]. Die Torsionseigenschaften werden aber im Folgenden weder in der Auslegung, noch in der experimentellen Untersuchung detaillierter verfolgt.

Die Auslegung der Verstärkungsrippen erfolgt mithilfe einer Topologieoptimierung in Anlehnung an die Arbeiten von SIGMUND [124], CLAUSEN und ANDREASSEN [125]. Die gewählte numerische Auslegungsmethode ist ein dichtebasiertes Verfahren, das den finiten Elementen eine fiktive Dichte λ mit Werten zwischen 0 und 1 zuweist. Von der fiktiven Dichte sind sowohl die Materialdichte als auch das Elastizitätsmodul abhängig. Ein gradientenbasiertes Optimierungsverfahren weist anschließend den finiten Elementen des Bauraums die fiktiven Dichten zu, die ein Maß für die strukturelle Relevanz sind. Elemente mit einer hohen fiktiven Dichte werden dementsprechend für einen optimalen Strukturentwurf benötigt, während Elemente mit niedriger fiktiver Dichte entfernt werden können.

Die Zielfunktion der Topologieoptimierung lautet, die Nachgiebigkeit der Struktur zu reduzieren. Als Randbedingung gilt die maximale Verwendung von 30 % der ursprünglichen Masse des Designbereichs. Der Designbereich ist in Bild 4.1 gekennzeichnet. Zudem wird eine Entformungsrichtung in z-Richtung des Hybridbalkens vorgegeben, die durch den Optimierungsalgorithmus berücksichtigt wird.

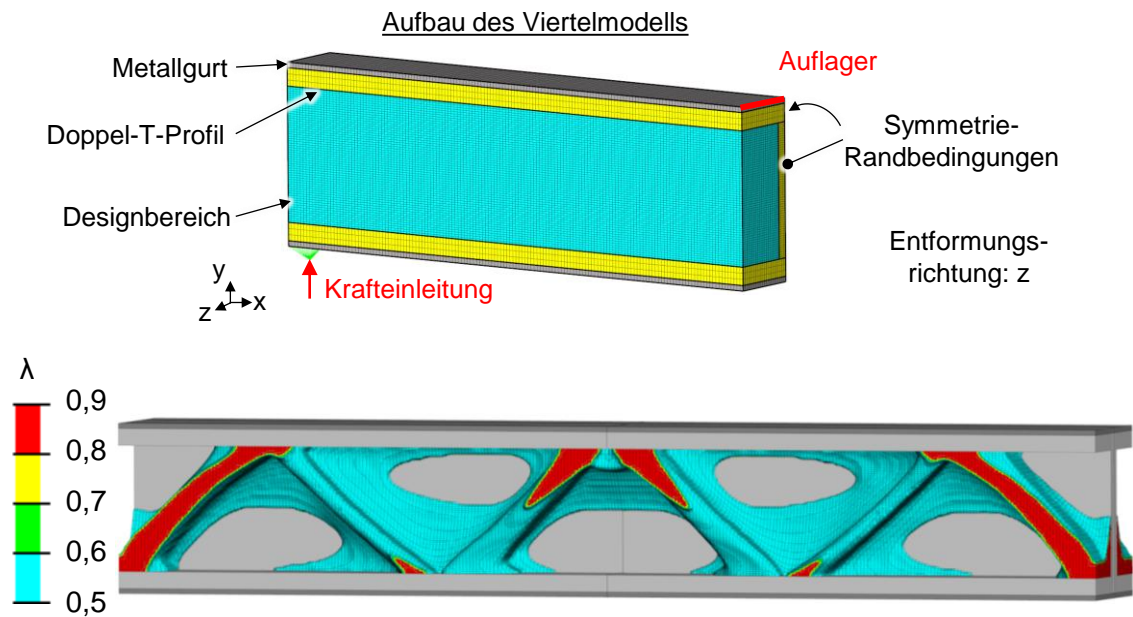


Bild 4.1 Oben: Aufbau des Viertelmodells zur Topologieoptimierung des Design-Bereichs aus GMT. Unten: Ergebnisdarstellung der optimierten Elemente über den gesamten Hybridbalken. Dargestellt sind Elemente mit einer fiktiven Dichte $\lambda \geq 0,5$.

Aus der Darstellung der optimierten Struktur geht die Relevanz der sechs diagonalen Verstärkungsrippen hervor, welche die Ober- und Untergurte miteinander verbinden. Weiterhin fällt auf, dass die Elemente im Bereich der Krafteinleitungs- und Lagerstellen die höchsten fiktiven Dichten aufweisen. Daraus wird ein Strukturentwurf abgeleitet, der die Verstärkungsrippen und die lokal unterschiedlichen Waddicken enthält. Auf die Konstruktion wird nachfolgend genauer eingegangen (vgl. Bild 4.2).

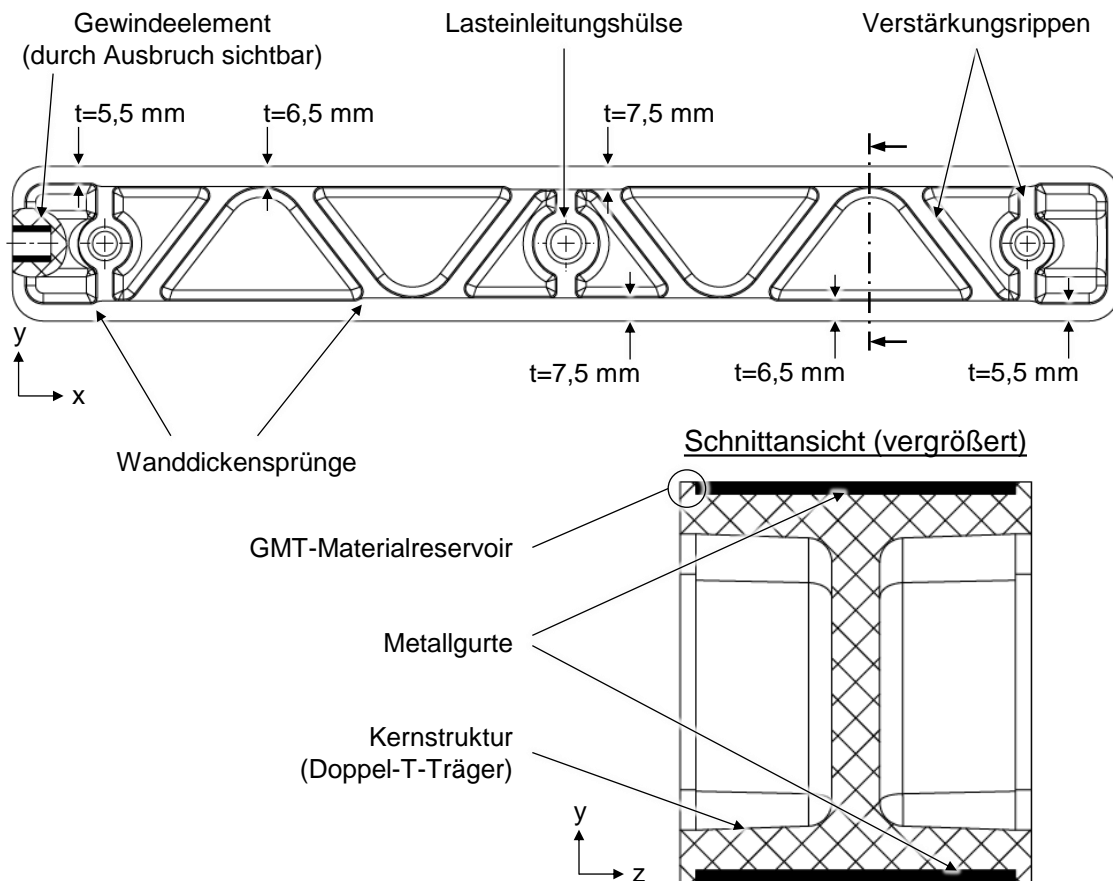


Bild 4.2 Versuchsträger mit Kennzeichnung der integrierten Strukturmerkmale

Über die metallischen Einsätze (Gewindeelemente und Lasteinleitungshülsen) wird die Hybridstruktur mit anderen Komponenten zu einer Baugruppe verbunden. Die Gewindeelemente an den Kopfflächen ermöglichen eine Verschraubung. Die Hülsen können zur Lasteinleitung in den Kernbereich dienen und sind im Bereich der neutralen Faser angeordnet.

Die schnelle und kostengünstige Fertigbarkeit als Anforderung an den Werkzeugbau bedingt zwei zusätzliche geometrische Eigenschaften am Versuchsträger. Zum einen werden die Außenkanten des Profils verrundet, um die Negativform (Matrix) des Fließpresswerkzeugs frästechnisch herstellen zu können. Zum anderen wird ein Materialreservoir an der Kernstruktur integriert, das die Metallgurte mit GMT umschließt. Das hat den Vorteil, dass bei produktionsbedingt schwankender Menge der GMT-Einlage stets die Komprimierung der Kernstruktur den Presshub terminiert. Ohne das Materialreservoir würde bei zu geringer Menge der GMT-Einlage der Stempel auf die Metallgurte auftreffen, was eine Beschädigung des Stempels und/oder den Ausschuss des herzustellenden Teils zur Folge hätte.

Es wird eine Balkenstruktur entwickelt, die als mögliches Anwendungsfeld den Automobilbau adressiert. Die Karosserie besteht zum großen Teil aus balkenartigen Strukturen, die unterschiedliche Anforderungen (z. B. Steifigkeit, Energieabsorption) hinsichtlich der Biegebelastbarkeit haben. Auch im Interieur finden sich biegebelastete Strukturen wie der Instrumententafelträger oder die Fahrpedale.

Um die Kosten für die Herstellung des Versuchsträgers zu reduzieren, wird ein skaliertes Balken mit reduzierter Länge, Breite und Höhe entwickelt. Die Länge L des Balkens orientiert sich zunächst an den im Stand der Technik referenzierten Versuchsträgern, die Auflagerabstände von 200-340 mm und Längen von 250-386 mm aufweisen. In Anlehnung an die Untersuchungen von KELLNER wird der Auflagerabstand mit 300 mm definiert [104]. Der Versuchsträger weist dabei eine Gesamtlänge von 360 mm auf, die durch einen zusätzlichen Überstand der Metallgurte und eine fertigungsbedingte Verrundung des Endbereichs zustande kommt. Während die in der Literatur vorgestellten Versuchsträger stets größere Breiten (58,6-85,0 mm) als Höhen (34,0-39,8 mm) vorweisen, wird der Versuchsträger in dieser Untersuchung anders gestaltet. Anhand der massenormierten Biegesteifigkeit wird deutlich, dass eine leichte und zugleich steife Konstruktion durch einen möglichst hohen Balken erzielt wird (vgl. Formel 4-1).

$$B_{z, \text{spez}} = \frac{B_z}{m} = \frac{B_z}{(\rho_K \cdot A_K + \rho_G \cdot A_G) \cdot L} \quad (4-1)$$

Die Biegesteifigkeit B_z wird mit Formel 3-1 bestimmt. Die Gesamtmasse ergibt sich für Hybridbalken mit konstantem Querschnitt über die Länge aus den Querschnittsflächen des Kerns A_K und der Gurte A_G sowie den zugehörigen Materialdichten ρ_K und ρ_G .

Die Querschnittsbreite hat nur geringen Einfluss auf die massenormierte Biegesteifigkeit, wie aus Bild 4.3 hervorgeht.

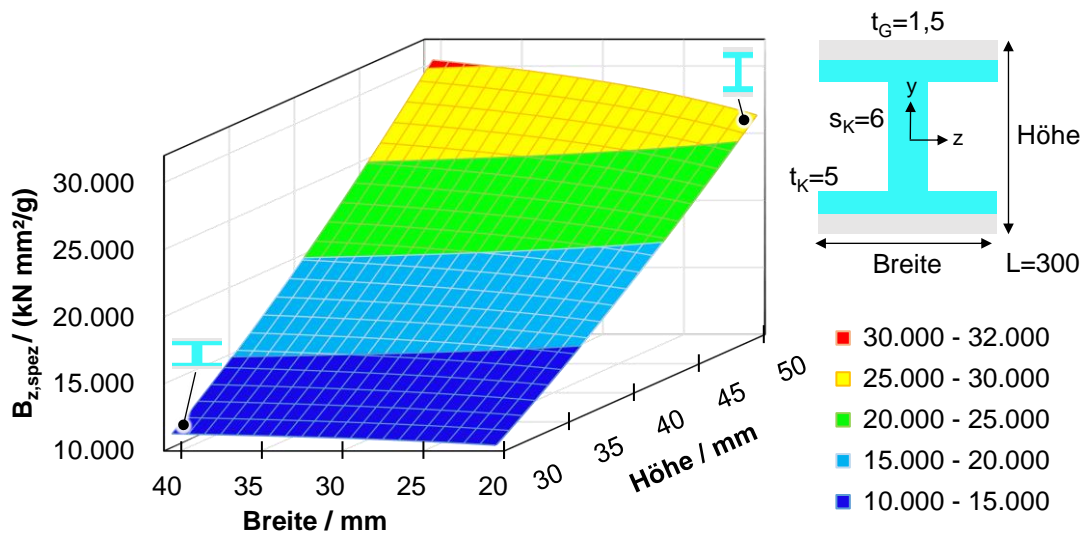


Bild 4.3 Massennormierte Biegesteifigkeit eines hybriden Doppel-T-Profils in Abhängigkeit der Breite und Höhe bei konstanten Dicken von Metallgurt (t_G), Kerngurt (t_K) und Steg (s_K). Das Gurtmaterial ist Stahl.

Eine ähnliche Aussage kann bezüglich der massennormierten Biegefestigkeit

$$W_{z, spez} = \frac{B_z}{y_{max} \cdot m} = \frac{B_z \cdot 2}{h \cdot (\rho_K \cdot A_K + \rho_G \cdot A_G) \cdot L} \quad (4-2)$$

getroffen werden (vgl. Bild 4.4). Diese berücksichtigt im Rahmen der linearen Elastizitätstheorie die maximale Randfaserdehnung mit der Balkenhöhe h . Dazu muss erwähnt werden, dass bei einem Hybridbalken theoretisch auch die kritische Beanspruchung des Kerns zuerst erreicht werden kann. Aufgrund des Verhältnisses der Steifigkeiten und Festigkeiten der gewählten Werkstoffkombination tritt dieser Fall bei dem Hybridbalken mit einem Kern aus GMT und metallischen Gurten jedoch nicht auf.

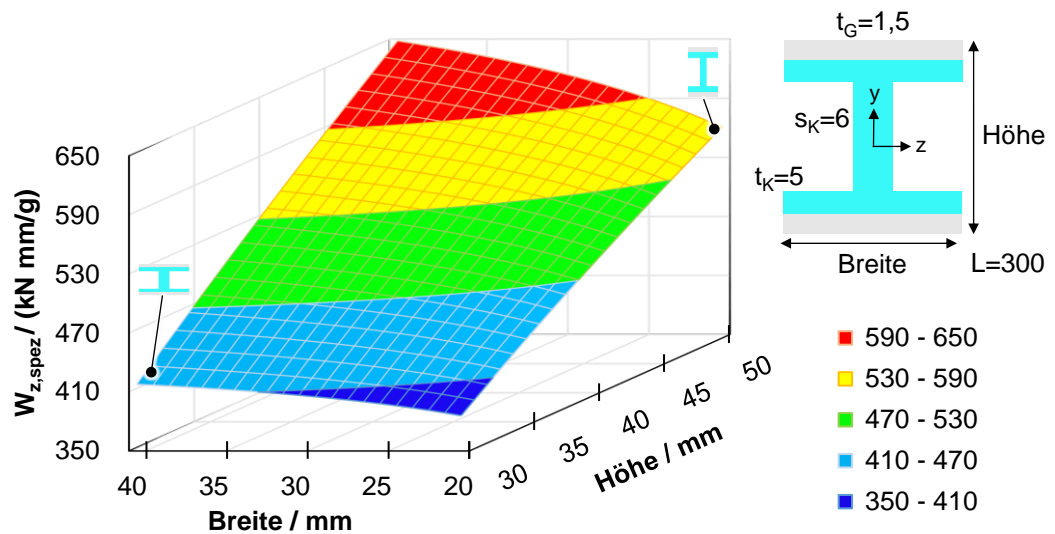


Bild 4.4 Massennormierte Biegefestigkeit eines hybriden Doppel-T-Profils in Abhängigkeit der Breite und Höhe bei konstanter Dicke von Metallgurt (t_G), Kerngurt (t_K) und Steg (s_K). Das Gurtmaterial ist Stahl.

Die Höhe des Balkens wird in dieser Untersuchung auf 50 mm begrenzt, da sie in Verbindung mit der Balkenlänge die projizierte Pressfläche beeinflusst. Unter Berücksichtigung der maximal verfügbaren Presskraft und der aus der Literatur bekannten Werkzeuginnendrucke beim Fließpressen wird somit die Obergrenze für die projizierte Pressfläche definiert. Die Breite des Balkens wird auf 40 mm begrenzt, um die Fließtiefe für den Gurtbereich der Kernstruktur sowie für die Verstärkungsrippen zu begrenzen. In dieser Konfiguration trägt die Kernstruktur 11 % zur Gesamtsteifigkeit bei, während der große Teil (89 %) auf die Metallgurte zurückzuführen ist.

Als weitere Bemessungsgrundlage gilt die Schubbeanspruchung der Grenzschicht zwischen Kern und Gurt. Diese wird durch eine Biegebeanspruchung hervorgerufen, die durch die Querkraft Q induziert wird. In Anlehnung an das Schubwandträgermodell für Sandwichstrukturen von HOLSCHUH lässt sich die Schubspannung $\tau_{yx,Grenz}$ zwischen Gurt und Kern näherungsweise berechnen [126]. Die getroffenen Annahmen dazu lauten:

- Die Beanspruchung von Kern und Gurten ist linear elastisch,
- die Gurte sind eben, parallel und weisen eine geringe Biegesteifigkeit auf und
- die Kernstruktur wird unter der Querkraft nicht komprimiert und überträgt Schubkräfte.

Die Schubspannung in der Grenzschicht zwischen Gurt und Kern wird mit

$$\tau_{yx,Grenz} = \frac{Q}{B_z} \cdot E_G \cdot \frac{h_m \cdot t}{2} \quad (4-3)$$

berechnet. Dabei wird die Biegesteifigkeit B_z des Hybridbalkens (vgl. 3-1), das Elastizitätsmodul E_G des Gurtmaterials, der mittlere Abstand der Gurte h_m und die Gurtstärke t berücksichtigt.

Aus der Formel 4-3 gehen die Einflüsse auf die Schubbeanspruchung der Grenzschicht hervor. Unterschiedliche Belastungssituationen der Grenzschicht können durch die Wahl des Materials und der Dicke der Gurte hervorgerufen werden. In Anlehnung an die häufig eingesetzten Metallbleche in Fahrzeugkarosserien werden Gurte aus Stahl ($t_{G,ST} = 1,5 \text{ mm}$) und Aluminium ($t_{G,AL} = 3,0 \text{ mm}$) verwendet. Materialeitig wird nicht nur die Biegesteifigkeit über den E-Modul verändert, sondern auch die maximale Querkraft durch die Festigkeit der Gurte. Werden demnach zwei Hybridbalken mit verschiedenen Gurten bis an die Festigkeitsgrenze (vgl. Tabelle 4-1) belastet, ergeben sich unterschiedliche Schubspannungen in der Grenzschicht (vgl. Bild 4.5). Im Gültigkeitsbereich des analytischen Ansatzes wird die Dehngrenze des Gurtmaterials als Festigkeitsgrenze definiert.

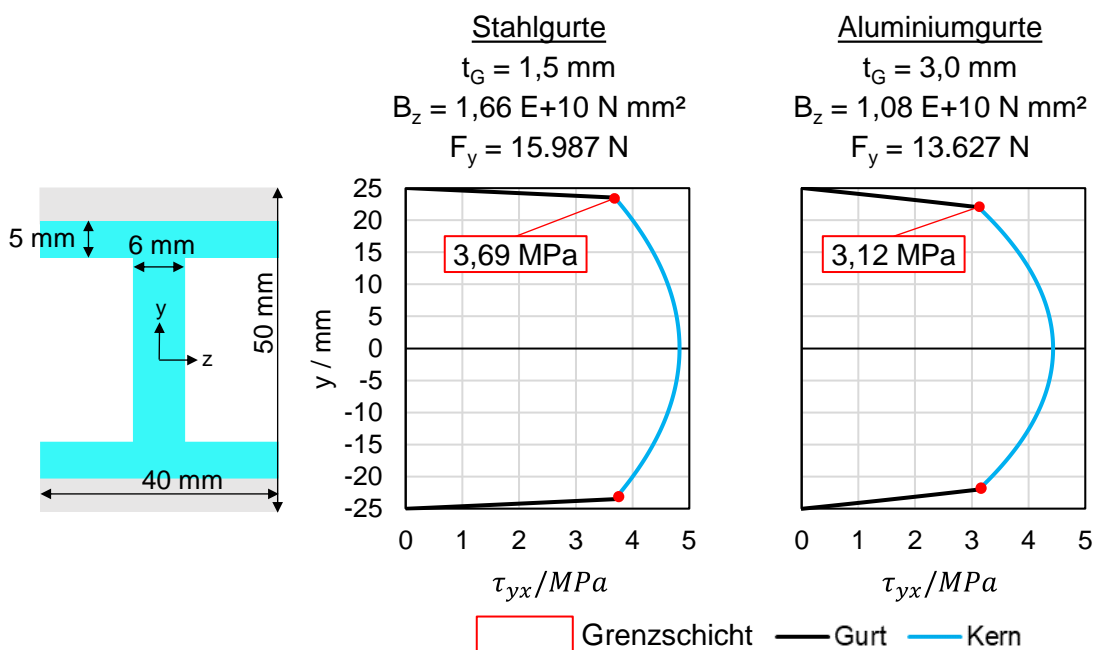


Bild 4.5 Einfluss der Dicke und des Materials der Gurte auf die Schubbeanspruchung des Hybridbalkens und insbesondere der Grenzschicht. Zugrunde liegende Festigkeitsgrenzen sind für Stahl $R_{e,ST} = 380 \text{ MPa}$ und Aluminium $R_{e,AL} = 130 \text{ MPa}$

Die berechneten Schubspannungen liegen unterhalb der konventionell erreichbaren Zug-Scherfestigkeit von Haftvermittlern. Demnach sollten die Hybridbalken bis zur plastischen Verformung kein Grenzschichtversagen aufweisen. Die bei weiterer Belastung einsetzende Kaltverfestigung der Metallgurte sowie ein mögliches Versagen der Kernstruktur können zu einer Steigerung der Schubbeanspruchung und somit zu adhäsivem Versagen führen. Ebenso kann der Einsatz von Gurtmaterialien mit höherer Festigkeit zu höheren Schubbeanspruchungen führen. Demnach ist der entwickelte Versuchsträger einer Schubbeanspruchung des zu charakterisierenden Verbundbereichs ausgesetzt und kann im Bauteilversuch Aufschluss über die erzielbaren Festigkeiten liefern.

Weiterhin können aus dem Verbundbereich Schubprobenkörper entnommen werden, um die Scherfestigkeit zu ermitteln.

Der Kern wird aus dem GMT „S153A248-M1“ der *Firma Mitsubishi Chemical Advanced Materials Composites AG* hergestellt. Dabei handelt es sich um Polypropylen mit einer Schnittglasfasermatten-Verstärkung. Das PP weist zudem mineralische Füllstoffe u. a. als Nukleierungsmittel auf, um die Kristallisation zu beschleunigen und den Kristallinitätsgrad zu steigern. Der relative Fasermassenanteil im GMT beträgt 52 %. Die Glasfasern sind in der Plattenebene willkürlich verteilt und durch einen Vernadelungsprozess über die Plattendicke miteinander verhakt. Dadurch weist das GMT gute Fließeigenschaften bei homogener Faserverteilung und hohen mechanischen Eigenschaften auf. Die mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 4-1 dargestellt.

Für die Gurte werden zwei unterschiedliche Konfigurationen eingesetzt, die sich im Werkstoff und der Dicke unterscheiden. Werkstoffseitig wird jeweils eine Stahl- und Aluminiumlegierungen ausgewählt, um die unterschiedlichen Charakteristika der zwei häufig eingesetzten Werkstoffgruppen abzubilden. Dabei werden für den Automobilbau typische Legierungen ausgewählt, um den späteren Ergebnistransfer zu ermöglichen.

Tabelle 4-1 Physikalische und mechanische Eigenschaften der eingesetzten Werkstoffe

Eigenschaft		GMT [127]	EN AW-5754 H22 [128–130]	HX340LAD +Z100 [131]
Dichte	ρ / (g/cm ³)	1,40	2,66	7,85
Dehngrenze	$R_{p0,2}$ / MPa		166-190	376
Zugfestigkeit	R_m / MPa	145,50	235-251	448
Zug E-Modul	E / GPa	8,60	70	210
Bruchdehnung	A / %	2,30	13,9-15,0	23,1

Zum einen werden die Gurte aus dem mikrolegierten Stahl HX340LAD mit beidseitiger Zinkauflage (+Z100 MBO) und 1,5 mm Dicke hergestellt. Der mikrolegierte Stahl zeichnet sich durch die hohe Kaltumformbarkeit aus und wird für den Hybridbalken eingesetzt, um mit dem großen plastischen Bereich hohe Durchbiegungen zu ermöglichen. Die zweite Konfiguration der Gurte besteht aus der naturharten Aluminiumlegierung EN AW-5754 H22. Der kaltverfestigte und rückgeglühte Zustand der Aluminiumlegierung verfügt über ein hohes Potential der Festigkeitssteigerung durch Kaltverfestigung und weist gegenüber dem Stahl geringere Bruchdehnung auf. Durch die geringere Dichte der Aluminiumlegierung kann die Gurtdicke erhöht werden, um die geringeren mechanischen Eigenschaften gegenüber der Stahllegierung zu kompensieren und gleichzeitig eine niedrigere Gesamtmasse aufzuweisen. Aufgrund der überwiegenden Zugbeanspruchung der Metallgurte wird die Dicke des Aluminiumgurts derart vergrößert, sodass die Zugkraft bei einsetzender plastischer Verformung beider Metallgurte gleich ist. In Bild 4.6 ist ein

Diagramm dargestellt, das die Zugbeanspruchbarkeit der beiden Metallgurte vergleicht. Die Kraft-Dehnungskurve ist aus den Spannungs-Dehnungs-Werten (vgl. Tabelle 4-1) und der Gurtquerschnittsfläche (Breite B , Dicke t) konstruiert.

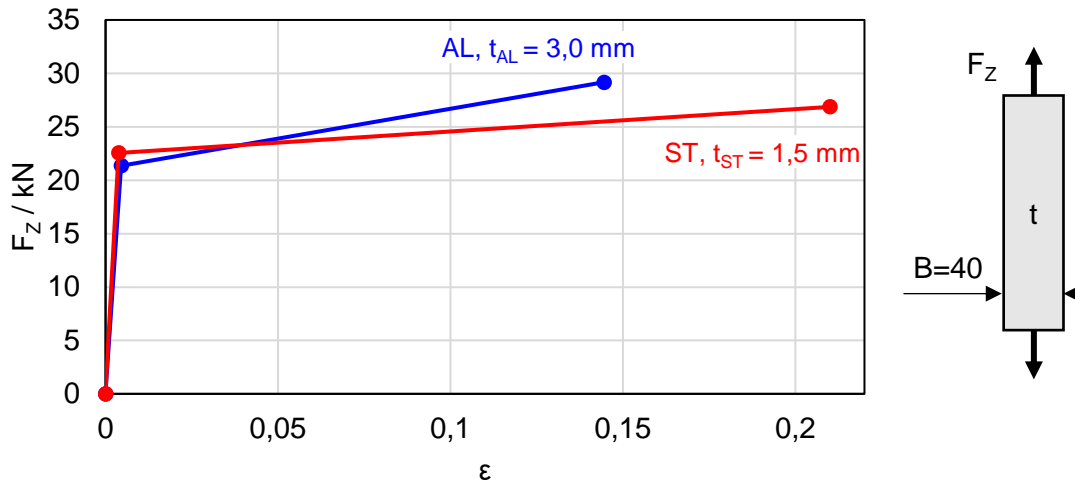


Bild 4.6 Vergleich der Gurteigenschaften unter Zugbeanspruchung für die gewählte Stahl- (ST) und Aluminiumlegierung (AL)

Aus dem Diagramm geht hervor, dass der Aluminiumgurt mit einer Dicke von 3 mm annähernd die Zugbeanspruchbarkeit bis zur plastischen Verformung des Stahlgurts erreicht. Die Differenz der Zugkräfte F_Z bei Erreichen der jeweiligen Materialdehngrenzen ist mit den kommerziell verfügbaren Platinendicken t nicht weiter zu reduzieren. Auffällig ist, dass die Zugkraft bei Erreichen der Materialzugfestigkeit des Aluminiumgurts höher ist als die des Stahlgurts. Zudem steigt die Zugkraft bei dem Aluminiumgurt im plastischen Bereich stärker an.

Die Metallbleche werden mit dem folienförmigen Haftvermittler COX 391 (A21.4500) von der nolax AG beschichtet. Der Haftvermittler basiert auf Polypropylen und wird in diesem Anwendungsfall mit einer Schichtdicke von 0,1 mm eingesetzt. Mittels Flachbettkaschierung wird der Haftvermittlerfilm auf die Metallbleche aufgebracht und kann anschließend in allen thermoplastischen FKV-Verarbeitungsverfahren zur Hybridisierung eingesetzt werden. Auf Aluminium und Stahl mit PA6 und PP erzielt der Haftvermittler eine Zugscherfestigkeit von 12 MPa im *Single-Lap-Joint*-Test nach DIN EN 1465 [132, 133].

4.2 Entwicklung des Fließpresswerkzeugs

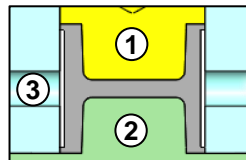
Das Fließpresswerkzeug besteht aus einem Unter- und einem Oberwerkzeug und ist elektrisch temperiert. Die zylindrischen Heizpatronen mit einer Gesamtleistung von 4 kW sind symmetrisch in beiden Werkzeughälften nahe der Kavität und des Stempels angeordnet. Als Temperatursensoren werden Mantelthermoelemente vom Typ J verwendet.

Im Unterwerkzeug befindet sich die Kavität, in der sämtliche Einleger platziert werden. Die Lasteinleitungshülsen werden auf vertikalen Kernstiften aufgefädelt. Die seitlichen Gewindeelemente werden hingegen durch horizontale Dorne aufgenommen, die mittels Hydraulikzylinder in Position gehalten und vor dem Auswerfen des Bauteils aus der Kavität bewegt werden. Die Metallgurte werden seitlich an der Kavitätswand durch Anschläge positioniert und durch Unterdruck fixiert. Die Vakuumfixierung erfolgt über jeweils vier Ansaugkanäle von außen und verhindert das unvorhersehbare Verschieben der eingelegten Metallbleche während des Pressprozesses. Gegenüber einer mechanischen Fixierung durch Klammern hat die Vakuumlösung den Vorteil, dass keine zusätzlichen Halter in der Kavität notwendig sind. Durch zwei Vakuumejektoren werden die beiden Fixierungen unabhängig voneinander betrieben.

Das Unterwerkzeug verfügt zudem über eine Auswerfereinheit, die mit einer gemeinsamen Platte vier Auswerferstifte im Bereich der unteren Rippen und drei Auswerferhülsen über den Kernstiften bewegt.

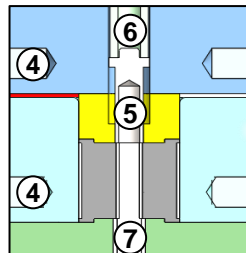
Schnittebene y-z

- 1) Stempel
- 2) Kavität
- 3) Vakuumfixierung



Schnittebene y-z

- 4) Heizpatronen
- 5) Abdeckstift
- 6) Druckfeder
- 7) Kernstift



Schnittebene x-z

- 8) Hydraulikzylinder
- 9) Aufnahmedorn

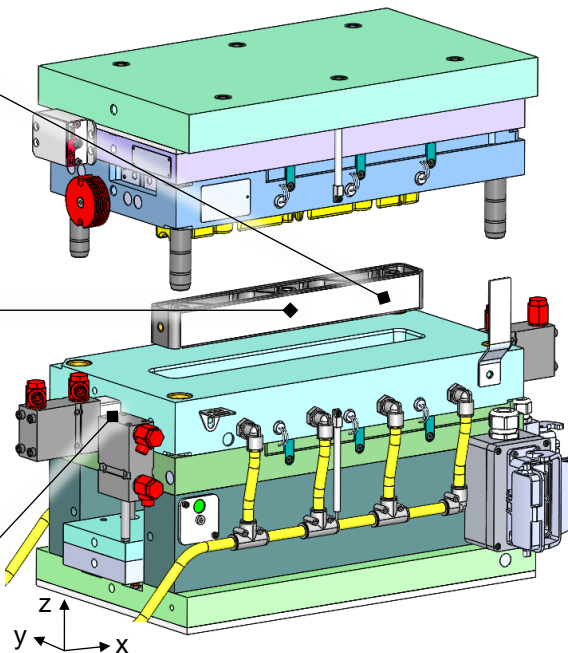
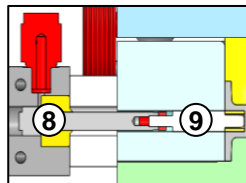


Bild 4.7 Darstellung des Werkzeugaufbaus anhand von Schnittansichten im geschlossenen Zustand (links) und einer Explosionsansicht (rechts)

Im Oberwerkzeug befindet sich der Stempel, der über eine Tauchkante in die Kavität eintaucht. Der Stempel enthält drei federgelagerte, voreilende Abdeckstifte, die während des Presshubs zunächst die Hülsen kontaktieren und somit das Eindringen von GMT verhindern. Das erspart die spanende Nacharbeit, um die Hülsen frei zu bohren. Der Stempel nimmt zudem jeweils zwei Druck- und Temperatursensoren auf, mit denen der Pressprozess überwacht und gesteuert werden kann. Die Temperatursensoren im Stempel sind geerdete Einschraubthermoelemente vom Typ K und weisen eine kleine Messspitze ($\varnothing 1,5$ mm, Länge 2 mm) auf, die in die Oberfläche der GMT-Struktur eindringt. Somit kann die oberflächennahe Temperatur des GMT mit schnellem

Temperaturaufnahmeverhalten gemessen werden. Die Temperatursensoren besitzen einen Messbereich von -40 °C bis 1.000 °C mit einer Messgenauigkeit von $1,5\text{ °C}$. Der Druck wird mit piezoelektrischen Sensoren aufgezeichnet, deren Messmembran ($\varnothing 4,0\text{ mm}$) tangential zur Werkzeugoberfläche ist. Die Drucksensoren weisen einen Messbereich von 0 bar bis 2.000 bar auf mit einer Messgenauigkeit von $0,14\text{ \%}$. Jeweils ein Temperatur- und Drucksensor befinden sich im vordersten Teil des Stempels (T_1 , P_1), um den Beginn des Pressprozesses und die Temperatur sowie den Druck im Steg der Kernstruktur aufnehmen zu können. Ein weiteres Sensorpaar (T_2 , P_2) befindet sich mittig in der Rippenspitze. Anhand dieser Signale kann zum einen das Ende der Formfüllung ausgemacht und zum anderen auf die Druckverteilung zwischen Steg- und Rippenbereichen geschlossen werden. Die Messung wird durch einen außen am Werkzeug angebrachten Näherungsschalter automatisch gestartet, sobald das Werkzeug schließt.

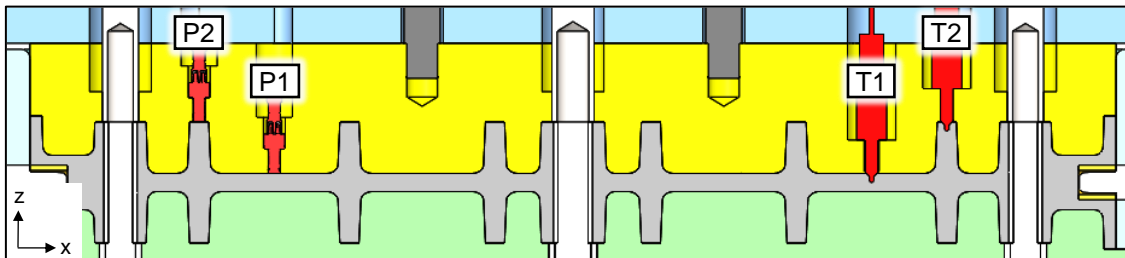


Bild 4.8 Schnittansicht vom geschlossenen Werkzeug mit Kennzeichnung der Sensorpositionen im Stempel (P: Drucksensor, T: Temperatursensor)

4.3 Aufbau der instrumentierten Produktionsanlage

Die Produktionsanlage besteht aus einem Umluftofen, einer hydraulischen Presse, der Pneumatik- und Hydraulikeinheit sowie dem elektrischen Heizregler für das Fließpresswerkzeug. In dem Umluftofen werden die GMT-Zuschnitte, auf einem feinmaschigen Gitter liegend, erwärmt. Ebenfalls im Ofen vorhanden ist eine Vorkompaktiereinheit, mit der die Zuschnitte vor dem Transfer zu einem handhabbaren Materialeinleger verbunden werden. Die Vorrichtung ist aus Stahl gebaut und besteht aus einer Grundplatte, drei Führungssäulen als Stapelhilfe sowie einer Pressplatte, die manuell auf den Zuschnittstapel gedrückt wird.

Das Fließpresswerkzeug ist in einer hydraulischen Oberkolbenpresse in Viersäulenbauweise montiert. Die hydraulischen Zylinder innerhalb des Fließpresswerkzeugs werden durch ein separates Hydraulikaggregat versorgt und über Wegeventile betrieben. Zwei pneumatische Vakuumejektoren, geschaltet durch ein Wegeventil, versorgen die Metallgurtfixierung im Werkzeug mit Unterdruck. Die Temperierung des Werkzeugs erfolgt mit einem elektrischen Heizregler.

Die Erwärmung der Metallgurte und insbesondere der Haftvermittlerschichten erfolgt allein über den Kontakt zum temperierten Fließpresswerkzeug. Dadurch kann eine zusätzliche Vorrichtung/Apparatur zur Erwärmung der Metallgurte substituiert werden. Zudem

kann somit die Temperatur der Haftvermittlerschicht konstant und präzise eingestellt werden, wenn die Metallgurte ausreichend lange vor dem Pressprozess eingelegt sind und einen wärmetechnischen Gleichgewichtszustand erreichen. Auf eine externe Erwärmung der Metallgurte mit schnellem (automatisiertem) Transfer in das Werkzeug wurde aufgrund der erhöhten Prozesskomplexität verzichtet.

Um den Produktionsprozess zu überwachen, sind diverse Sensoren innerhalb und außerhalb des Fließpresswerkzeugs installiert (vgl. Bild 4.9). Damit werden die aus der Literatur bekanntermaßen einflussreichen Prozessgrößen wie Temperatur und Druck aufgenommen. Im Anschluss an die Bauteilherstellung und -charakterisierung können die Einflüsse der Prozessgrößen auf die Zielgrößen der Hybridbalken analysiert werden.

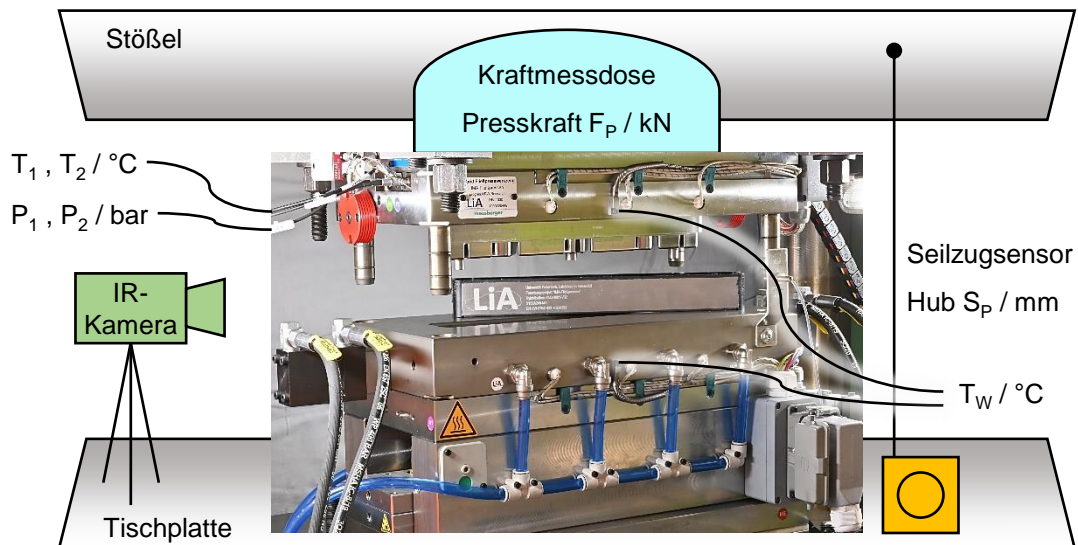


Bild 4.9 In der Presse eingebautes Fließpresswerkzeug mit skizzierten Sensorpositionen

Mit den in Kapitel 4.2 vorgestellten Temperatur- (T_1 , T_2) und Drucksensoren (P_1 , P_2) kann der Fließ- und Erstarrungsvorgang des GMT innerhalb der Kavität analysiert werden (Werkzeuginnentemperatur / -druck). Die Sensorsignale werden durch ein kombiniertes Messverstärker- und Datenaufnahmegerät aufgezeichnet. Mit demselben Datenaufnahmegerät werden die Presskraft (F_P) und der Hub (S_P) zeitsynchron aufgenommen. Zwei parallel zueinander angeordnete, piezoelektrische Kraftmessdosen befinden sich zwischen Werkzeugoberteil und Stößel der Presse. Die Signale der Kraftmessdosen werden summiert, separat verstärkt und an das Datenaufnahmegerät weitergeleitet. Die Kraftmessdosen weisen jeweils einen Messbereich bis 500 kN mit einer Messgenauigkeit von 1 % auf. Der Seilzugsensor ist zwischen der Tischplatte und dem Stößel der Presse eingebaut, um den Presshub zu ermitteln. Der Seilzugsensor weist einen Messbereich bis 1.000 mm bei einer Genauigkeit von 0,15 % auf. Die Werkzeugtemperatur T_W wird sowohl im Unter- als auch im Oberwerkzeug an den jeweiligen Formplatten gemessen und dient als Regelgröße für die Werkzeugtemperierung.

Anhand der Presskraftmessung können die Signale der Werkzeuginnendrucksensoren zusätzlich analysiert und interpretiert werden. Der Werkzeuginnendruck und die Presskraft sind gemäß dem folgenden Zusammenhang proportional zueinander.

$$F_P = \int_A P \, dA \quad (4-4)$$

Der Druck wird über die projizierte Fläche A der Kavität integriert.

Mit der Analyse des Presshubs können die Druck- und Temperatursignale positionsabhängig analysiert werden. Zudem können die Schließgeschwindigkeit und der untere Totpunkt ausgewertet werden, was einen Rückschluss auf die Bauteilmasse ermöglicht.

Anhand der Infrarotmessung wird die Einlegetemperatur des GMT ermittelt. Weil der Transfer des Materials manuell erfolgt und die heiße Masse an der Raumtemperatur schnell abkühlt, spielt die Dauer dieses Transfers eine große Rolle in Bezug auf die Temperatur beim Verpressen und Fügen der Hybridstruktur. Um diesen Störeinfluss während des Prozesses aufzunehmen, wird die Materialtemperatur bis kurz vor dem Schließen des Werkzeugs berührungslos aufgenommen. Dazu wird in der Aufnahme der Infrarotkamera ein Messfeld im Bereich der Kavität eingerichtet, das den Emissionskoeffizienten von 0,94 verwendet und die Maximaltemperatur des Messfeldes extrahiert. Bei den Messungen der Infrarotkamera ist ein Messbereich von 0 °C bis 250 °C mit einer Genauigkeit von 2 % gewählt.



Bild 4.10 IR-Kamera-Aufnahme von dem eingelegten GMT kurz vor Schließen des Werkzeugs. Auswertung der Maximaltemperatur innerhalb des quadratischen Messfeldes.

5 Herstellung der Hybridbalken

Die Herstellung der Hybridbalken wird in diesem Kapitel beschrieben. Dazu werden zunächst der allgemeine Prozessablauf und die Parametereinstellungen der Fließpressanlage beschrieben. Ebenso werden die gewählten Parametereinstellungen erläutert und es wird auf verschiedene Konfigurationen der Hybridbauteile sowie der Werkzeugtemperatur eingegangen. Im Weiteren werden die während des Prozesses durchgeführten Messungen dargestellt. In diesem Zusammenhang wird die Methodik der Kennwertermittlung zum Herstellprozess erläutert. Diese Kennwerte dienen in den Kapiteln 7 und 8 der Korrelation zu den mechanischen Eigenschaften.

5.1 Prozessablauf und Parametereinstellungen

Vor dem eigentlichen Fließpressprozess werden die zu verarbeitenden Materialien aus Halbzeugen zu Vorprodukten verarbeitet. Abgesehen von den zwei Gewindeelementen, die als Normteile zugekauft werden, zählen die Lasteinleitungshülsen, die Metallgurte und die GMT-Einleger als Vorprodukte.

Die Lasteinleitungshülsen werden aus Stangenmaterial drehtechnisch bearbeitet. Die Bohrung wird in H7-Passqualität ausgeführt, um zum einen die Positionstreuung beim Einlegen in das Fließpresswerkzeug und zum anderen die spielfreie Lasteinleitung im Endprodukt zu gewährleisten. Zusätzlich wird die Mantelfläche mit einem Gewinde versehen. Dadurch entsteht eine in axialer Richtung hinterschnittige Oberfläche, die im Fließpressprozess zusätzlich eine formschlüssige Verbindung mit dem GMT-Kern erzeugt.

Die Metallgurte werden unabhängig vom Material (Stahl/Aluminium) in zwei Prozessen vorbereitet. Zunächst werden die Metallplatten bei der *nolax AG* in der Schweiz mit dem Haftvermittlerfilm beschichtet. Bei der Flachbettkaschierung werden die Metallplatten und der Haftvermittlerfilm durch zwei Teflonbänder aufeinander gepresst und durchlaufen dabei zunächst eine Heiz- und anschließend eine Kühlzone [133]. Vor Beschädigung und Verschmutzung ist die Haftvermittlerschicht während des Transports und der Weiterverarbeitung durch ein Silikonpapier geschützt, das unmittelbar vor dem Fügeprozess entfernt wird. Nach dem Beschichtungsprozess werden die Metallplatten mit einer Tafelschere auf das Einlegemaß (40 mm x 340 mm) zugeschnitten.

Die GMT-Einleger werden durch Wasserstrahlschneiden aus einer 4,8 mm dicken Platte entnommen. Im Anschluss werden die Einleger mit Isopropanol gereinigt und an der Umgebungsluft getrocknet. Die Außenkontur der Einleger orientiert sich an der Größe der Kavität (vgl. Bild 5.1). Zudem befinden sich drei kreisförmige Ausschnitte im Bereich der Lasteinleitungshülsen, sodass die GMT-Zuschnitte im Fließpresswerkzeug nicht auf den Hülsen bzw. Kernstiften aufliegen.

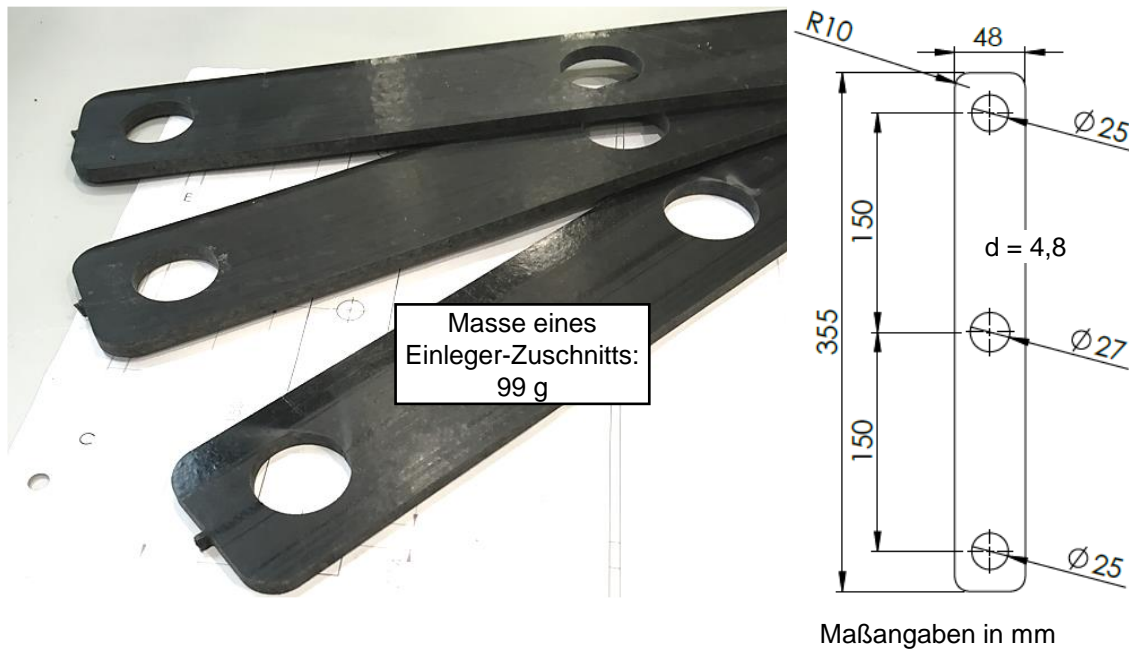


Bild 5.1 Wasserstrahlgeschnittene GMT-Einleger (links) und Maße des Zuschnitts (rechts)

Für die Untersuchungen werden drei Konfigurationen der Hybridbalken hergestellt. Diese unterscheiden sich im Bereich der Gurte durch die Materialwahl. Für die Konfiguration „GMT“ werden keine zusätzlichen Metallgurte eingesetzt, sodass sich die GMT-Kernstruktur bis zu den Außenflächen des Hybridbalkens erstreckt. Diese Konfiguration soll zur Analyse der GMT-Oberflächenqualität und als Referenz bei der mechanischen Charakterisierung dienen.

Bei den Konfigurationen „GMT + Stahlgurte“ (GMT+ST) und „GMT + Aluminiumgurte“ (GMT+AL) werden entsprechend zwei Stahlgurte ($t_{ST}=1,5$ mm) bzw. Aluminiumgurte ($t_{AL}=3,0$ mm) eingesetzt. Dadurch unterscheiden sich wiederum die einzulegenden GMT-Mengen, die aus Tabelle 5-1 hervorgehen. Vor dem Fließpressprozess werden die GMT-Zuschnitte gewogen und bei Abweichungen durch kleine, rechteckige Zuschnitte aufgefüllt, um die Zielmasse exakt einzuhalten. Diese zusätzlichen Zuschnitte werden auf dem Materialstapel zwischen den Aussparungen für die Hülsen platziert.

Für die Konfiguration „GMT“ werden fünf Zuschnitte und etwaiges Auffüllmaterial verwendet. Für die Konfigurationen GMT mit Stahl- und Aluminiumgurten werden jeweils vier Zuschnitte und Auffüllmaterial eingelegt.

Tabelle 5-1 Konfigurationen der hergestellten Hybridbalken und entsprechende Einlegemassen

Konfiguration	Masse / g			
	GMT	Metallgurte	Funktionselemente	Gesamt
GMT	532	-	24	556
GMT+ST	451	320	24	795
GMT+AL	403	218	24	645

Der Fließpressprozess lässt sich unabhängig von der gewählten Hybridbalkenkonfiguration in vier Phasen untergliedern (vgl. Bild 5.2).

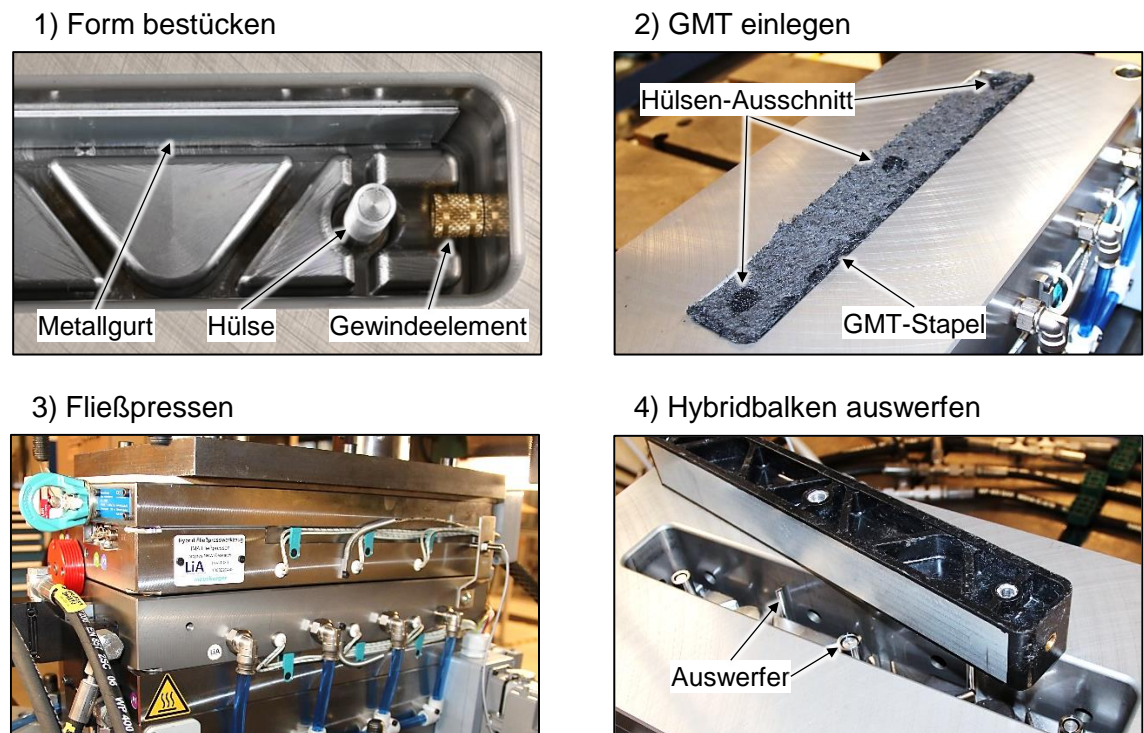


Bild 5.2 Vier Phasen des Fließpressprozesses bei der Hybridbalkenherstellung

In der ersten Phase werden die Metalleinleger im Fließpresswerkzeug aufgenommen. Die zwei Gewindeelemente werden manuell auf die Aufnahmedorne und die drei Hülsen auf die Kernstifte gesteckt. Die Metallgurte werden mit der haftvermittlerbeschichteten Seite nach innen zeigend in der Form platziert und an die Kavitätswand angelegt. Anschließend wird die Vakuumfixierung eingeschaltet.

Durch den Kontakt zum temperierten Werkzeug werden die Metallgurte erwärmt. Die Temperatur der Metallgurte ist demnach an die Werkzeugtemperatur gekoppelt und wird dadurch im weiteren Verlauf der Untersuchung variiert (vgl. Tabelle 5-2). Die Metallgurte werden drei Minuten vor dem Pressvorgang in das Werkzeug eingelegt, wodurch immer die Gleichgewichtstemperatur erreicht wird.

Die zweite Phase kennzeichnet den Einlegevorgang des GMT. Die GMT-Zuschnitte werden zuvor in einem Umluftofen, nebeneinander liegend, bei 250 °C für 10 Minuten vorgeheizt. Nach der Aufheizzeit werden die Zuschnitte gestapelt und in dem Ofen mithilfe einer Vorkompaktiereinheit zu einem handlichen Einleger verbunden. Die Vorkompaktiereinheit befindet sich ebenfalls während des Aufheizvorgangs in dem Umluftofen, so dass es zu keiner Abkühlung der GMT-Einleger kommt. Der Einleger wird anschließend in die Kavität transferiert.

In der dritten Phase wird das Werkzeug geschlossen und der GMT fließgepresst. Das Werkzeug wird durch die Hydraulikpresse zunächst mit konstanter Geschwindigkeit geschlossen. Nachdem der Stempel in die Kavität eintaucht und ein Widerstand durch die Materialkompression entsteht, wird die Schließbewegung verzögert. Daraufhin wird die Presskraft konstant gehalten, bis die Haltezeit abgelaufen ist. Diese richtet sich nach der eingestellten Werkzeugtemperatur, weil dadurch die Erstarrungsgeschwindigkeit des GMT beeinflusst wird.

Die vierte Phase beinhaltet das Öffnen des Werkzeugs und das Auswerfen des Hybridbalkens. Bevor die Auswerfereinheit betätigt wird, werden die Aufnahmedorne der Gewindeelemente zurückgefahren und die Unterdruckfixierung ausgeschaltet.

Die eingestellten Prozessparameter sind in Tabelle 5-2 zusammengefasst. Die Einstellungen wurden in Anlehnung an die in der Literatur bereits durchgeführten Prozessstudien gewählt. Die Werkzeugtemperatur und die dadurch eingestellte Metallgurttemperaturen wurden in drei Stufen iterativ variiert. Der Einfluss der Werkzeugtemperatur wurde zunächst optisch an der Oberflächenqualität der hergestellten GMT-Hybridbalken (Konfiguration 1 „GMT“) bewertet und anschließend auf die Konfigurationen 2) „GMT+ST“ und 3) „GMT+AL“ übertragen.

Tabelle 5-2 Zusammenfassung der Prozessparametereinstellungen bei der Herstellung der Hybridbalken

Prozessparameter		Wert
Werkzeugtemperatur	T_W / °C	80 / 100 / 130
Aufheizzeit Metallgurte in Werkzeug	$t_{H,M}$ / min	3
Ofentemperatur	T_O / °C	250
Aufheizzeit GMT in Ofen	$t_{H,GMT}$ / min	10
Geschwindigkeit Presshub	v_P / mm/s	30
Presskraft	F_P / kN	460
Haltezeit Presskraft	t_P / min	1 / 1,5 / 2

5.2 Prozessüberwachung

Der Herstellprozess wird vermessen, um die Einflüsse während der Probenfertigung auf die Bauteilqualität analysieren zu können. Aufgrund der Verkettung der größtenteils manuellen Vorgänge ist der Fertigungsprozess zeitlichen Schwankungen unterlegen. Durch eine schwankende Dauer des Einlegeprozesses vom GMT kühlt der Einleger unterschiedlich aus, wodurch insbesondere die Viskosität und die Kontakttemperatur an den Oberflächen der Metallgurte beeinflusst werden. Demnach wird eine parallele Messung wichtiger Prozessgrößen zur anschließenden Einflussanalyse durchgeführt. Über den gesamten Probenumfang wurden die folgenden Parameter gemessen:

- Materialmengen
- Werkzeuginnendrucke
- Werkzeuginnentemperaturen.

Im Verlauf der Arbeit wurden weitere Messungen eingeführt, um den Prozess besser analysieren zu können. Die zusätzlich gemessenen Prozessparameter sind

- die Metallgurttemperatur,
- der Unterdruck der Vakuumfixierung,
- die Transferzeit des GMT,
- die Temperatur des eingelegten GMT,
- die Presskraft und
- der Presshub.

Die Temperaturen der zum Beginn des Prozesses eingelegten Metallgurte werden mithilfe eines aufgeklebten Thermoelements (Typ K) gemessen. Aus Bild 5.3 gehen die Temperaturverläufe nach dem Einlegen und Unterdruckfixieren der Metallgurte in der Kavität hervor.

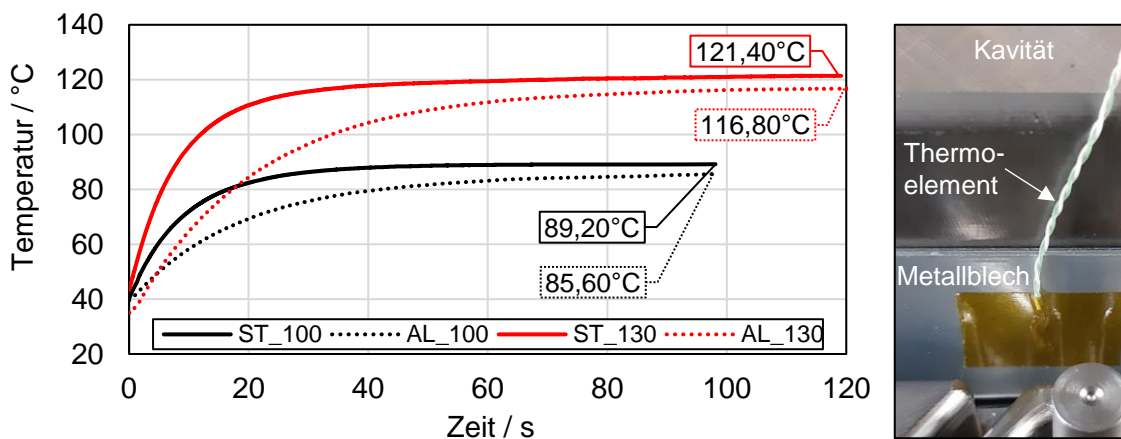


Bild 5.3 Temperaturaufnahme der Metallgurte nach dem Einlegen und Vakuumfrieren in der beheizten Kavität. Dargestellt sind repräsentative Temperaturverläufe von jeweils einem Stahl- (ST) und einem Aluminiumgurt (AL) bei den Werkzeugtemperaturen $T_W = 100\text{ °C}$ und $T_W = 130\text{ °C}$

Ersichtlich ist, dass sich die Blechtemperaturen bei einer Werkzeugtemperatur von 100 °C nach 90 s nicht mehr nennenswert ändern. Bei $T_W = 130\text{ °C}$ ist dieser Zustand nach 120 s erreicht. Weiterhin fällt auf, dass die Stahlgurte ($t_{ST} = 1,5\text{ mm}$) unabhängig von der Werkzeugtemperatur eine höhere Oberflächentemperatur als die Aluminiumbleche ($t_{AL} = 3,0\text{ mm}$) erreichen. Das ist zunächst widersprüchlich, weil der Wärmedurchgangskoeffizient U des Aluminiumgurts höher als der des Stahlgurts ist³.

$$U = \frac{\lambda}{t} \quad (5-1)$$

Der Wärmedurchgangskoeffizient stellt das Verhältnis aus der Wärmeleitfähigkeit λ und der Metallgurtdicke t dar und wird als Maß für die Temperaturentwicklung bei Kontaktwärmung gesehen. Dieser Kennwert lässt jedoch die weiteren Wärmeübertragungsformen der Strahlung und Konvektion außer Acht.

Der Energieverlust der Metallbleche durch die Wärmestrahlung ist von dem Emissionskoeffizienten und der abstrahlenden Oberfläche abhängig. Die unterschiedlichen Dicken der Metallbleche führen zu einem unterschiedlichen Flächengehalt der umlaufenden Schnittfläche, die wiederum nur einen geringen Anteil an der Gesamtoberfläche ausmacht. Unter Vernachlässigung dieses marginalen Flächenunterschieds ist für die Wärmestrahlung lediglich der Emissionskoeffizient ausschlaggebend. Dieser unterscheidet sich bei dem verzinkten Stahl und der Aluminiumlegierung laut Literatur jedoch kaum, sodass die unterschiedlichen Temperaturentwicklungen auch nicht auf das Emissionsverhalten zurückzuführen sind⁴.

³ $\lambda_{AL} = 150\text{ W/(m K)}$ [134], $\lambda_{ST} = 64\text{ W/(m K)}$ [135],

$U_{AL} = 5,0 \times 10^4\text{ W/(m}^2\text{ K)}$, $U_{ST} = 4,3 \times 10^4\text{ W/(m}^2\text{ K)}$

⁴ $\epsilon_{AL} = 0,09$ [136], $\epsilon_{ST} = 0,07 \dots 0,08$ [137].

Hingegen wird festgestellt, dass das Aluminiumblech aufgrund der größeren Dicke eine höhere Biegesteifigkeit aufweist und somit Unebenheiten der Blechoberfläche durch die Unterdruckfixierung schlechter ausgeglichen werden können. Insbesondere durch den vorangegangenen Tafelscherenbeschnitt weisen die Metallgurte eine leichte Unebenheit auf. Demnach ist der Wärmeübergang von Kavitätsoberfläche zu Aluminiumgurtoberfläche schlechter als bei dem Stahlgurt. Diese Feststellung wird durch die stichprobenartige Messung des Unterdrucks bestätigt, der bei den Stahlgurten durchschnittlich 0,8 bar und bei Aluminiumgurten 0,5 bar beträgt. Weiterhin wird durch die unebene Anlage der Aluminiumgurte die umliegende (kalte) Umgebungsluft von der Unterdruckfixierung angesaugt. Dadurch entsteht an den Aluminiumgurten zusätzlich Konvektion zur Umgebungsluft, wodurch die geringere Temperatur erklärt werden kann.

Der Einlegevorgang des GMT bis zum Schließen des Werkzeugs erfolgt manuell. Im ersten Schritt wird der Einleger vom Umluftofen in das Werkzeug transferiert. Dort wird der Einleger in die Kavität gelegt und über die Hülsen auf die Kernstiften gesteckt. Im Anschluss wird der Presshub gestartet und das Werkzeug geschlossen. Über diesen Vorgang kühlt der GMT-Einleger aus (vgl. Bild 5.4).

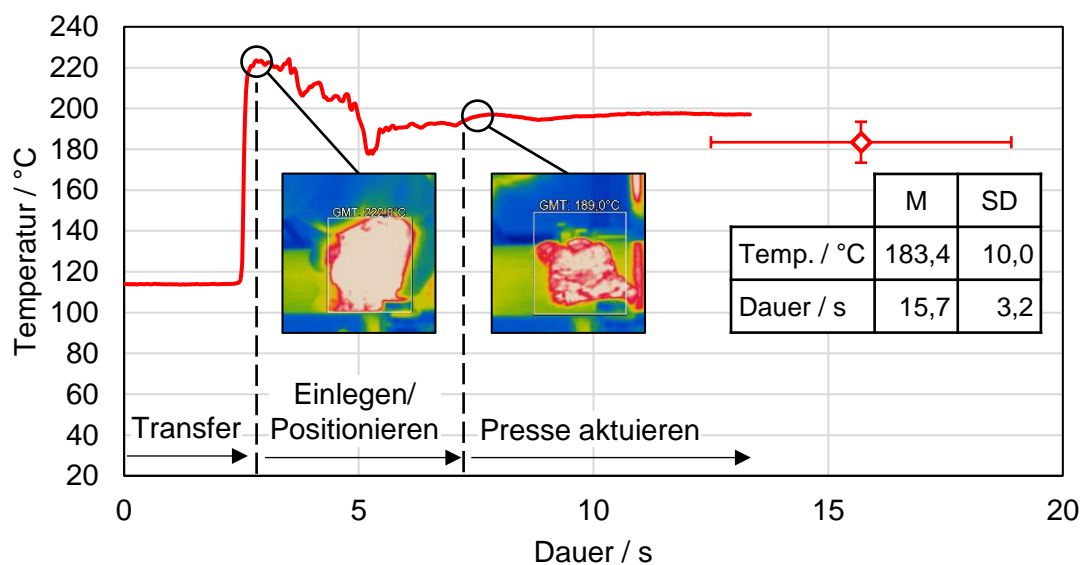


Bild 5.4 Infrarotmessung der GMT-Temperatur während des Einlegens. Dargestellt ist der repräsentative Verlauf einer Messung sowie der arithmetische Mittelwert (M) der Endpunkte aller Messungen. Über die Fehlerindikatoren ist die Standardabweichung (SD) abgebildet.

Die IR-Messung wird zeitgleich mit Beginn des GMT-Transfers gestartet. Während des Transfers wird eine Temperatur auf dem Werkzeug gemessen. Nach dem Transfer und sobald das Material in das Messfeld gelangt, wird die GMT-Materialtemperatur erfasst. Während des Einlegens und Positionierens kühlt das Material aufgrund des Kontakts zu den Handschuhen an der Oberfläche stark ab. Ein geringfügiger Temperaturanstieg direkt nach dem Einlegen und Positionieren ist auf die Erwärmung der kalten GMT-Oberfläche durch die höhere Kerntemperatur zurückzuführen. Während der langen

Schließphase „Presse aktivieren“ kühlt das Material an der sichtbaren Oberfläche nur geringfügig ab. Der Mittelwert und die Standardabweichung der zuletzt gemessenen GMT-Oberflächentemperatur vor dem Verpressen sind im Diagramm markiert. Hieraus geht die starke Schwankung des manuellen Einlegeprozesses und die davon beeinflusste Materialtemperatur hervor.

Die Messung von Presskraft und -hub sowie den Temperaturen und Drücken in der Kavität startet 40 mm vor dem Nenn-Schließmaß des Fließpresswerkzeugs und wird durch einen induktiven Näherungssensor ausgelöst. Anhand der aufgenommenen Daten kann der Fließpressvorgang analysiert und nachträglich mit den Eigenschaften der Hybridbauteile korreliert werden. In Bild 5.5 sind die Messergebnisse über einen exemplarischen Fließpressvorgang dargestellt.

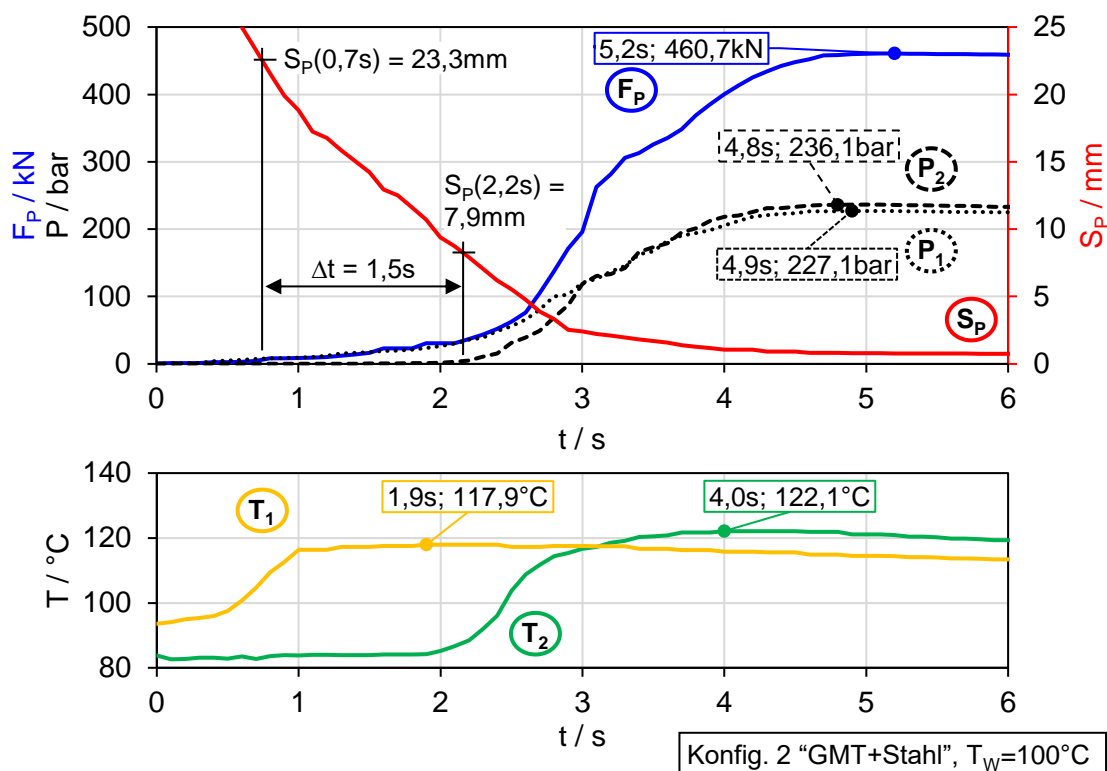


Bild 5.5 Messung am Anfang des Pressprozesses mit Kennzeichnung der jeweiligen Maxima. Dargestellt sind die Presskraft F_P , die Drücke P_1 , P_2 , der Presshub S_P und die Temperaturen T_1 , T_2

Zunächst schließt die Presse das Werkzeug mit konstanter Geschwindigkeit. Zu Beginn der Messung ($S_P=40\text{ mm}$) steigt die Temperatur in der vorderen Stegfläche des Stempels (T_1) an, weil der Stempel bereits im Kontakt mit dem aufgelofteten GMT ($d_{\text{ges,loft}}=57,6\text{ mm}$) ist. Trotz der hervorstehenden Messspitze des Temperatursensors liegt die maximale Temperatur ($T_{1,\text{max}}=117,9^\circ\text{C}$) deutlich unter der Schmelztemperatur von PP. Bekanntermaßen beeinflusst der Sensor bei der Temperaturmessung aufgrund der eigenen Erwärmung und der Wärmeleitung in das umgebende Werkzeug das Ergebnis [138]. Demnach ist diese Temperatur als Sensor- bzw.

Werkzeugwandtemperatur zu interpretieren und dient dem Vergleich unterschiedlicher Messungen, nicht jedoch der Bewertung des absoluten Ergebnisses.

Bei einem Schließmaß von 23,3 mm steigen die Presskraft und der Druck an der vordersten Stempelfläche (P_1) gleichzeitig an. An dieser Position sind die voreilenden Abdeckstempel in Kontakt mit den Aluminiumhülsen und der GMT annähernd bis auf die Ausgangsdicke der Halbzeugplatten ($d_{\text{ges}}=19,2$ mm) komprimiert. Bis der Druck ebenfalls in der Rippenspitze (P_2) ansteigt, werden demnach nur die gelofteten GMT-Einleger komprimiert, woraufhin der GMT auch die Rippenbereich füllt. Die einsetzende Rippenfüllung kann ebenfalls am Temperatursignal T_2 erkannt werden, das gleichzeitig mit dem zugehörigen Rippendruck P_2 ansteigt. Die Drücke in der vorderen Stegfläche (P_1) und der Rippenspitze (P_2) erreichen das gleiche Niveau, sobald die Kavität vollständig gefüllt ist. Anschließend erreichen die Presskraft und die Drücke ihre Maxima. Zu diesem Zeitpunkt stimmen die gemessenen Werkzeuginnendrucke und der nach Formel 4-4 berechnete Innendruck überein. Hierbei sind die nicht zum Innendruck beitragenden Federvorspannkräfte der Abdeckstifte durch die bekannten Federraten und den gemessenen Federweg (Presshub S_P) von der Presskraft F_P abgezogen. Es kann demnach von einer über die gesamte Kavität gleichmäßigen Druckverteilung ausgegangen werden. Diese Druckverteilung ändert sich jedoch über den Erstarrungsprozess, wie aus Bild 5.6 hervorgeht.

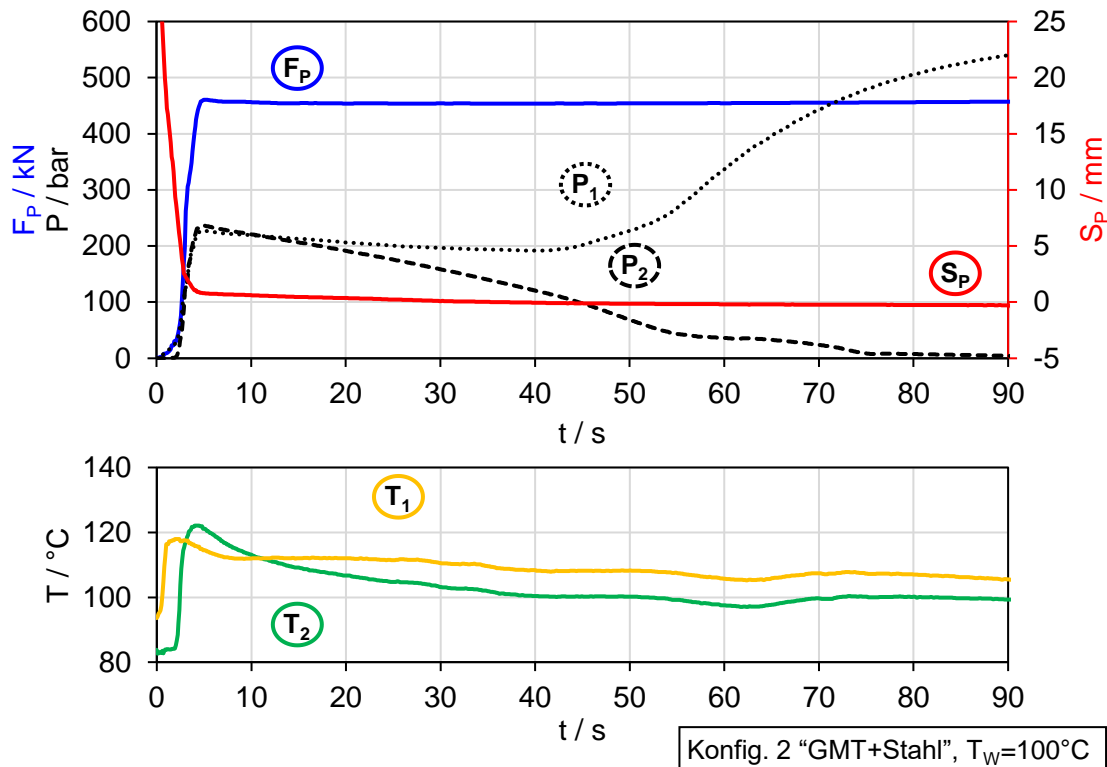


Bild 5.6 Oben: Messung der Presskraft F_P , des Werkzeugschließmaßes S_P und der Werkzeuginnendrucke P während der Herstellung eines „GMT+ST“-Hybridbalkens. Unten: Messung der Werkzeuginnentemperaturen.

Über die gesamte Prozessdauer (90 s bei Bild 5.6) lässt sich die Druck- und Temperaturentwicklung analysieren. Nach dem anfänglichen Kraft- und Druckanstieg bleibt die Presskraft F_P konstant, während die Werkzeuginnendrucke zunächst geringfügig abnehmen. Auffällig ist, dass P_2 anschließend deutlich stärker abnimmt und P_1 (ab $t=33,1$ s) erneut ansteigt. Der Druck P_2 wird bis zum Ende des Prozesses ($t=75$ s) komplett abgebaut und P_1 steigt auf ein globales Maximum an, das deutlich über dem anfänglichen lokalen Druckmaximum liegt. Zurückzuführen ist diese Druckumverteilung in den Bereich der Stegflächen auf die Schwindung der Rippen [139]. Ausgehend von einer gleichmäßigen Volumenschwindung des Materials, schwinden die Rippen deutlich stärker in Hubrichtung als die Stegbereiche, weil die Höhe der Rippen ein Vielfaches der Stegdicke beträgt. Dadurch lösen sich die Rippenbereiche von der Kavitätsoberfläche ab, während die konstante Presskraft nur noch über die Stegoberfläche verteilt wird und demnach zu steigendem Druck (P_1) führt (vgl. Bild 5.7).

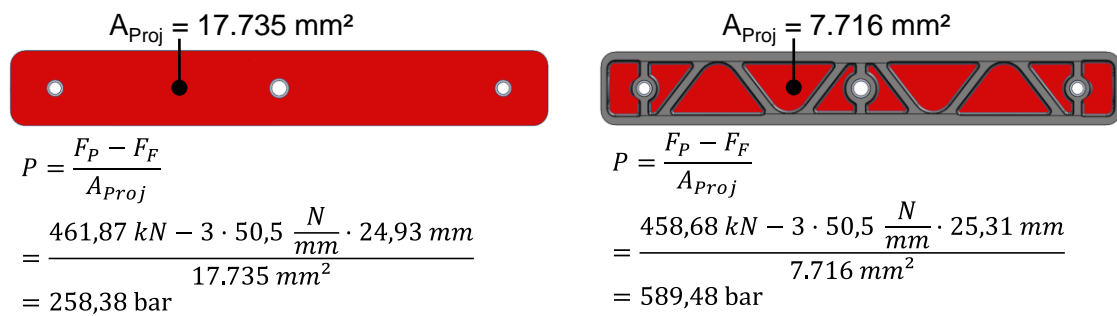


Bild 5.7 Vergleich der Druckverteilung zum Anfang und Ende des Fließpressprozesses anhand der projizierten Oberfläche A_{Proj} des gesamten Hybridbalkens (links) und der Stegfläche (rechts). Abgezogen wird die Federkraft F_F der Abdeckstifte, die auf den drei Aluminiumhülsen aufliegt.

Aus den kalkulierten Drücken bei den zugrunde gelegten Flächen lässt sich die Erklärung bestätigen. Der Druckverlauf von P_1 in Bild 5.6 nähert sich dem kalkulierten Druck auf Basis der projizierten Stegfläche an.

Die Schwindung der gesamten Struktur in Hubrichtung kann auch anhand des Schließmaßes S_P verfolgt werden, das über den Prozess langsam abnimmt. Zum Ende der Messung ist das Schließmaß negativ ($S_P = -0,28 \text{ mm}$), was auf eine Unterfüllung der Kavität deutet. Durch die Elastizität des gesamten Formwerkzeugs kann die resultierende Bauteilhöhe jedoch nicht präzise aus diesem Maß ermittelt werden, wodurch die Bewertung des Schließmaßes ausschließlich zu Vergleichszwecken dient.

Die Temperatursignale (T_1 und T_2) nehmen nach dem anfänglichen Maximum kontinuierlich ab. Die Temperatur in der Rippenspitze (T_2) sinkt im Vergleich zur Temperatur an der Stegoberfläche (T_1) stärker ab. Diese Beobachtung lässt sich mit den unterschiedlichen Wanddicken und Oberflächen-Volumen-Verhältnissen der gemessenen Bereiche erklären. Die Rippenspitzen weisen eine geringere Dicke (5 mm) auf als der Steg (6 mm), wodurch weniger Material mit entsprechend geringerer Wärmemenge vorliegt. Zudem steht die Rippenspitze in unmittelbarer Umgebung mit drei Werkzeugoberflächen in Kontakt, wodurch eine stärkere Wärmeabfuhr als in der deutlich größeren Stegfläche resultiert.

6 Angewandte Charakterisierungsmethoden

Im Folgenden werden die Methoden vorgestellt, mit denen die hergestellten Hybridbalken charakterisiert werden. Dabei wird zwischen Untersuchungen auf Proben- und Bauteilebene sowie zwischen zerstörenden und zerstörungsfreien Charakterisierungsmethoden unterschieden.

6.1 Druckscherversuch

Die Scherfestigkeit zwischen Metallgurt und GMT-Kern wird ermittelt, um einen möglichen Einfluss des Fertigungsverfahrens auf die Beanspruchbarkeit der Verbindung zu untersuchen. Dazu eignen sich grundsätzlich verschiedene in der Forschung etablierte Verfahren, die jedoch anwendungsbezogene Vor- und Nachteile aufweisen.

Der Scherzugversuch an einschnittigen Überlappungsverbindungen (engl.: *Single Lap Joint*, kurz: SLJ-Test) wird in der Norm DIN EN 1465 [140] sowie im Speziellen für FKV-Probenkörper in der Norm DIN 65148 [141] beschrieben. Dabei werden zwei starre Fügeteile, die über die Prüffläche miteinander verklebt/verbunden sind, durch eine Zugbeanspruchung voneinander abgesichert. Die aus dem Verbundbereich des Hybridbalkens entnommenen Proben werden dazu beidseitig mit einer Nut versehen. Nachteilig an diesem Verfahren ist, dass die exzentrische Lasteinleitung zum Verkippen der Probe führt und somit einen komplexen Beanspruchungszustand hervorruft, wodurch die Beanspruchbarkeit der Verbindung unterschätzt wird [142]. In Bezug auf die Charakterisierung des Hybridbalkens stellt die Probengröße durch die notwendigen Krafteinleitungsflächen einen weiteren Nachteil dar. Mit einer Länge von 187,5-200 mm und einer Breite von 25 mm könnte nur jeweils eine Probe aus einem Verbundbereich der Hybridbalken entnommen werden.

Der Biegeversuch an Balkenproben mit kurzem Auflagerabstand (engl. *Interlaminar Shear Test*, kurz: ILS-Test) wird in DIN EN ISO 14130 beschrieben [143]. Durch die Querkraftbeanspruchung wird in der Probe ein Schubversagen eingeleitet, wobei die maximale Querkraft ein Maß für die Scherfestigkeit darstellt [144]. Aufgrund der starken Abhängigkeit von Größe und Form der Probe sowie der undefinierten Scherebene lässt sich mit dem Verfahren nur eine scheinbare interlaminare Scherfestigkeit ermitteln, die nicht als absolutes Maß sondern nur zu Vergleichszwecken dient [145]. Vorteilhaft bei diesem Prüfverfahren sind die geringe Probengröße (2 mm x 10 mm x 20 mm) und der vergleichsweise niedrige Vorbereitungsaufwand.

Der Druckscherversuch (engl. *Compression Shear Test*, kurz: CS-Test) nach SCHNEIDER *et al.* [146], DRECHSLER [145] und WEIDENMANN *et al.* [147] basiert auf der Drucklasteinleitung über die Schnittkanten eines quaderförmigen Probenkörpers. Die exzentrisch eingeleitete Last führt im Vergleich zum SLJ-Test nicht zum Verkippen der Probe, weil diese in den o. g. Versuchen durch eine entsprechende Prüfvorrichtung abgestützt wird. Die auf die Scherfläche bezogene Maximalkraft wird als Scherfestigkeit des Verbunds

ermittelt. Im Vergleich zum SLJ- und ILS-Test dominiert beim CS-Test die Schubspannung in dem Prüfbereich, wodurch die Untersuchung geringeren Störeinflüssen wie bspw. dem komplexen und unbekannten Spannungszustand unterlegen ist [148]. Durch die unterdrückte Schälbeanspruchung werden im CS-Test tendenziell höhere Scherfestigkeiten ermittelt als im SLJ-Test. REDMANN *et al.* fanden heraus, dass mit EP verklebte FKV-Proben im CS-Test deutlich höhere Scherfestigkeitswerte liefern (~20 MPa) als beim SLJ-Test (~10 MPa) [142]. Wiederum erreichen ZINNECKER *et al.* gleiche Scherfestigkeiten mit den beiden Testverfahren (CS und SLJ) an Stahl-PA6-CF-Probenkörpern, die im Laser-Tape-Legeverfahren hybridisiert sind [148]. Das Prüfverfahren ist nicht genormt, orientiert sich jedoch hinsichtlich der Größe der Scherfläche häufig an dem SLJ-Test.

Aufgrund der hohen Aussagegüte und der kleinen Probenform wird der Druckscherversuch für die Untersuchung der Verbundfestigkeit im Hybridbalken gewählt. Dazu werden die Proben in zwei Schritten aus dem Hybridbalken entnommen. Zunächst werden die beiden Verbundbereiche mit einer konstanten Dicke von 6 mm aus dem Hybridbalken gefräst. Im Anschluss werden die Probenkörper aus den Hybridplatten mit einer Nass-trennschleifmaschine geschnitten. Eine zuvor per Beschriftungslaser aufgebrachte Probennummerierung ermöglicht die positionsgetreue Entnahme und Zuordnung der 66 Proben pro Hybridbalken (vgl. Bild 6.1).

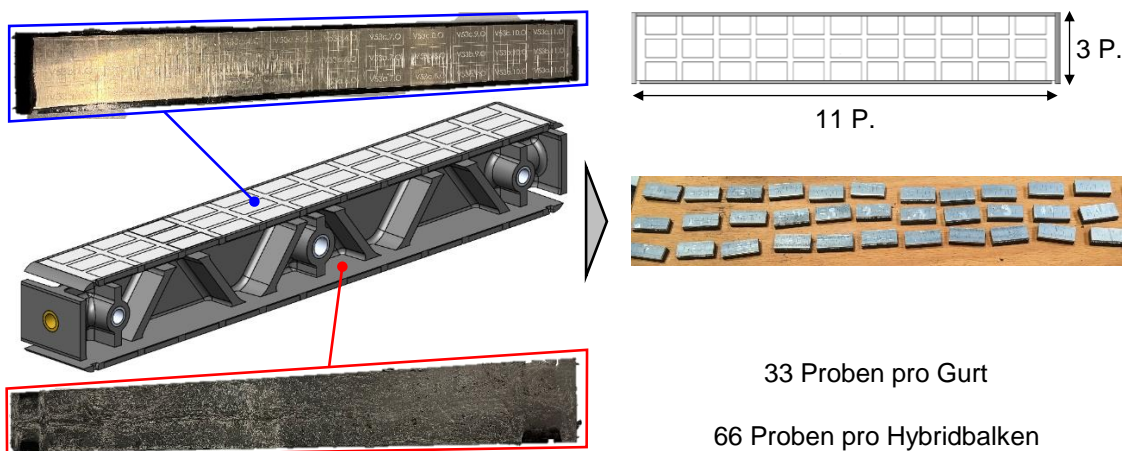


Bild 6.1 Darstellung des Ablaufs und der Position der Probenentnahme aus dem Hybridbalken.

Für den Druckscherversuch wird eine Versuchsvorrichtung eingesetzt, die aus zwei zueinander geführten Vorrichtungsteilen besteht (vgl. Bild 6.2). Im unteren Vorrichtungsteil wird die metallische Seite der Hybridprobe in einer Tasche aufgenommen, welche die entsprechende Metallblechdicke vorweist. Im oberen Vorrichtungsteil befinden sich die Scherkante und die Probenabstützung. Der obere Vorrichtungsteil wird so weit nach unten abgesenkt, bis die Scherkante auf die obere Schnittfläche der GMT-Seite auftrifft. Im Anschluss wird die seitliche Probenabstützung an die GMT-Seite geführt, um die Verkipfung während des Versuchs zu verhindern.

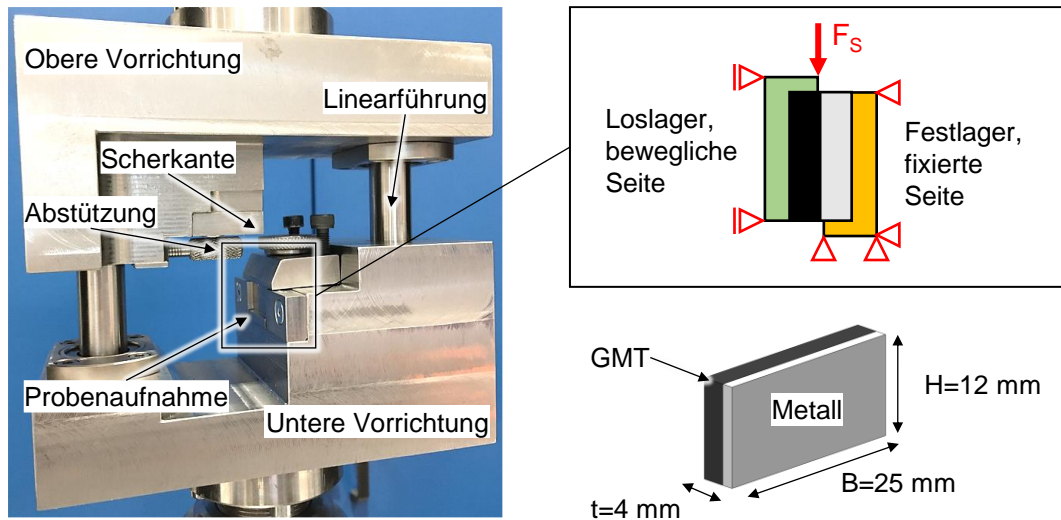


Bild 6.2 Prüfvorrichtung (links) und skizzierte Probenbelastung sowie -größe (rechts) beim Druckscherversuch

Durch eine Universalprüfmaschine angetrieben, wird die obere Vorrichtungshälfte mit konstanter Traversengeschwindigkeit (3 mm/min) bewegt. Die mittels Kraftmessdose gemessene Prüfkraft F_s sowie die Querhauptverschiebung d_s werden zur Versuchsauswertung in einem Kraft-Weg-Diagramm dargestellt (vgl. Bild 6.3). Die auftretenden Widerstandskräfte in der Linearföhrung (z. B. Reibung) werden in einer Leerfahrt zuvor ermittelt und von der Prüfkraft subtrahiert. Bezogen auf die Probenscherfläche wird die Maximalkraft des Versuchs zur Scherfestigkeit R_s mit

$$R_s = \frac{\max(F_s)}{B \cdot H} \quad (6-1)$$

berechnet.

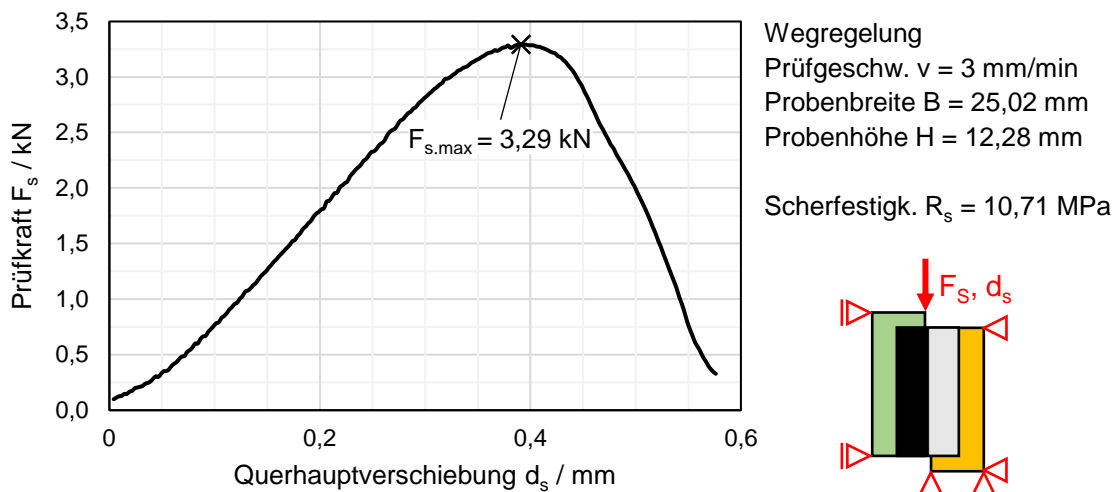


Bild 6.3 Exemplarischer Kraft-Weg-Verlauf einer im Druckscherversuch getesteten GMT-Stahl-Probenscheibe

6.2 Mikroskopie

Mithilfe eines digitalen Konfokalmikroskops (Keyence VHX5000) werden Schliffproben aus dem Verbundbereich der Hybridbalken sowie die Gurtoberflächen reiner GMT-Balken analysiert. Durch das Zusammensetzen mehrerer Bilder über die Höhe kann das Digitalmikroskop eine große Tiefenschärfe erzielen. Weiterhin werden Mehrfachaufnahmen automatisch aneinandergesetzt, wodurch große Bildbereiche mit gleichzeitig hoher Auflösung entstehen.

Die Schliffbilder vom Gurtverbundbereich werden erstellt, um mögliche Defekte in der Grenzschicht des Haftvermittlerfilms zu analysieren. Dazu werden quaderförmige Proben ($4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$) mittels Nasstrennschleifen entnommen und eingebettet. Anschließend wird die Probenoberfläche geschliffen, poliert und gereinigt. Mit dem Digitalmikroskop wird zunächst ein Übersichtsbild erstellt. Anschließend werden einzelne Defektbereiche mit Detailaufnahmen analysiert.

Die Oberflächencharakterisierung von GMT-Balken erfolgt qualitativ mithilfe des Digitalmikroskops. Die GMT-Balken werden gereinigt und anschließend mit der Gurtoberfläche nach oben zeigend unter dem Mikroskop platziert. Nicht geschlossene Oberflächenbereiche und offenliegende Glasfasern werden durch die Reflektion des Auflichts und die Kontrasteinstellungen verdeutlicht.

6.3 Röntgen-Computertomographie

Die Röntgen-Computertomographie (CT) ermöglicht die zerstörungsfreie Analyse von Bauteilen. Das bildgebende Verfahren basiert auf der Durchstrahlung des zu analysierenden Bauteils mit kurzwelliger, elektromagnetischer Strahlung (Röntgenstrahlung). Die durch das Material dringende Strahlung wird rückseitig von einem Detektor erfasst und

hinsichtlich der Strahlungsintensität ausgewertet. Bei der CT-Analyse wird das Bauteil relativ zu der Strahlungsquelle und dem Detektor gedreht und aus verschiedenen Positionen durchstrahlt. Die erzeugten Projektionen werden anschließend mithilfe mathematischer Algorithmen zu einem dreidimensionalen Ergebnis rekonstruiert. Die materialabhängige Schwächung der Röntgenstrahlung ermöglicht es, den inneren Aufbau von Verbundmaterialien und Hybridbauteilen zu untersuchen.

Die CT-Scans erfolgen mit dem Röntgensystem *GE Seifert x Cube 225*. Die Anlagenparameter für die Untersuchungen sind in Tabelle 6-1 aufgelistet.

Tabelle 6-1 Anlagenparameter für die CT-Scans

Anlagenparameter	Wert
Beschleunigungsspannung	223 kV
Stromstärke	3,0 mA
Fokusgröße	4 mm
Verstärkung	1100
Belichtungszeit	100 ms
Bildanzahl	1440
Integrationsschritte	16
Bildbereich (x, y, z)	150 mm, 64 mm, 57 mm
Auflösung	0,148 mm



6.4 Dreipunktbiegetest⁵

Der Komponententest erfolgt anhand einer Dreipunktbiegebelastung. Die Last wird äquivalent zur Biegeprüfung von Kunststoffen oder Sandwichaufbauten über zylindrische Auflager und Stempel in den Hybridbalken eingetragen. Dazu wird der Hybridbalken mit dem Untergurt auf zwei zylindrische Auflager gelegt und mithilfe einer seitlichen Positionierhilfe ausgerichtet. Diese Positionierhilfe wird anschließend entfernt, um einen undefinierten Kraftnebenschluss zu verhindern. Ein zylindrischer Stempel übt mittig eine Druckkraft auf den Obergurt aus (vgl. Bild 6.4). Die Durchmesser von Auflager und Stempel entsprechen in Anlehnung an die Norm zur Biegeprüfung von Kernverbunden (DIN 53293) der Höhe des Hybridbalkens (50 mm) [150].

⁵ Die für diesen Abschnitt verwendeten Daten sind in Teilen aus MENNE [149] entnommen worden.

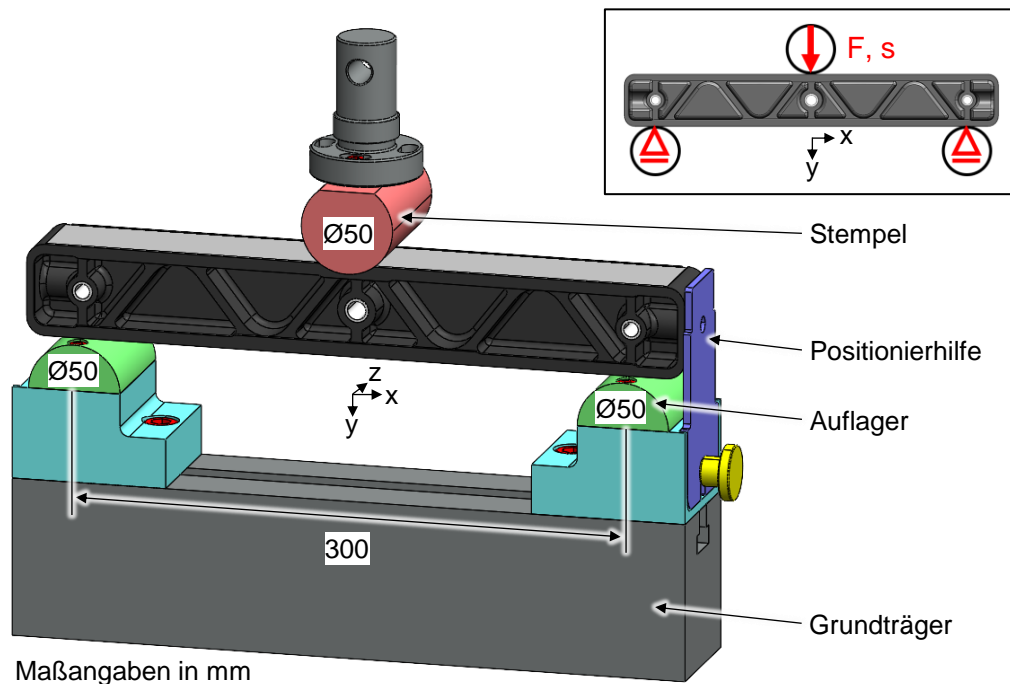


Bild 6.4 Eingesetzte Vorrichtung für den Dreipunktbiegetest

Die Vorrichtung wird in einer servoelektrischen Universalprüfmaschine eingebaut. Die Kraftmessung erfolgt über einen DMS-Kraftmessaufnehmer, der oberhalb des Stempels zwischen Vorrichtung und Prüfmaschinenrahmen installiert ist. Die Belastung auf den Hybridbalken wird im Wegregelmodus der Prüfmaschine mit einer konstanten Traversengeschwindigkeit von 5 mm/min aufgebracht.

Zur Analyse der Probendeformation wird ein optisches Messsystem (gom ARAMIS 5M) eingesetzt, das auf Basis der digitalen Bildkorrelation (engl.: *Digital Image Correlation*, DIC) die parallelen Aufnahmen von zwei Kameras aus unterschiedlichen Richtungen verarbeitet (vgl. Bild 6.5). Somit können Verschiebungen der Vorrichtung und der Probe dreidimensional berechnet werden. Aus dem Verschiebungsergebnis lassen sich wiederum die Oberflächendehnungen berechnen. Von dem System werden kreisförmige Messpunkte erkannt, die auf die Vorrichtung geklebt sind. Ebenfalls erkannt wird die Probenoberfläche, die mit einem stochastisch verteilten Schwarz-Weiß-Muster besprüht ist.

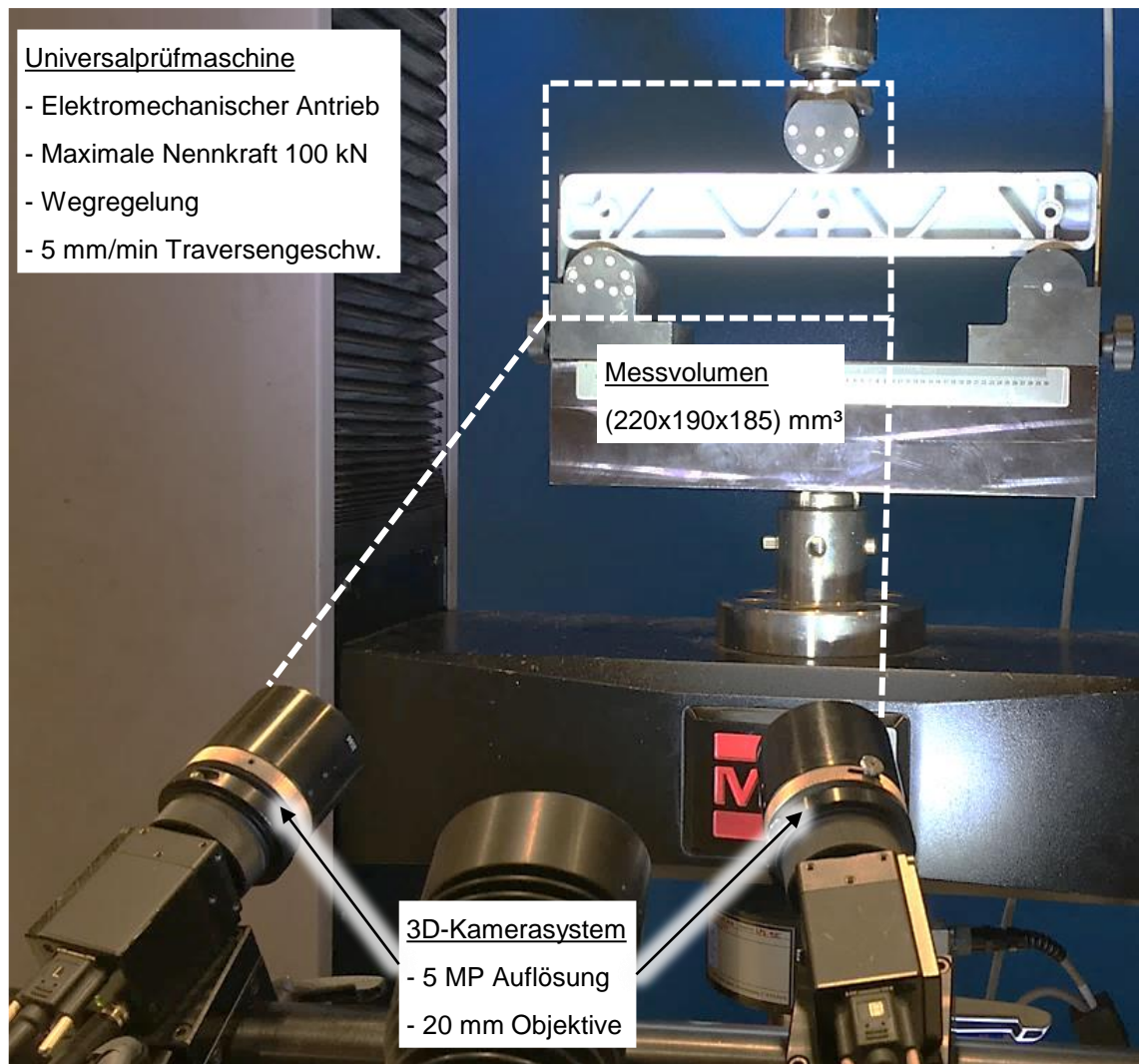


Bild 6.5 Der Testaufbau besteht aus der Dreipunktbiegevorrichtung, der Universalprüfmaschine und dem 3D-Kamerasystem zur optischen Vermessung.

Das Messvolumen des Kamerasystems wird möglichst klein gewählt, sodass die Auflösung der Bildaufnahmen steigt. Diese Maßnahme ist insbesondere für die Facettenerkennung von kleinen Oberflächenbereichen wie den Rippendeckflächen notwendig. Deshalb wird nur die linke Hälfte des Hybridbalkens fokussiert. Zur Auswertung reichen die Informationen einer Probenhälfte aus, weil die Belastung und die Geometrie spiegelsymmetrisch sind und demnach von einem spiegelsymmetrischen Deformationsverhalten ausgegangen werden kann. Um eine möglicherweise außermittige Versagensinitiierung dennoch aufnehmen zu können, überlappt das Messvolumen die Mitte der Probe um ca. 30 mm.

Um sowohl den Kern (Front) als auch den Untergurt (Unterseite) gleichzeitig vermessen zu können, wird das Prüfsystem schräg von unten auf die Probe ausgerichtet. Das Koordinatensystem der optischen Messung wird stets an der Probe mithilfe eines Oberflächenabgleichs aus dem Soll-Element (CAD-Datensatz) und dem Ist-Element (Probe in Vorrichtung) ausgerichtet. Die von der Universalprüfmaschine aufgenommene

Prüfkraft F wird zeitsynchron an die optische Messtechnik übertragen. Diese überlagert das Kraftsignal mit den optischen Messungen. Der Deformationsweg s wird mithilfe der optischen Messtechnik als Relativverschiebung vom Stempel und Auflager gebildet. Die Datenaufnahme erfolgt mit einer Rate von 5 Hz.

Zur Bewertung der mechanischen Eigenschaften werden aus den kontinuierlich aufgezeichneten Zeit-, Weg- und Kraftsignalen drei Kennwerte gebildet (vgl. Bild 6.6). Die Steifigkeit wird im Anfangsbereich der Kraft-Weg-Kurve errechnet. Dazu wird eine Sekante gebildet zwischen 5 % und 25 % der Maximalkraft. Die Sekantensteigung als Maß für die Steifigkeit c wird demnach mit

$$c = \frac{F_{0,25} - F_{0,05}}{s(F_{0,25}) - s(F_{0,05})} \quad (6-2)$$

berechnet.

Die Festigkeit F_{\max} wird mit dem Maximum der Kraft F gemäß

$$F_{\max} = \max(F) \quad (6-3)$$

bestimmt. Die Energieaufnahme E der Struktur entspricht der Fläche unterhalb der Kraft-Weg-Kurve (vgl. Bild 6.6). Diese wird durch das Integral

$$E = \int F \, ds \quad (6-4)$$

berechnet.

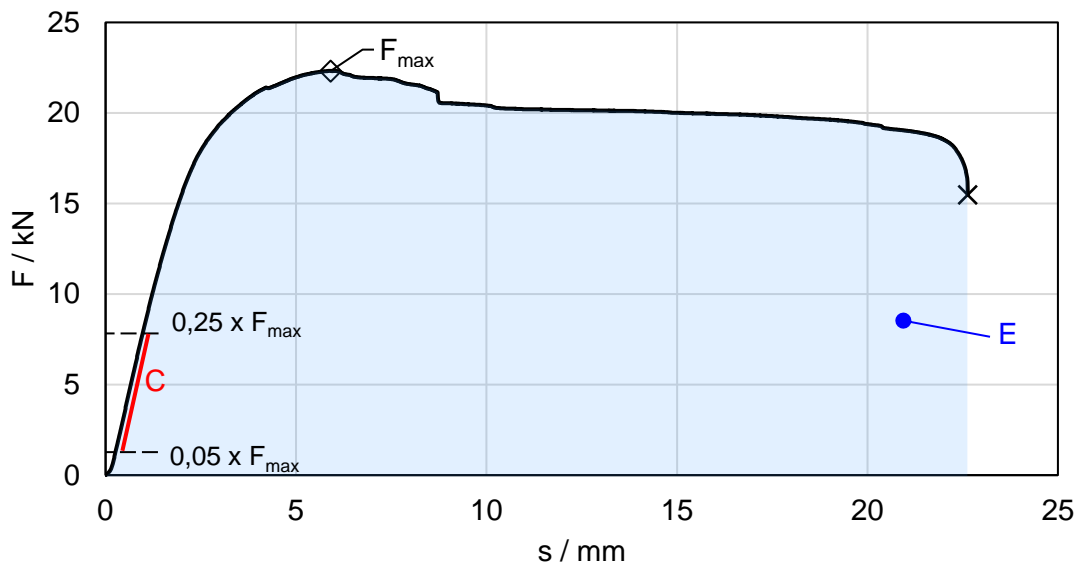


Bild 6.6 Exemplarischer Kraft-Weg-Verlauf eines Dreipunktbiegetests und Kennzeichnung der ermittelten Kennwerte c , F_{\max} und E

Die massebezogenen Kennwerte c_{spez} , $F_{\max, \text{spez}}$ und E_{spez} sind entsprechend durch die Masse der jeweiligen Hybridbalken geteilt.

7 Untersuchung der Scherfestigkeit im Gurtverbundbereich

Die Scherfestigkeit im Gurtverbundbereich wird zunächst mithilfe des Druckschertests ermittelt. Für die Ursachenanalyse geringer Scherfestigkeiten werden Schliffbilder von der Grenzschicht mithilfe eines Konfokalmikroskops angefertigt. Ebenfalls wird die Oberfläche von „GMT“-Hybridbalken ohne Metallgurtverstärkung untersucht, um den Einfluss der Pressrichtung auf die Morphologie der GMT-Oberfläche zu ermitteln. Darüber hinaus werden etwaige Defekte und die grenzschichtnahe Faserverteilung/-orientierung mithilfe der Computertomographie untersucht.

7.1 Mechanische Charakterisierung im Druckschertest

Die Scherfestigkeiten zwischen den beiden Metallgurten und dem Kern eines Hybridbalkens werden im Druckschertest charakterisiert. Dazu werden Probenkörper aus den Gurtbereichen entnommen und anschließend untersucht. Um einen möglichen Einfluss des Pressverfahrens und der Entnahmeposition auf die Scherfestigkeit zu untersuchen, werden aus den beiden Gurten eines Hybridbalkens rasterförmig Probenkörper entnommen. Das Entnahmeraster weist elf Positionen über die Länge (1 bis 11) und drei Positionen über die Höhe (a, b und c) des Balkens auf. Zudem wird zwischen dem Unter- und Obergurt (U und O) differenziert (vgl. Bild 7.1).

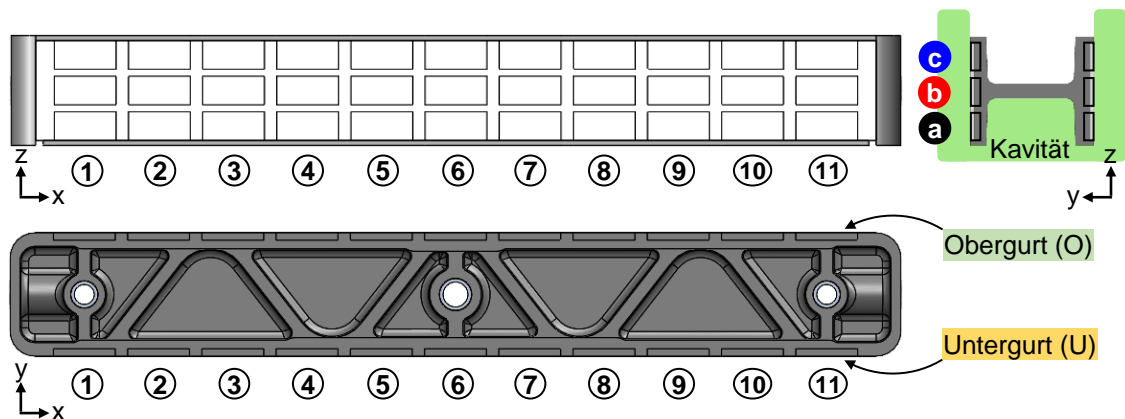


Bild 7.1 Die Entnahmeposition und Benennung der Probenkörper ist in der Dreiteilprojektion des Hybridbalkens dargestellt. Unterschieden wird nach der Balkenlängsrichtung (1...11), Höhenposition im Werkzeug (a...c) und Unter-/Obergurt (U, O).

7.1.1 Analyse der Scherfestigkeiten bei niedriger Werkzeugtemperatur-einstellung

Zunächst werden jeweils drei Hybridbalken der Konfiguration „GMT+ST“ und „GMT+AL“ bei der niedrigen Werkzeugtemperatureinstellung ($T_W=100\text{ °C}$) hergestellt und getestet.

Gurt: Stahl (1,5 mm) | Werkzeugtemperatur $T_W = 100\text{ °C}$

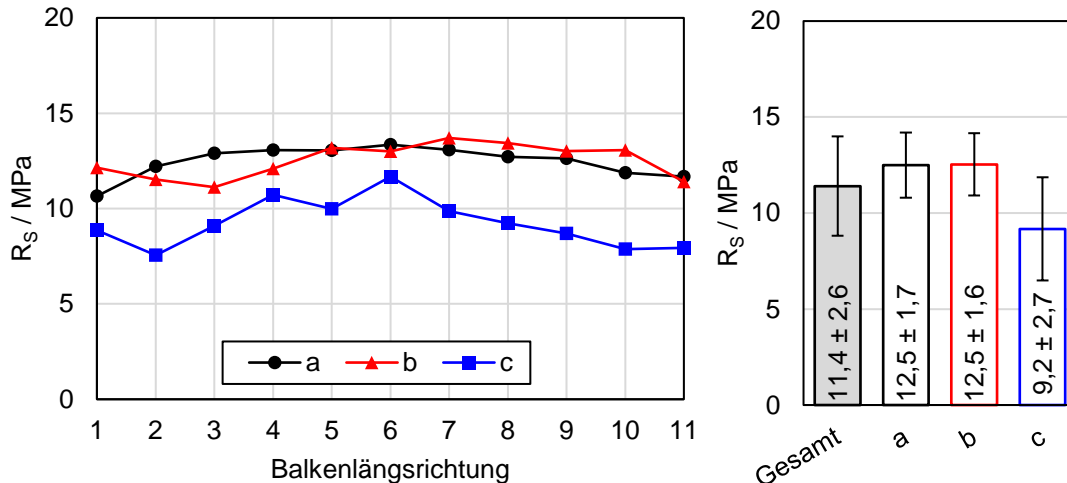


Bild 7.2 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den matrizenseitigen (a), mittigen (b) und stempelseitigen (c) Bereich der Gurte. Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Im Liniendiagramm (Bild 7.2, links) werden die Scherfestigkeiten abhängig von der Probenposition über die x-Achse dargestellt. Durch die Linienschar wird zudem die Höhenposition der Proben im Werkzeug unterschieden. Die Ergebnisse stellen den arithmetischen Mittelwert aus den entsprechend gegenüberliegenden Proben des Ober- und Untergurts dar. Die Standardabweichungen dieser Ergebnisse sind im Liniendiagramm zur Wahrung der Übersichtlichkeit nicht dargestellt.

Es ist ersichtlich, dass die Proben aus der Höhenposition (c) unabhängig von der Balkenlängsposition stets eine niedrigere Scherfestigkeit aufweisen als die Proben aus den Höhenpositionen (a) und (b). Diese Feststellung wird durch das nebenstehende Säulendiagramm (Bild 7.2, rechts) bestätigt. Während die matrizenseitigen (a) und mittigen (b) Proben das gleiche Scherfestigkeitsniveau aufweisen, ist die Scherfestigkeit der stempelseitigen (c) Proben im Mittel niedriger. Darüber hinaus ist die Standardabweichung der Scherfestigkeiten für die Höhenposition (c) größer als bei (a) und (b), was eine größere Festigkeitsstreuung bedeutet.

Werden die Festigkeiten über die Höhenposition gemittelt und nach der Position im Unter- und Obergurt unterschieden, lässt sich ein möglicher Festigkeitsunterschied aufgrund der unterschiedlichen Dickenverteilung in den Gurten analysieren (vgl. Bild 7.3).

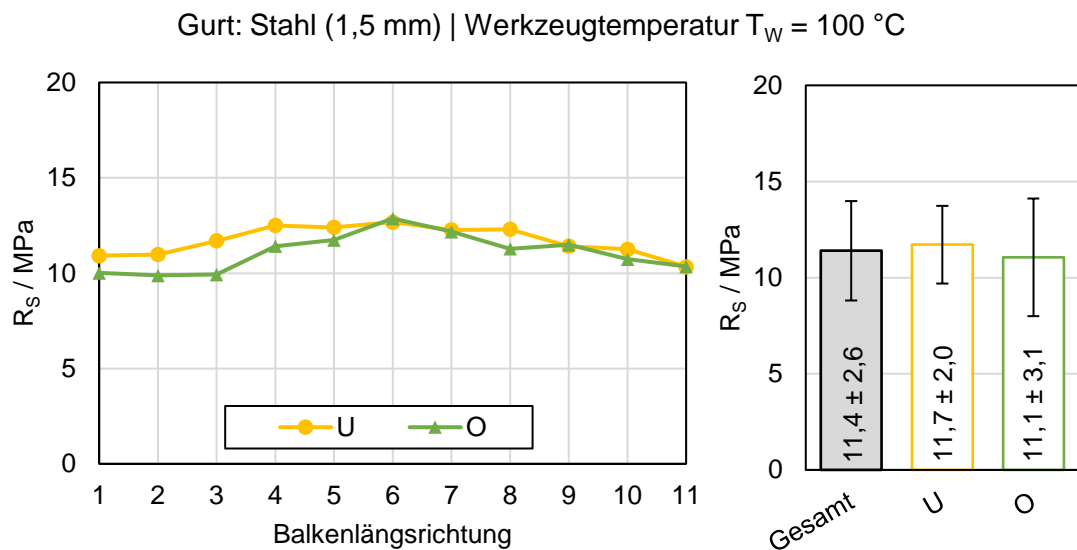


Bild 7.3 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den Untergurt (U) und Obergurt (O). Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Aus dem Säulendiagramm (Bild 7.3, rechts) gehen die Mittelwerte der Scherfestigkeiten im Unter- und Obergurt hervor. Diese weisen eine Differenz auf, jedoch ist dieser Festigkeitsunterschied im Vergleich zu der hohen Standardabweichung gering. In der Festigkeitsverteilung über die Balkenlänge (Liniendiagramm, Bild 7.3, links) ist bei beiden Gurten (U und O) ein Festigkeitsmaximum in der Mitte des Hybridbalkens (Pos. 6) zu erkennen. Die Festigkeiten nehmen zu den Randbereichen des Hybridbalkens ab. Werden alle Scherfestigkeiten unabhängig von der Entnahmeposition gemittelt, liegt die durchschnittlich erzielte Scherfestigkeit bei 11,4 MPa.

Die Auswertung der Scherfestigkeitsverteilung bei der Hybridbalkenkonfiguration „GMT+AL“ wird äquivalent durchgeführt. Zunächst wird die Verteilung über die Balkenhöhe analysiert (vgl. Bild 7.4).

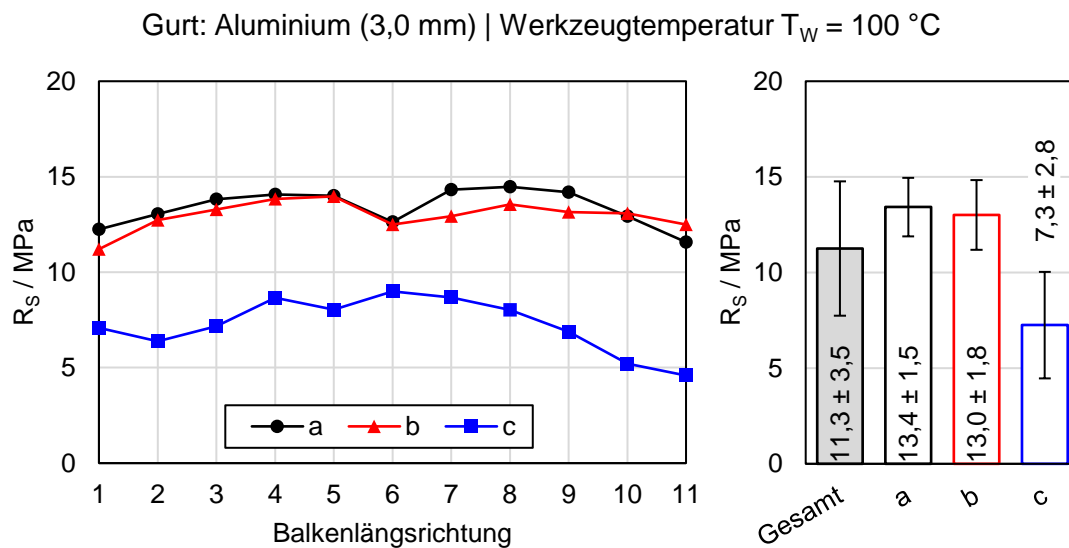


Bild 7.4 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den matrizenseitigen (a), mittigen (b) und stempelseitigen (c) Bereich der Gurte. Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Auch bei den Aluminiumgurten liegt eine deutlich reduzierte Scherfestigkeit im stempel-seitigen Gurtbereich vor. Während die durchschnittliche Scherfestigkeit das gleiche Niveau wie bei den „GMT+ST“-Hybridbalken (11,3 MPa) aufweist, ist die Differenz zwischen (c) und (b) bzw. (c) und (a) noch größer als bei der Balkenkonfiguration „GMT+ST“. Weiterhin ist aus dem Liniendiagramm eine verringerte Scherfestigkeit in der Mittenposition 6 des Hybridbalkens bei den matrizenseitigen (a) und mittleren (b) Gurtbereichen zu erkennen. Bis auf diese Ausnahme ist der aus Bild 7.3 bekannte Scherfestigkeitsabfall zu den Balkenenden ebenfalls zu erkennen.

Die Analyse der Scherfestigkeiten im Unter- und Obergurt der „GMT+AL“-Balkenkonfiguration liefert ein ähnliches Ergebnis wie bei der „GMT+ST“-Balkenkonfiguration (vgl. Bild 7.5)

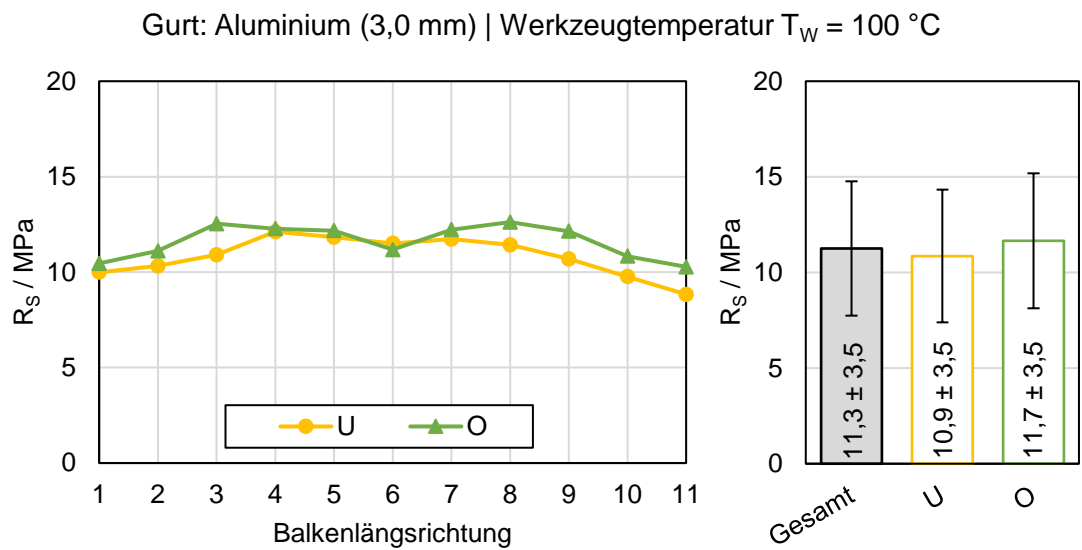


Bild 7.5 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den Unterhaut (U) und Oberhaut (O). Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

In diesem Fall weist der Oberhaut eine geringfügig höhere Scherfestigkeit als der Unterhaut auf. Auch hier ist die Differenz der Mittelwerte hingegen klein im Vergleich zur Streuung der Ergebnisse.

7.1.2 Analyse der Scherfestigkeiten bei hoher Werkzeugtemperatureinstellung

Nachfolgend wird die Scherfestigkeitsuntersuchung an den Hybridbalken „GMT+ST“ und „GMT+AL“ vorgenommen, die bei der hohen Werkzeugtemperatureinstellung ($T_w=130\text{ °C}$) hergestellt wurden. Daraus lässt sich feststellen, dass die höhere Werkzeugtemperatur höhere Scherfestigkeiten in beiden Hybridbalken hervorruft.

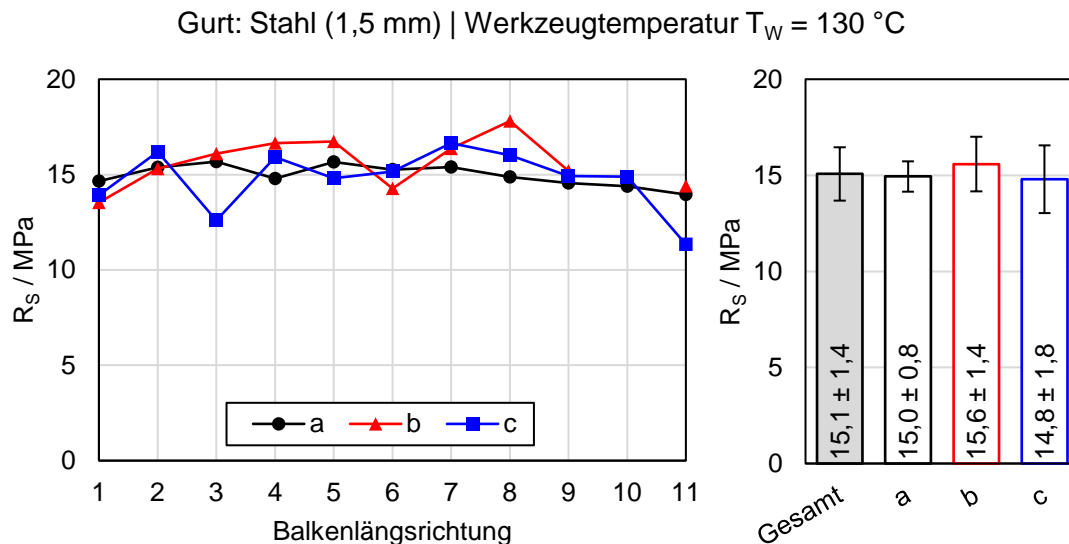


Bild 7.6 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den matrizenseitigen (a), mittigen (b) und stempelseitigen (c) Bereich der Gurte. Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Die Scherfestigkeitsverläufe der drei unterschiedlichen Balkenhöhen (a, b und c) über die Balkenlänge in Bild 7.6 zeigen keine nennenswerten Festigkeitsabfälle. Im Gegenteil weisen alle Entnahmepositionen über den Hybridbalken eine durchschnittliche Scherfestigkeit von 15,1 MPa auf. Generell ist festzustellen, dass die Standardabweichungen im Vergleich zur niedrigen Werkzeugtemperatur geringer sind.

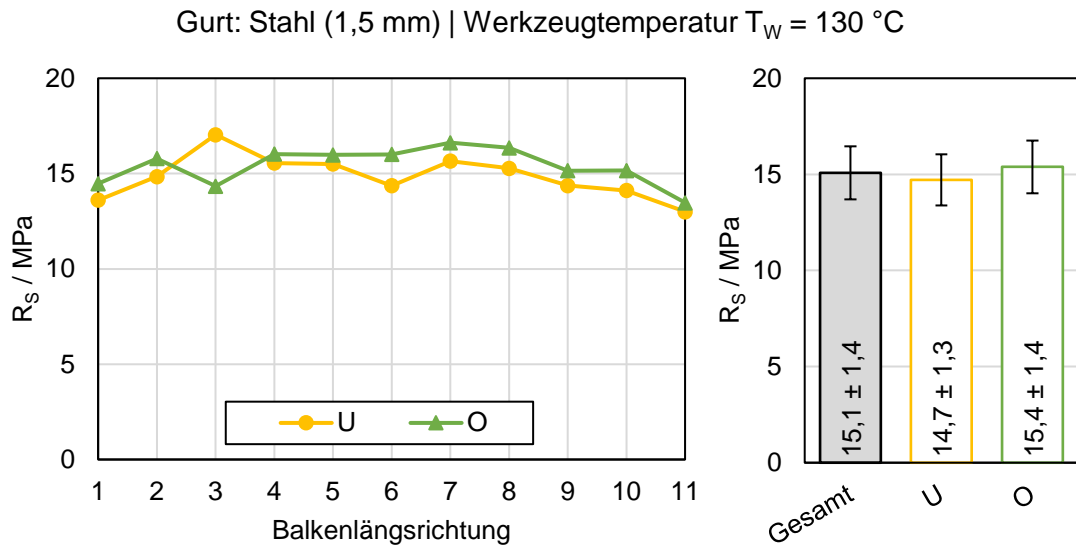


Bild 7.7 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den Untergurt (U) und Obergurt (O). Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte der Scherfestigkeiten mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Die Gruppierung der Ergebnisse nach Unter- und Obergurt lässt keinen deutlichen Unterschied der Scherfestigkeiten erkennen, auch wenn die Festigkeit im Obergurt marginal über der des Untergurts liegt (vgl. Bild 7.7). Auch die Scherfestigkeit bei der „GMT+AL“-Konfiguration ist durch die höhere Werkzeugtemperatur angestiegen. Die mittlere Scherfestigkeit beträgt 15,0 MPa. Die Unterschiede sind sowohl in Balkenlängsrichtung als auch in der Höhe des Balkens gering (vgl. Bild 7.8).

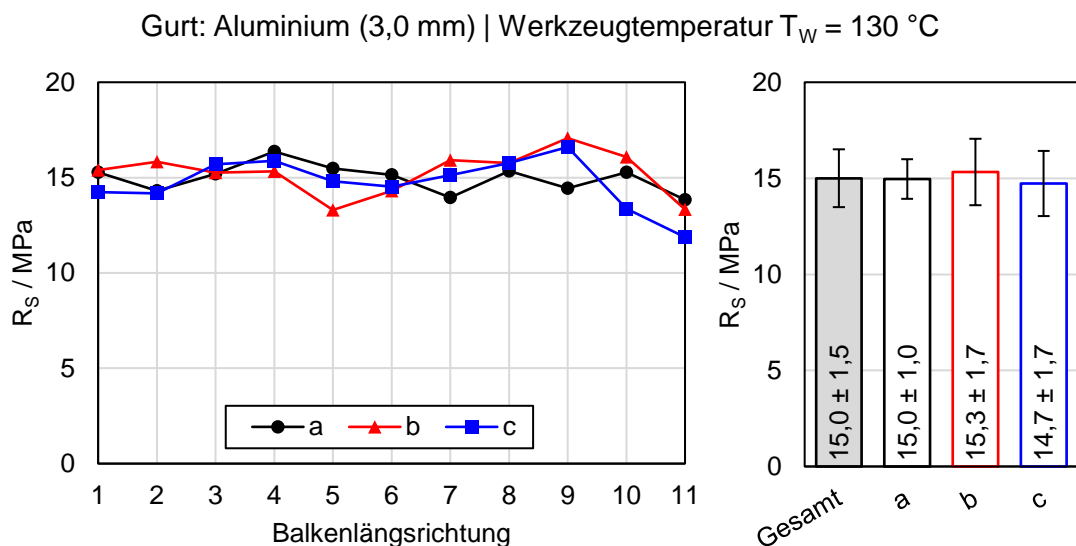


Bild 7.8 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den matrizen-seitigen (a), mittigen (b) und stempelseitigen (c) Bereich der Gurte. Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

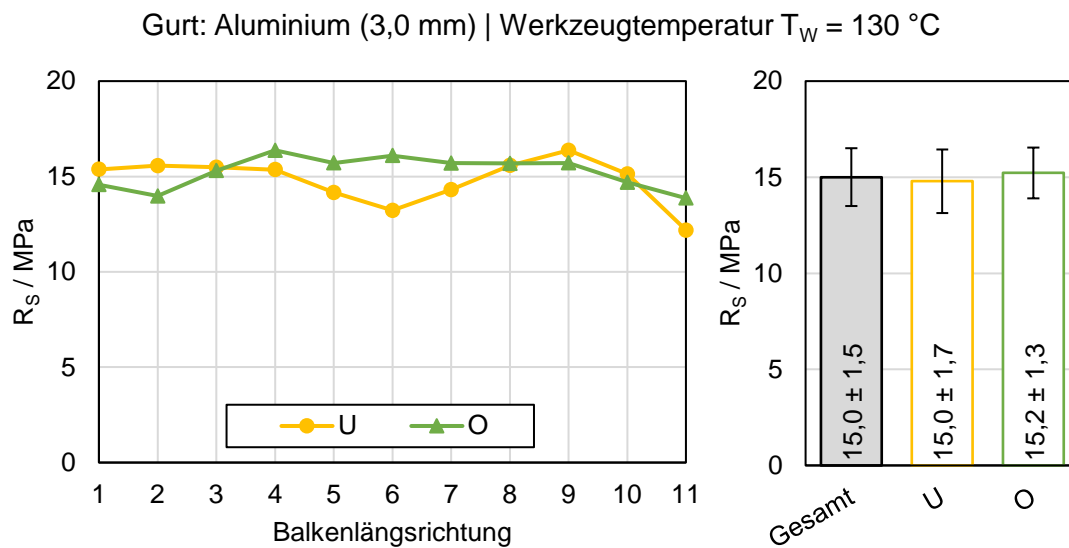


Bild 7.9 Links: Über die Balkenlänge erzielte Scherfestigkeit für den Unterhaut (U) und Oberhaut (O). Rechts: Über Säulen dargestellte Mittelwerte mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Während keine eindeutigen Unterschiede über den Großteil der Balkenlänge zwischen der Scherfestigkeit im Unter- und Oberhaut in Bild 7.9 zu erkennen sind, fällt die reduzierte Scherfestigkeit des Unterhauts in der Mitte des Hybridbalkens (Pos. 6) auf. Dieses Merkmal ist auch bei der „GMT+AL“-Balkenkonfiguration und niedriger Werkzeugtemperatur zu erkennen.

Die Feststellung der Scherfestigkeitsuntersuchung ist, dass die Werkzeugtemperatur bei beiden Balkenkonfigurationen einen positiven Einfluss auf die Scherfestigkeit hat. Bei der hohen Werkzeugtemperatur ($T_W=130\text{ °C}$) liegen die Scherfestigkeiten der beiden Materialpaarungen (GMT+ST, GMT+AL) jeweils über den im technischen Datenblatt angegebenen Werten. Ein solcher Vergleich ist jedoch bedingt aussagekräftig, weil den Scherfestigkeitswerten unterschiedliche Prüfmethoden zugrunde liegen. Insbesondere liefert der Druckschertest tendenziell höhere Festigkeitswerte als der *Single-Lap-Joint*-Test, sodass die Aussagefähigkeit begrenzt ist. Als weiteres Bewertungskriterium werden demnach die Bruchflächen der Druckscherprobenkörper hinzugezogen (vgl. Bild 7.10).

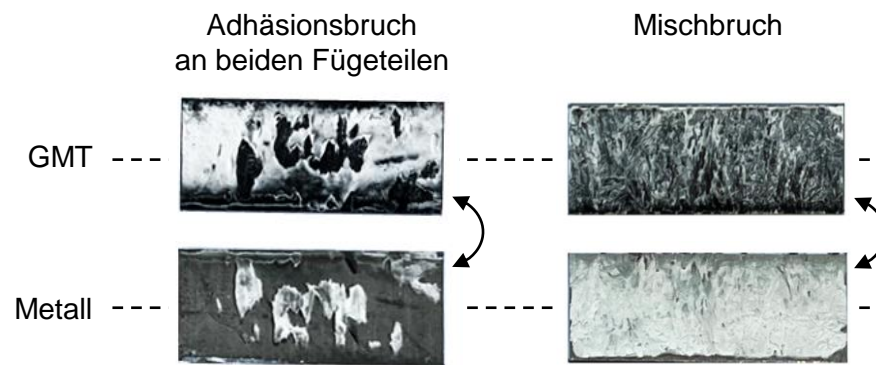


Bild 7.10 Aufgetretene Versagensarten und repräsentative Bruchflächen der Druckscherprobenkörper. Die Probenkörper sind über die lange Kante aufgeklappt, sodass die mit Pfeilen markierten Ecken zugehörig sind.

Die Bruchflächen beider Versagensarten weisen überwiegend große Bereiche von Weißbruch auf. Das ist ein Anzeichen hoher Verstreckungen des PP-Materials (Haftvermittler und/oder GMT-Matrix), die auf eine große Beanspruchung des Haftvermittlers schließen lassen [151]. Besonders der Mischbruch mit beidseitigen Rückständen des Haftvermittlerfilms deutet mit Bezug auf die Untersuchungen von KLEIN *et al.* auf eine hohe adhäsive Festigkeit hin [78].

Nachfolgend werden weitere metallographische Untersuchungen diskutiert, um die Verbindungseigenschaften im Gurtverbundbereich des Hybridbalkens zu qualifizieren.

7.2 Defektanalyse mittels Mikroskopie und Computertomographie

Die festgestellten Unterschiede der Scherfestigkeiten insbesondere bei der niedrigen Werkzeugtemperatureinstellung werden mithilfe von Schliffbildern aus dem Verbundbereich eingehender analysiert. Dazu werden Proben aus den Gurtverbundbereichen entnommen, die besonders niedrige sowie hohe Scherfestigkeiten erwarten lassen. Die entnommenen Proben werden demnach nicht im Druckscherversuch charakterisiert, sondern dienen als Stichprobe der mechanisch untersuchten Proben.

7.2.1 Schliffbildanalyse der Grenzschicht

Zunächst werden aus dem Bereich hoher Scherfestigkeiten Schliffbilder aufgenommen und analysiert. In den matrizenseitigen Gurtverbundbereichen (a) liegen hohe Scherfestigkeiten vor, sodass keine Defekte zu erwarten sind. In Bild 7.11 ist das Schliffbild einer optisch intakten Verbindung zu erkennen.

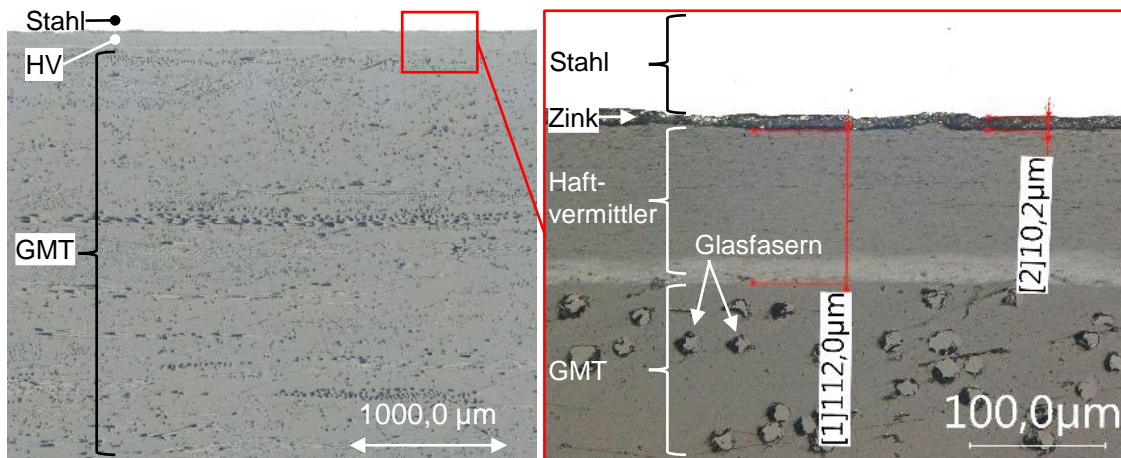
GMT+ST, $T_w=100\text{ °C}$, Untergurt, Pos. 10, Kavität (a)

Bild 7.11 Mikroskopische Untersuchung des Grenzbereichs zwischen Stahlgurt und GMT-Kern am Schliffbild. Intakte Verbindung ohne ersichtliche Fehlstellen.

In der Schliffbildübersicht (Bild 7.11, links) sind die Schichten Stahl, Haftvermittler (HV) und GMT markiert. Im GMT-Bereich der Probe sind die Glasfasern und Glasfaserbündel dadurch ersichtlich, dass beim Schleifen der Probenoberfläche stets ein Teil der Glasfaser herausbricht und somit eine Vertiefung hinterlassen wird, die dunkle Bereiche im Schliffbild erkennen lässt. Durch die Vergrößerung des Randbereichs (Bild 7.11, rechts) wird nicht nur die Zinkschicht auf der Stahloberfläche ersichtlich, sondern auch der Übergang von Haftvermittlerschicht zu GMT deutlich. Zum einen ist dieser Übergang durch die grenzschichtnahen Glasfasern ersichtlich, die nicht in die Haftvermittlerschicht eindringen. Zum anderen ist ein Unterschied im Grauton des Grundmaterials (PP) zu erkennen. Die gemessene Schichtdicke des Haftvermittlerfilms beträgt 112 µm (vgl. [152]).

Die Schliffbildanalyse einer Probe aus Bereichen geringer Scherfestigkeit offenbart die Ursache für den Festigkeitsabfall. In Bild 7.12 ist die Probe aus demselben Hybridbalken an der gleichen Balkenlängsposition im Untergurt dargestellt. Hingegen stammt die Probe aus dem stempelseitigen (c) Bereich.

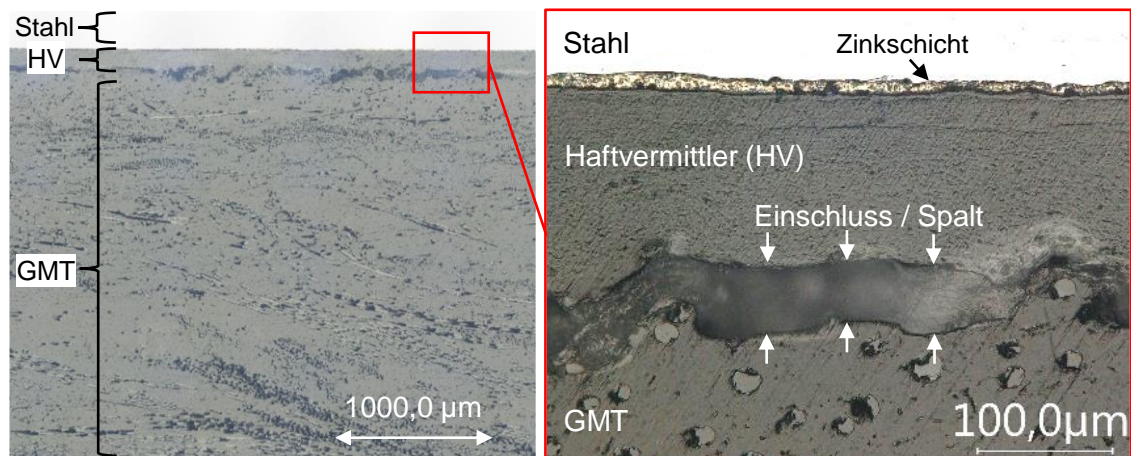
GMT+ST, $T_W=100\text{ °C}$, Untergurt, Pos. 10, Stempel (c)

Bild 7.12 Mikroskopische Untersuchung des Grenzbereichs zwischen Stahlgurt und GMT-Kern. Einschlüsse zwischen Haftvermittler und GMT sind erkennbar.

In der Schliffbildübersicht (Bild 7.12, links) sind über die gesamte Breite Einschlüsse/Spalte zwischen dem Haftvermittlerfilm und dem GMT zu erkennen. Die Detailaufnahme (Bild 7.12, rechts) verdeutlicht den Spalt, der die Verbindung von GMT und Haftvermittler verhindert. Grundsätzlich ist die Haftvermittleroberfläche zerklüftet und weist keinen ebenen Verlauf auf. An vereinzelten Stellen kontaktiert der GMT den Haftvermittler, weist jedoch einen deutlich kontrastreichereren Übergang als in Bild 7.11 auf.

7.2.2 Oberflächenstruktur entlang der Balkenhöhe

Die Schliffbildanalysen haben Einschlüsse zwischen der Haftvermittlerschicht und dem GMT offenbart. Aus den zuvor dargestellten Druckscheruntersuchungen ist bekannt, dass die Scherfestigkeit bei niedriger Werkzeugtemperatureinstellung in besonderem Maße von der Probenposition über die Balkenhöhe abhängt. Weil mithilfe der Schliffbilder jedoch nur eine Schnittansicht der Grenzfläche visualisiert wird, werden GMT-Balken ohne Metallgurte hergestellt, um die Ausformung der GMT-Oberfläche als mögliche Ursache für die Scherfestigkeitsschwankungen zu analysieren. Dazu werden Balken der Konfiguration „GMT“ hergestellt, bei denen keine Metallbleche in den Gurtbereich eingesetzt werden. Die Vakuumfixierungen werden dafür mit Blindstopfen gefüllt, sodass eine ebene Kavitätswand entsteht.

Für die Charakterisierung der Oberflächenstruktur werden GMT-Balken in drei unterschiedlichen Werkzeugtemperatureinstellungen hergestellt. Neben den sonst eingestellten Werkzeugtemperaturen (100 °C und 130 °C) wird die Werkzeugtemperatur weiter reduziert auf $T_W=80\text{ °C}$. Der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Oberflächenstruktur kann dadurch verdeutlicht werden (vgl. Bild 7.13).

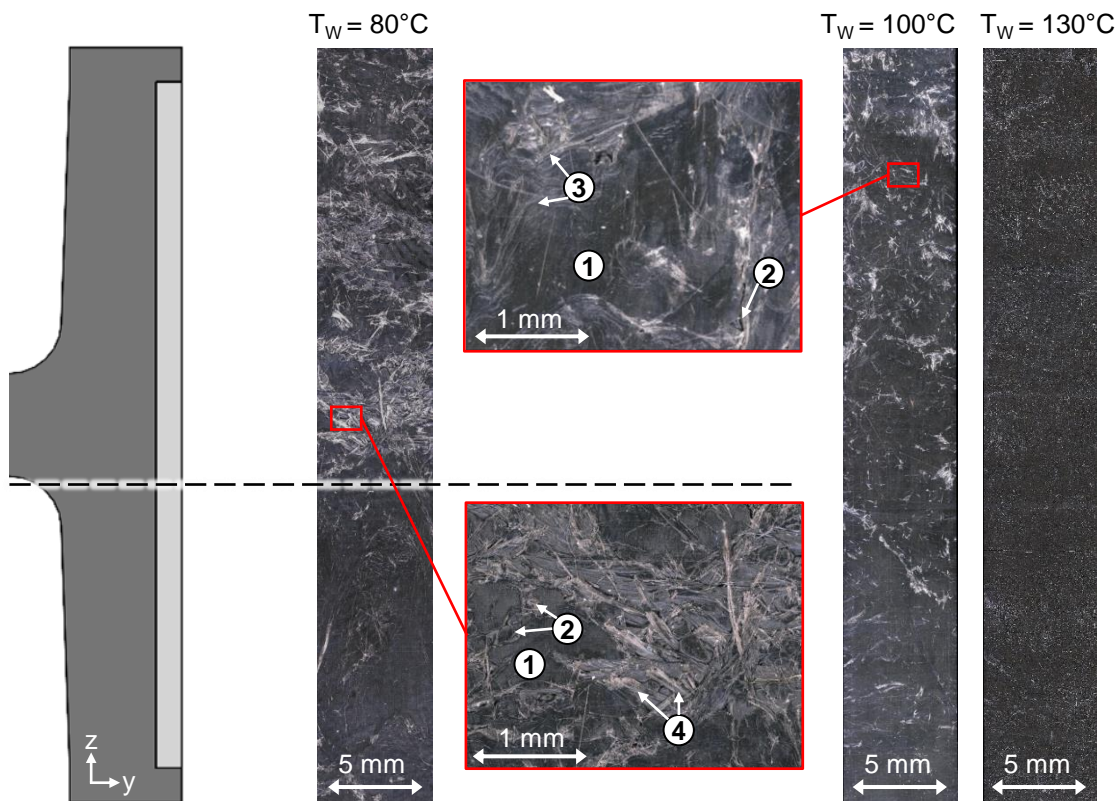


Bild 7.13 Mikroskopaufnahmen von Gurtoberflächen, die bei verschiedenen Werkzeugtemperaturen entstehen. Links ist der Querschnitt des Hybridbalkens im gleichen Maßstab abgebildet, um die Oberflächenstruktur in Abhängigkeit der z-Koordinate darzustellen. Erkennbar sind die Merkmale einer geschlossenen Oberfläche (1), nicht geschlossener Oberfläche (2), Glasfaserschlieren und Kaltfließlinien (3) sowie offenliegende Faserbündel (4).

In der Flächenübersicht wird eine Veränderung der Oberflächenstruktur über die Balkenhöhe deutlich. Dunkelgraue bis schwarze Bereiche kennzeichnen eine geschlossene PP-Oberfläche, während Bereiche mit offenliegenden Fasern und/oder Faserabdrücken heller erscheinen. Bei $T_W=80\text{ °C}$ ist eine deutliche Oberflächenstrukturveränderung auf Höhe der unteren Stegseite des Hybridbalkens zu erkennen. Die GMT-Oberfläche im unteren Teil der Kavität ist überwiegend geschlossen. Im mittigen und stempelseitigen Bereich sind viele offenliegende Faserbündel und nicht geschlossene PP-Oberflächen zu erkennen. Die Faserbündel bestehen aus etwa 200 Einzelfasern und werden bereits während der Halbzeugherstellung durch den Beschnitt von entsprechenden Fasersträngen erzeugt [153].

Mit einer gesteigerten Werkzeugtemperatur ($T_W=100\text{ °C}$) ändert sich die Oberflächenstruktur und grobe Defekte wie offenliegende Faserbündel verschwinden. Zu erkennen ist, dass über die gesamte Balkenhöhe, auch im unteren Teil des Hybridbalkengurts, Oberflächendefekte wie Glaserfaserschlieren oder Kaltfließlinien auftreten. Die Defekte treten im oberen Bereich tendenziell häufiger und ausgeprägter auf. Bei der höchsten

Werkzeugtemperatureinstellung ($T_W=130\text{ °C}$) sind keine Oberflächendefekte zu erkennen und eine durchgängig geschlossene PP-Oberfläche zeichnet sich ab.

7.2.3 Grenzschnichtnahe Faserverteilung und -orientierung

Für die Analyse der grenzschnichtnahen Faserverteilung werden CT-Scans lediglich von Hybridbalken der Konfiguration „GMT+AL“ durchgeführt (vgl. Bild 7.14). Eine Analyse der „GMT+ST“-Hybridbalken liefert keine verwertbaren Ergebnisse, weil die Röntgenstrahlung durch die Stahlgurte zu stark geschwächt wird und der Kernbereich demnach nicht mehr analysiert werden kann. Die Schwächungskoeffizienten von Aluminium, PP und Glasfaser liegen hingegen näher beieinander.

Das kleinste auflösbare Volumen der CT-Scans ($(0,148\text{ mm})^3$) ist größer als die aus den Schliffbildern (vgl. Bild 7.12) bekannten Fehlstellen. Demnach können diese Defekte in der CT-Analyse nicht detektiert werden. Jedoch liefert die Analyse der Faserverteilung ein Bewertungskriterium für das allgemeine Fließpressergebnis und kann für die Beurteilung der positionsabhängigen Scherfestigkeiten bei niedriger Werkzeugtemperatur dienen. Demnach erfolgen die CT-Analysen an Hybridbalken, die bei niedriger ($T_W=100\text{ °C}$) und hoher ($T_W=130\text{ °C}$) Werkzeugtemperatur hergestellt wurden.

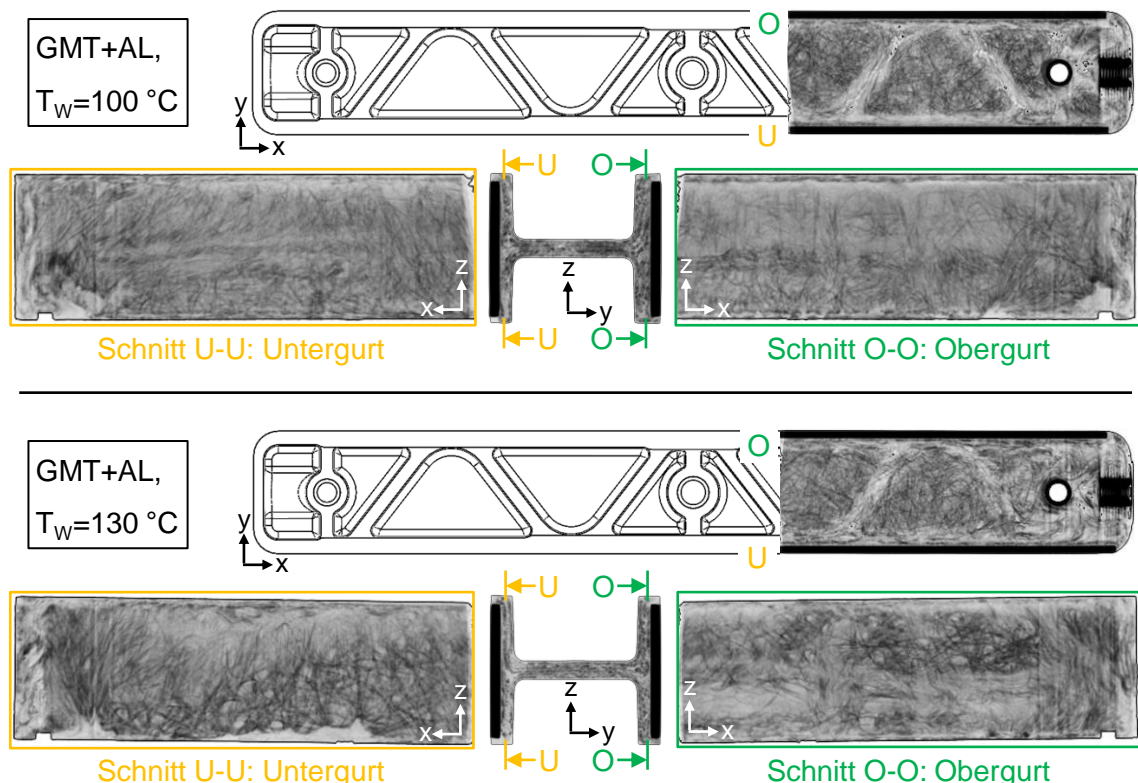


Bild 7.14 Vergleich der CT-Scans zweier „GMT+AL“-Hybridbalken, die mit unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen hergestellt wurden.

Auf den CT-Scans sind die Aluminiumgurte, -hülsen, Gewindeelemente und Glasfasern durch die schwarze Tönung zu identifizieren. Helle Bereiche weisen demnach auf eine reduzierte Faserkonzentration hin und weiße Bereiche stellen Fehlstellen bzw. die

Abwesenheit von festem Material dar. In dem Übersichtsbild der niedrigen Temperatureinstellung ($T_W=100\text{ °C}$) ist der Ausschnitt des CT-Scans mit der Konstruktion des gesamten Hybridbalkens überlagert. Bei der abgebildeten Schnittansicht handelt es sich um die Mittenebene im Bereich des Steges der Kernstruktur. Die Fasern sind in dieser Ebene größtenteils gleichmäßig verteilt und willkürlich ausgerichtet, während die schmalen Bereiche der Verstärkungsrippen und der Gurtverbundbereiche durch Faserverarmungen gekennzeichnet sind.

Die y-z-Schnittansicht zeigt hingegen, dass die Fasern sowohl den Stegbereich als auch den Gurtverbundbereich vollständig ausfüllen. Faserverarmungen treten im GMT-Materialreservoir über den Außenkanten der Metallgurte auf. Die Schnittbilder nahe dem Unter- und Obergurt lassen die grenzschichtnahe Faserverteilung erkennen. Der Untergurt weist eine überwiegend gleichmäßige Faserverteilung und willkürliche Faserorientierung auf. Lediglich im Bereich des Metallgurtauflagepunkts (unten links) sowie an der oberen Kante im Bereich des GMT-Materialreservoirs sind helle und dementsprechend faserarme Bereiche zu erkennen. Auf dem Schnittbild vom Obergurt ist ein Bereich oberhalb des Steges zu erkennen, der einen geringeren Faseranteil vermuten lässt.

Die hohe Werkzeugtemperatureinstellung ($T_W=130\text{ °C}$) führt zu keinem signifikant abweichenden Ergebnis. In der x-y-Schnittansicht des Stegbereichs sind ebenfalls die Rippen- und Gurtbereiche durch einen geringeren Faseranteil zu erkennen. Außerhalb dieser Bereiche liegen gleichmäßig verteilte und willkürlich orientierte Fasern vor. Im Untergurt liegt ein geringer Fasergehalt im oberen Gurtverbundbereich vor. Demnach befinden sich die Fasern zum größten Teil im mittigen und unteren Teil des Gurtes. Eine dem entgegengesetzte Faserverteilung zeichnet sich im Obergurt ab. Hier liegen die Fasern überwiegend wirr verteilt in der oberen Hälfte des Gurtverbundbereichs. In der unteren Hälfte zeichnet sich ein schmaler Bereich mit geringem Faseranteil ab.

7.3 Diskussion der Ergebnisse und Einflussfaktoren

Die Scherfestigkeitsuntersuchung zeigt, dass die Werkzeugtemperatur unabhängig von der Hybridbalkenkonfiguration (Stahl- oder Aluminiumgurte) einen großen Einfluss auf die erreichbare Scherfestigkeit und Scherfestigkeitsverteilung hat. Bei der niedrigen Werkzeugtemperatureinstellung ($T_W=100\text{ °C}$) weist die Scherfestigkeitsverteilung eine Asymmetrie über die Höhe des Balkens bzw. der Kavität auf. Im unteren und mittleren Bereich der Kavität weisen die Scherfestigkeiten ein ähnlich hohes Niveau auf, während die Scherfestigkeit im oberen Teil des Hybridbalkens deutlich abnimmt.

Schliffbildanalysen der entsprechenden Gurtverbundbereiche liefern einen Erklärungsansatz für diese Scherfestigkeitsunterschiede. Während die Schliffbilder aus dem unteren und mittleren Bereich keine Defekte im Bereich der Grenzschicht aufweisen, sind in großen Teilen der Grenzschicht des oberen Gurtverbundbereichs Einschlüsse bzw. Spalte zwischen dem Haftvermittlerfilm und dem GMT feststellbar. Zudem ist die Haftvermittlerschicht in den Kontaktbereichen zum GMT stärker deformiert und weist trotz

des Kontakts keinen optisch gleichmäßigen Übergang der beiden PP-Grundwerkstoffe auf.

Mithilfe der Herstellung und Oberflächenanalyse von „GMT“-Hybridbalken ohne Metallgurte kann die Ursache der Scherfestigkeitsasymmetrie erklärt werden. In den Oberflächenanalysen zeichnet sich eine raue und ungleichmäßige Oberflächenstruktur im oberen Teil des Gurtverbundbereichs ab. Diese Rauheit nimmt mit steigender Werkzeugtemperatur ab. Während der Hybridbalken bis auf die Gurtauflagepunkte spiegelsymmetrisch zur Mittenebene des GMT-Steges aufgebaut ist, weisen der Herstellungsvorgang und das Formwerkzeug eine Asymmetrie auf. Durch das Einlegen des heißen GMT von oben in das Werkzeug kontaktiert der GMT die Kavitätsoberfläche im unteren Bereich des Steges und die haftvermittlerbeschichteten Seiten der Metallbleche im oberen Teil des Gurtverbundbereichs. Durch den Temperaturunterschied zur Werkzeug- bzw. Haftvermittleroberfläche und die relativ lange Kontaktzeit (~ 10 s) erstarrt der GMT an diesen Oberflächen, bevor der Fließpressvorgang beginnt (vgl. [110]). Die stark abgekühlte GMT-Oberfläche weist eine erhöhte Viskosität auf und ist aufgrund der im geloteten Zustand hervorstehenden Glasfasern uneben, wodurch eine gleichmäßige Benetzung des ebenen Haftvermittlerfilms verhindert wird. Zudem kann der GMT nicht mehr ausreichend thermische Energie in die Kontaktzone einbringen, die den Haftvermittlerfilm ansonsten erwärmen und die makromolekulare Interdiffusion als wichtigen Vorgang der Verbindungsbildung ermöglichen würde. Hierdurch entstehen zum einen Einschlüsse zwischen Haftvermittler und GMT, die aufgrund der gesteigerten Matrixviskosität auch bei hohem Druck nicht mehr aus der Grenzschicht diffundieren können. Zum anderen deformieren die herausstehenden und in der erstarrten Matrix fixierten Glasfasern den Haftvermittlerfilm, woraus die unebene und deformierte Grenzschicht resultiert.

Im mittleren und unteren Teil des Gurtverbundbereichs sind die Scherfestigkeiten hingegen größer, weil der Fließvorgang den GMT aus dem wärmeren Kern an die Haftvermittleroberfläche transportiert. Durch die zuerst stattfindende Kompression des Materials im Stegbereich der Kernstruktur (vgl. Bild 5.5) steigen der Druck und die Temperatur auch im mittleren Teil des Gurtverbundbereichs eher an, wodurch der negative Effekt der GMT-Abkühlung reduziert wird. Der untere Teil des Gurtverbundbereichs wird aufgrund der erforderlichen Fließfähigkeit ausschließlich mit GMT höherer Temperatur gefüllt. Weil der Gurtverbundbereich einen schmalen, in der Balkenlänge weit ausgedehnten Spalt darstellt, kann von einer größtenteils unidirektionalen Formfüllung ausgegangen werden. Diese verdrängt die eingeschlossene Luft über die vorhandenen Entlüftungsspalte und Auswerfer im Boden der Kavität, sodass keine festigkeitsmindernden Fehlstellen entstehen.

Die gesteigerte Werkzeugtemperatur ($T_w=130$ °C) führt zu einer gleichmäßigen Scherfestigkeit über den gesamten Hybridbalken. Diese Feststellung kann zudem durch die Oberflächenanalyse der bei $T_w=130$ °C hergestellten „GMT“-Hybridbalken belegt werden. Hierbei sind keine Oberflächenfehler zu erkennen, die im Falle der „GMT+ST“ oder „GMT+AL“-Hybridbalken zu reduzierter Verbindungsfestigkeit führen.

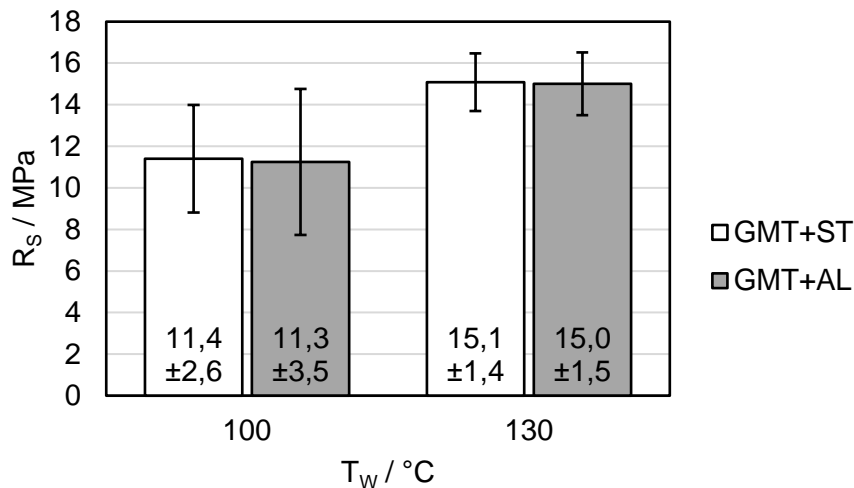


Bild 7.15 Vergleich der im Mittel erzielten Scherfestigkeit von „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen. Die Fehlerindikatoren stellen die beidseitige Standardabweichung dar.

Neben der gleichmäßigen Scherfestigkeitsverteilung führt die gesteigerte Werkzeugtemperatur außerdem zu einem Scherfestigkeitsanstieg (vgl. Bild 7.15). Ursache dafür ist die mit der Werkzeugtemperatur gekoppelten Metallgurt- bzw. Haftvermittlertemperatur (vgl. Bild 5.3). Dadurch steigt die Kontakttemperatur beim Verbinden mit dem GMT an und begünstigt die makromolekulare Interdiffusion der beiden Grenzflächen. Diese Erkenntnis stimmt mit den Untersuchungsergebnissen von GIUSTI und LUCCHETTA überein, die anhand von Kopfzugtests an hinterspritzten PP-Probenkörpern die Massetemperatur als maßgebliche Prozessgröße für die Verbundfestigkeit ermittelten [85]. Ebenfalls stellten LEONG *et al.* durch Transmissionselektronenmikroskopie an hinterspritzten PP-Probenkörpern mit einem PP-Film fest, dass die Grenzschicht mit steigender Filmtemperatur beim Spritzgussvorgang homogenisiert wird. Während die Grenzschicht bei einer Filmtemperatur von 120 °C noch deutlich erkennbar ist, bildet sich bei Filmtemperaturen von 130 °C und 140 °C ein homogener Übergang [154].

Aus dem Vergleich der Scherfestigkeiten der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken kann eine weitere Erkenntnis abgeleitet werden. Die in diesem Verfahren erreichte Verbundfestigkeit unterscheidet sich nicht bei den gewählten Materialpaarungen des GMT mit verzinktem Stahl oder einer 5000er Aluminiumlegierung. Zudem beeinflusst das Dickenverhältnis der GMT- und Metallbestandteile im Gurtverbundbereich die Scherfestigkeit nicht. Durch die unterschiedlichen Metallgurtdicken ($t_{\text{ST}}=1,5 \text{ mm}$ / $t_{\text{AL}}=3,0 \text{ mm}$) ergeben sich über die Länge des Hybridbalkens Bereiche mit GMT-Dicken zwischen 2,5 mm und 6 mm. Diese unterschiedlichen Dickenverhältnisse rufen jedoch keine signifikanten Scherfestigkeitsänderungen hervor. Lediglich die Faserverteilung wird durch die unterschiedlichen Höhen des Fließspalts beeinflusst (vgl. Bild 7.14). Bei schmalen und tiefen Konturen können zunehmend Faserverarmungen auftreten, die durch sich festsetzende Faserbündel im Fließspalt entstehen. Diese Faserverarmungen bzw. lokalen Anhäufungen scheinen die Scherfestigkeit der Grenzschicht jedoch nicht maßgeblich zu beeinflussen.

8 Charakterisierung der Hybridbalken unter Biegebelastung

Die im Verlauf der Arbeit hergestellten Hybridbalken werden einer mechanischen Prüfung unterzogen, mit der die strukturelle Integrität bewertet wird. Die Hybridbalken werden dafür entsprechend dem Anwendungsfeld in einem Dreipunktbiegetest bis zum Versagen belastet. Der Fokus dieser Untersuchung liegt auf dem Verhalten der Grenzschichten zwischen dem GMT-Kern und den Metallgurten. Es werden die auftretenden Versagensarten und deren Beeinflussung durch die erzielte Verbundfestigkeit analysiert.

Dem Dreipunktbiegetest werden alle Hybridbalkenkonfigurationen unterzogen, um die Unterschiede der Strukturen zu analysieren. Anhand mechanischer Kennwerte werden anschließend die unterschiedlichen Hybridbalken verglichen. Dadurch wird insbesondere der Einfluss der Metallgurtverstärkung auf die Biegebelastbarkeit untersucht. Zudem wird ermittelt, welche Anforderungsprofile durch die unterschiedlichen Metallgurtvarianten abgedeckt werden können.

Der Charakterisierung aller Hybridbalken schließt sich die Einflussanalyse der während des Herstellprozesses gemessenen Prozessgrößen an. Daraus werden zum einen die notwendigen Prozesseinstellungen ermittelt, mit denen eine hohe Verbundfestigkeit der Hybridbalken erzielt wird. Zum anderen werden die Störgrößen und deren Einfluss auf die Streuung der mechanischen Eigenschaften bewertet. Daraus abgeleitet werden Optimierungsansätze für eine weitergehende Entwicklung des Verfahrens.

Zum Schluss erfolgt ein Vergleich der untersuchten Hybridbalken mit den Versuchsträgern aus dem Stand der Technik. Dazu werden die mechanischen Eigenschaften und die Versagensarten berücksichtigt. Weiterhin werden die zur Herstellung notwendigen Prozessschritte im Vergleich mit einbezogen.

8.1 Analyse der Verbundfestigkeit und des Versagensverhaltens⁶

Die Verbundfestigkeit und das Versagensverhalten der hergestellten Hybridbalken wird im Folgenden analysiert. Da die Untersuchung der Scherfestigkeiten auf Probenebene bereits gezeigt hat, dass die höhere Werkzeugtemperatur zu größerer Verbundfestigkeit führt, werden die Untersuchungen in diesem Kapitel nur an Hybridbalken durchgeführt, die bei $T_W=130\text{ °C}$ hergestellt wurden. Die Testergebnisse der bei $T_W=100\text{ °C}$ hergestellten Hybridbalken werden später im Kapitel „Einflussanalyse der Prozessgrößen“ erläutert.

Zunächst werden die Testergebnisse der „GMT+ST“-Hybridbalken vorgestellt und ausgewertet. Weil die getesteten „GMT+ST“-Hybridbalken zwei unterschiedliche Versagensarten aufweisen, werden diese jeweils an einem repräsentativen Test detailliert

⁶ Die für diesen Abschnitt verwendeten Daten sind in Teilen aus MENNE [149] entnommen.

untersucht. Im Anschluss werden die Untersuchungen an den „GMT+AL“-Hybridbalken analysiert.

8.1.1 Hybridbalken mit Stahlgurten

Die „GMT+ST“-Hybridbalken versagen trotz gleicher Herstellungsweise und Testprozedur auf zwei unterschiedliche Arten. Zudem weisen die Hybridbalken Unterschiede in den Kraft-Weg-Kurven des Dreipunktbiegetests auf (vgl. Bild 8.1).

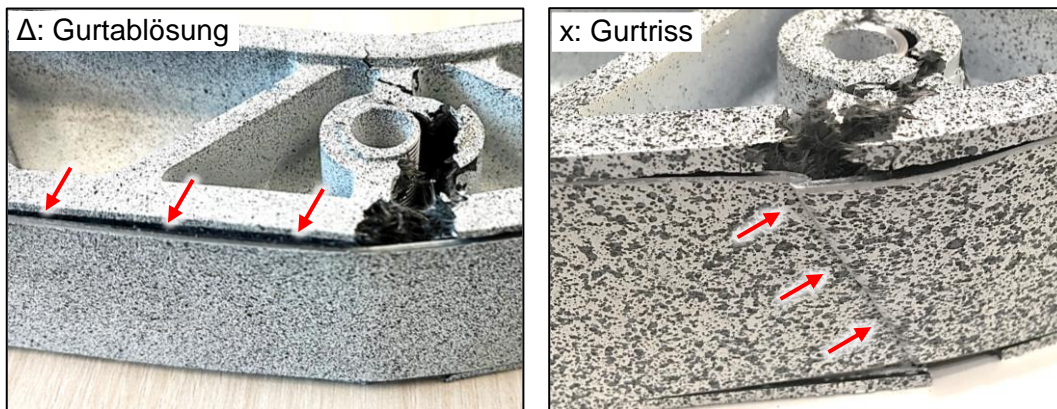
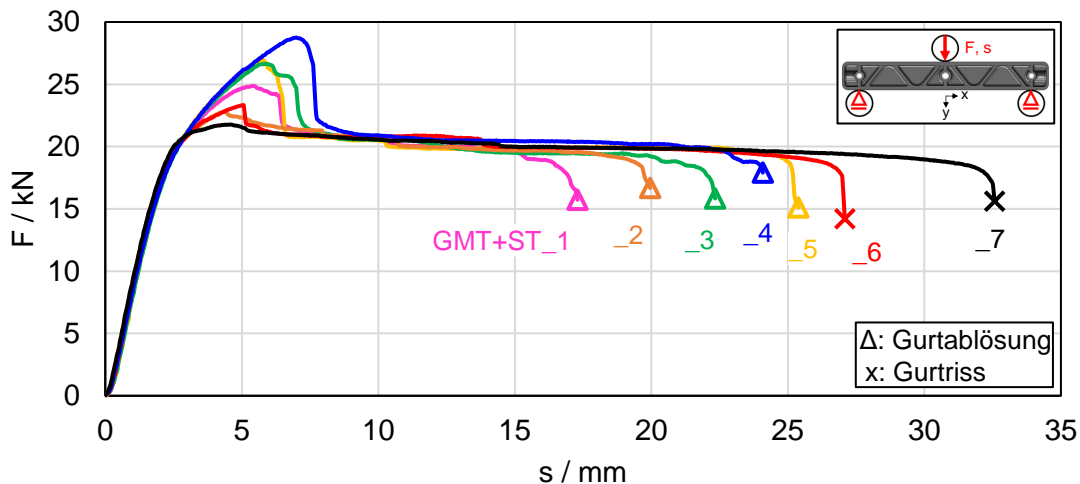


Bild 8.1 Oben: Kraft-Weg-Verlauf der getesteten „GMT+ST“-Hybridbalken, hergestellt bei $T_W=130\text{ °C}$. Die Versagensart ist durch die Markierung der jeweiligen Kurvenenden dargestellt. Unten: Darstellung der zwei Versagensarten

Zunächst sind alle Hybridbalken durch einen linearen Kraftanstieg gekennzeichnet. Im Anschluss an den linearen Bereich flacht der Kraftanstieg ab. Ein Teil der Hybridbalken erfährt eine weitere Kraftsteigerung mit anschließend abruptem Kraftabfall. Der andere Teil der Hybridbalken geht aus dem linearen Bereich ohne weiteren Kraftanstieg in einen Bereich konstanter Kraft über.

Dieses Plateau mit nahezu konstanter Kraft über einen großen Verformungsweg zeigen hingegen alle Hybridbalken. Auch bei den Hybridbalken mit ausgeprägtem

Kraftmaximum fällt die Kraft anschließend auf ein identisches Niveau bis zum Versagen ab. Diese Kraft wird aufrechterhalten, bis die Hybridbalken versagen. Das Versagen der Hybridbalken tritt bei unterschiedlichen Verformungen auf. Das Versagen der Hybridbalken bei geringer Verformung ist stets durch die Ablösung des Stahluntergurts (Gurtablösung) von der GMT-Kernstruktur gekennzeichnet (vgl. Bild 8.1, unten links). Bei höheren Verformungen tritt hingegen ein anderer Versagensmodus auf. Hierbei reißt der Stahluntergurt (Gurtriss), wodurch die Kraft ebenfalls schlagartig auf null abfällt. Auffällig ist, dass die Hybridbalken mit ausgeprägtem Kraftmaximum durch eine Gurtablösung versagen, während die Hybridbalken mit einem Riss des Stahluntergurts deutlich geringere Maximalkräfte aufweisen.

Um das Verhalten der unterschiedlichen Hybridbalken genauer untersuchen zu können, werden die Ergebnisse der optischen Messungen hinzugezogen. Dazu wird die Belastung der Struktur anhand der ersten Hauptdehnung analysiert, die über die Oberfläche des Hybridbalkens farbig dargestellt wird (vgl. Bild 8.2). Zudem wird die erste Hauptdehnung im Mittelpunkt des Stahluntergurts ($\epsilon_{1,u}$) als skalare Größe über den Deformationsweg aufgetragen. Der Messpunkt ist im Konturdiagramm (1) in Bild 8.2 dargestellt. Ebenfalls wird die Kraft F über den Deformationsweg aufgetragen. Somit können die Beanspruchungszustände der Kernstruktur und des Stahluntergurts gleichzeitig bewertet werden. Analysiert wird zunächst ein Hybridbalken, bei dem der Stahluntergurt reißt.

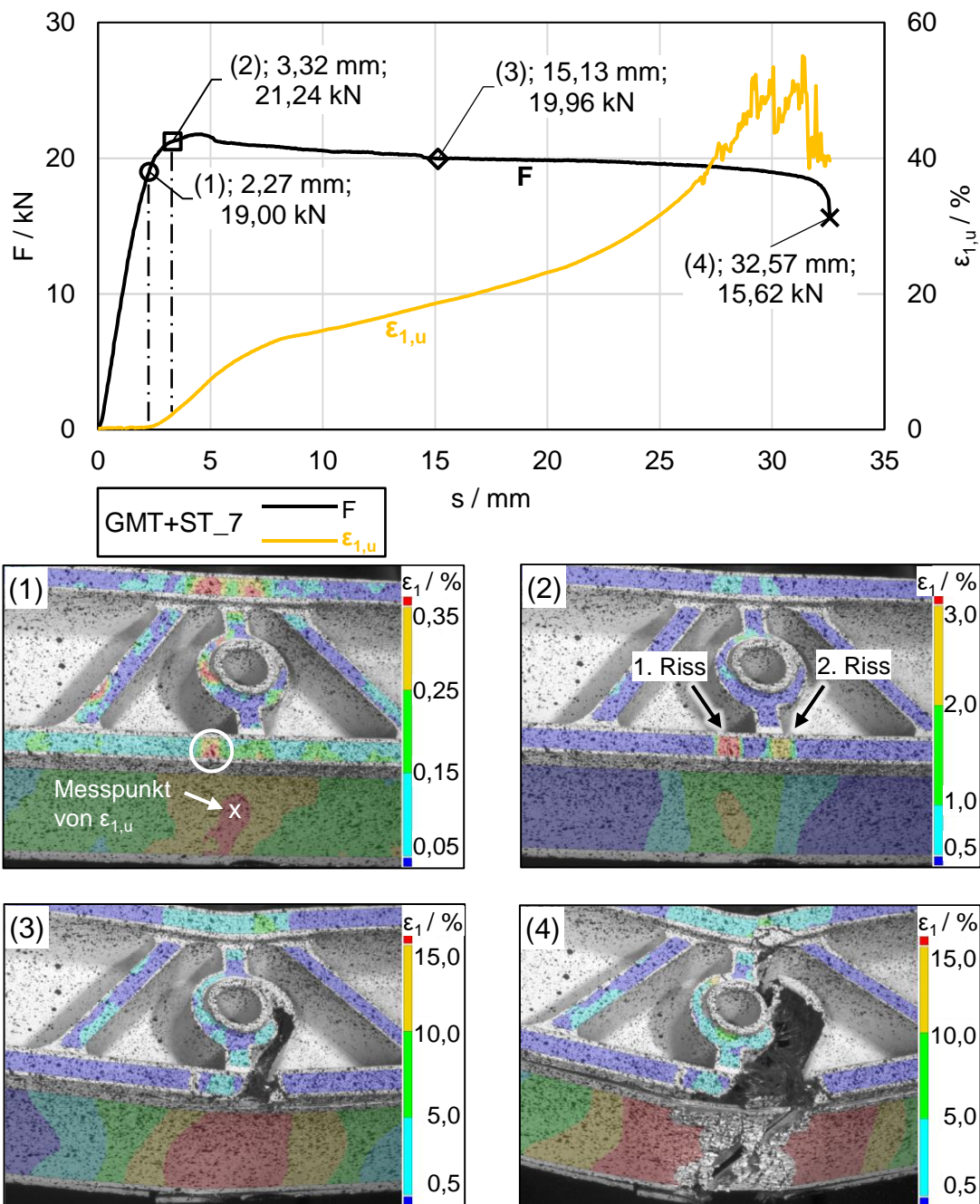


Bild 8.2 Belastungsverlauf und Deformationsanalyse des Hybridbalkens GMT+ST_7, hergestellt bei $T_W=130\text{ °C}$. Darstellung der ersten Hauptdehnung in den Konturdiagrammen (1) bis (4).

Anhand des Kraft-Weg-Diagramms und der gleichzeitigen Analyse der Dehnung des Untergurts kann das Strukturverhalten über die Testdauer beschrieben werden. Zunächst tritt ein linearer Kraftanstieg auf, der in Übereinstimmung mit der analytischen Vorauslegung den elastischen Verformungsbereich der Hybridstruktur kennzeichnet. Aus der ersten Hauptdehnung im Stahluntergurt ($\epsilon_{1,u}$) geht der Deformationsweg hervor, bei dem anschließend die plastische Verformung im Untergurt einsetzt. Dazu wird die Gesamtdehnung aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm des eingesetzten Stahls

entnommen ($\varepsilon_{pl}=0,38\%$), bei der die $R_{p0,2}$ -Fließgrenze erreicht ist. Aus dem Schnittpunkt dieses Werts und der Dehnungskurve wird der Zeitpunkt (1) ermittelt. Zu diesem Zeitpunkt der Gurtplastifizierung ist noch kein Riss auf der Kernstruktur-Oberfläche zu erkennen (vgl. Bild 8.2-(1)). Jedoch ist zu bemerken, dass es im Bereich des GMT-Materialreservoirs an der vorderen Kante lokal zu einer Dehnungsüberhöhung kommt (eingekreister Bereich). Diese lässt sich auf die im kleinen Maßstab inhomogenen Materialeigenschaften, bedingt durch variierende Faserorientierung, -verteilung und Lufteinschlüsse, zurückführen [155].

Mit fortschreitender Belastung nimmt die plastische Dehnung im Untergurt stark zu. Die starke Plastifizierung des Stahluntergurts lokalisiert sich in der Mitte des Balkens. Als Konsequenz der Gurtplastifizierung flacht die Kraft-Weg-Kurve ab. In Zeitpunkt (2) entstehen zwei Risse vorderseitig im GMT an der untersten Stelle des Hybridbalkens. Der erste Riss befindet sich außermittig in Balkenlängsrichtung und kennzeichnet die Stelle, an der zuvor bereits eine Dehnungsüberhöhung ersichtlich wurde (vgl. Bild 8.2-(2)). Der zweite Riss tritt unmittelbar nach dem ersten Riss auf und befindet sich mittig in Balkenlängsrichtung. Die lokalen Dehnungen an den Rissen sind höher als die Bruchdehnung aus dem Datenblatt des GMT ($\varepsilon_B=2,3\%$). Allerdings wird die Bruchdehnung im Zugversuch mittels A50-Extensometer ermittelt, sodass etwaige Dehnungsüberhöhungen an der Stelle des Bruchs nicht aufgelöst werden. Mit dieser Rissentstehung ist kein Kraftabfall verbunden, weil der Riss erst im Bereich des Materialreservoirs entsteht, der lediglich 2 mm Dicke auf Vor- und Rückseite des Hybridbalkens aufweist (vgl. Bild 4.2).

Im weiteren Verlauf öffnet sich der Riss im GMT und breitet sich in Richtung des Obergurts aus (vgl. Bild 8.2-(3)). Der Abfall der Kraft nach dem Maximum ist auf den Riss des kompletten GMT-Untergurts zurückzuführen. Mit diesem Riss des GMT-Untergurts steigt die Dehnung im Stahluntergurt weiter an. Diese Dehnungszunahme wird durch die einsetzende Spannungsumlagerung aus dem versagten GMT-Untergurt in den Stahluntergurt hervorgerufen. Im weiteren Verformungsverlauf sinkt die Kraft geringfügig ab. Das liegt zum einen an dem kleinen Einfluss der Kernstruktur auf die Gesamtsteifigkeit (11 %). Zum anderen steigen die Gurtkräfte durch die einsetzende Kaltverfestigung des Stahls an. Dieser weist mit einem Streckgrenzenverhältnis von 84 % das dafür erforderliche Verfestigungsverhalten auf.

Vor dem Versagen des Hybridbalkens beginnt der Stahluntergurt im mittleren Bereich einzuschnüren (vgl. Bild 8.2-(4)). Zu diesem Zeitpunkt ist der Riss in der Kernstruktur bereits bis zum oberen Gurtbereich fortgeschritten. Weiterhin löst sich das Prüfmuster im Bereich höchster Dehnungen vom Untergurt ab, weshalb die Facettenerkennung Fehler produziert und das Signal der Maximaldehnung zunehmend verzerrt ist. Sobald der Untergurt reißt, sinkt die Kraft auf null ab. Danach sind die beiden Hälften des Hybridbalkens lediglich durch den oberen Gurtbereich miteinander verbunden. Im weiteren Versuchsablauf wird der Hybridbalken nur noch um den oberen Gurt gebogen, woraus eine sehr geringe Reaktionskraft resultiert. Weil das hauptsächliche Versagen durch den

Riss des Untergurts definiert wird, ist dieser Teil des Kraft-Weg-Diagramms nicht weiter dargestellt und analysiert.

Nachfolgend wird in der gleichen Weise das Testergebnis eines Hybridbalkens (GMT+ST_5) analysiert, der durch das Ablösen des Stahluntergurts versagt (vgl. Bild 8.3). Zum Vergleich unterschiedlichen Strukturverhaltens sind die Verläufe des zuvor analysierten Hybridbalkens (GMT+ST_7) mit den gepunkteten Kurven hinterlegt.

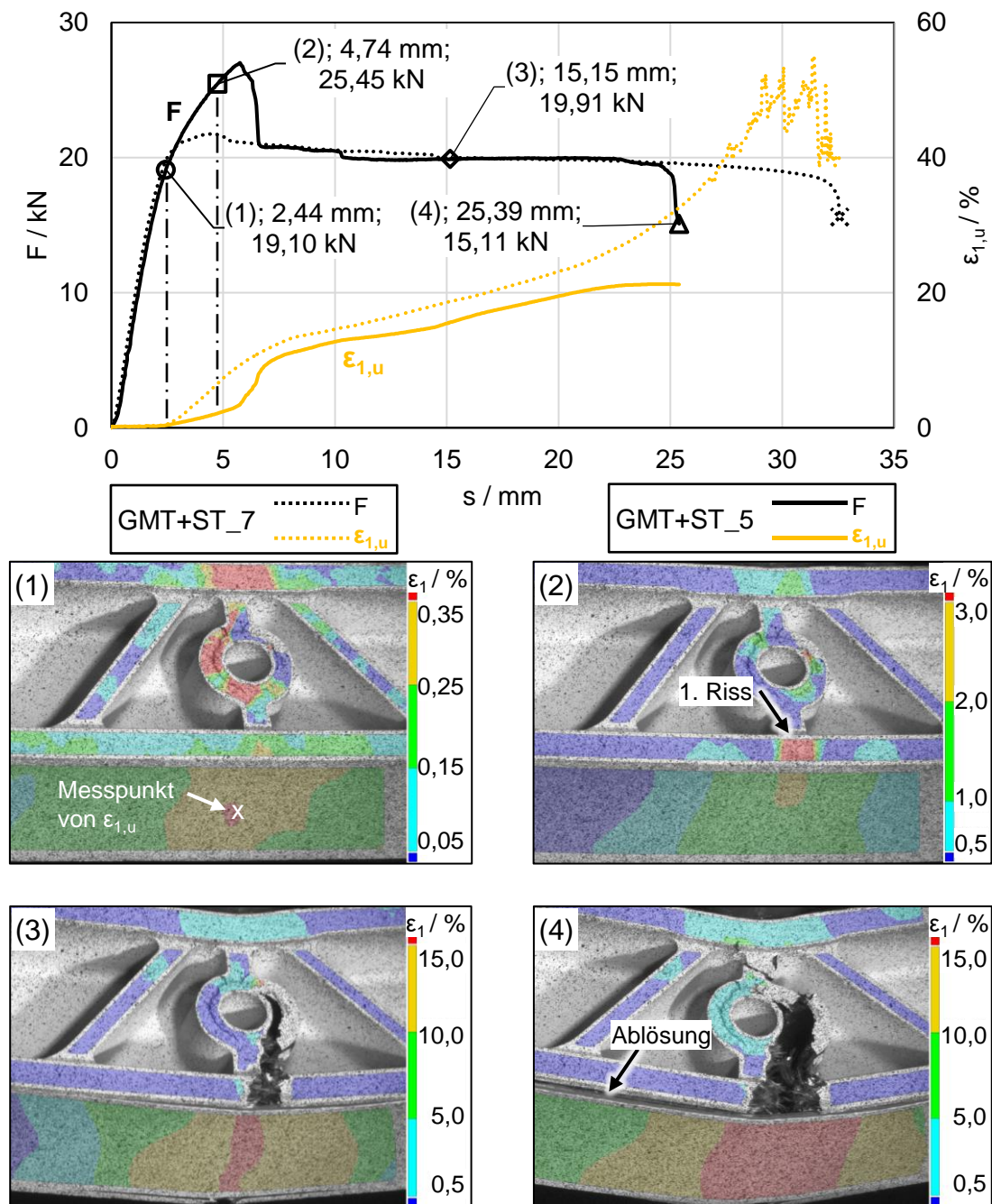


Bild 8.3 Belastungsverlauf und Deformationsanalyse des Hybridbalkens GMT+ST_5, hergestellt bei $T_W=130^\circ\text{C}$.

Der linear elastische Bereich verläuft bei beiden Hybridbalken bis Zeitpunkt (1) gleich. Danach hingegen unterscheiden sich die beiden Kurven voneinander. Die Kraft bei GMT+ST_5 steigt nach dem Überschreiten der Stahl-Streckgrenze weiter an, während der Kraftanstieg bei GMT+ST_7 stark abflacht. Erst in Zeitpunkt (2) entsteht im GMT-Untergurt mittig in Balkenlängsrichtung ein Riss. Dieser Riss setzt bei GMT+ST_5 deutlich später ein. Daraus geht die höhere Maximalkraft hervor, denn der GMT-Untergurt trägt länger zur Kraftübertragung bei. Die mit dem Rissbeginn einsetzende Spannungsumlagerung in den Stahluntergurt findet dementsprechend später statt, was anhand der Dehnungskurve ($\varepsilon_{1,u}$) zu erkennen ist. Der hohe Kraftabfall ist anschließend durch den vollständigen Riss des GMT-Untergurts gekennzeichnet. Die dabei stattfindende Spannungsumlagerung ist durch den steilen Dehnungsanstieg im Stahluntergurt zu erkennen. Die Kraft fällt auf das Kraftniveau von GMT+ST_7 herab.

Der Rissfortschritt und Kraftverlauf sind anschließend bei beiden Hybridbalken ähnlich. Lediglich in der Dehnung des Stahluntergurts unterscheiden sich die Proben. GMT+ST_5 weist eine geringere Maximaldehnung auf als GMT+ST_7. Das lässt sich ebenfalls an den jeweiligen Konturdiagrammen (3) von Bild 8.2 und Bild 8.3 erkennen.

Das Versagen von GMT+ST_5 ist durch das Ablösen des Stahluntergurts von der Kernstruktur in der linken Hälfte des Hybridbalkens bedingt. Ähnlich zu GMT+ST_7 sinkt die Kraft zunächst sehr langsam und fällt mit dem Ablösen des Stahluntergurts schlagartig ab. Jedoch unterscheiden sich durch die zwei ungleichen Versagensarten der Verformungsweg und die Maximaldehnung im Stahluntergurt. Die Ablösung bei GMT+ST_5 findet eher statt als der Riss des Stahluntergurts bei GMT+ST_7. Darüber hinaus nimmt die Dehnung im Stahluntergurt kurz vor dem Versagen nicht weiter zu, weil der Stahluntergurt von der Kernstruktur abgleitet. Hingegen steigt die maximale Dehnung im Stahluntergurt bei GMT+ST_7 weiter an.

Aus diesem Vergleich der beiden Testergebnisse geht hervor, dass die unter gleichen Prozesseinstellungen hergestellten Hybridbalken unterschiedliche mechanische Eigenschaften aufweisen. Die voneinander abweichenden Maximalkräfte können auf die mechanischen Eigenschaften des GMT nach der Verarbeitung zurückgeführt werden, denn bei den Hybridbalken mit hoher Maximalkraft tritt ein Riss im GMT erst später ein als bei den Hybridbalken mit niedriger Maximalkraft. Die variierenden Materialeigenschaften des GMT sind bereits im Ausgangszustand auf Inhomogenitäten wie ungleiche Faser-Verteilung und -orientierung sowie auf Fehlstellen wie Lufteinschlüsse zurückzuführen [155]. Zudem können die Inhomogenitäten durch den Verarbeitungsprozess verstärkt werden, indem es beispielsweise zu Faserverarmungen an engen Fließwegen in der Kavität kommt [156].

Um die Ursache für die unterschiedlichen Deformationswege beim Versagen und insbesondere für die zwei unterschiedlichen Versagensarten zu ermitteln, wird die Verbindung zwischen dem Stahluntergurt und der Kernstruktur genauer untersucht. Dafür werden Abstände auf der Unterseite des Hybridbalkens zwischen dem GMT-Materialreservoir und der Mitte des Stahluntergurts eingeführt, mit denen die Relativverschiebung L

gemessen wird. Durch die Anordnung der Messpunkte in der Mitte des Stahluntergurts wird die Querkontraktion des einschnürenden Gurts aus den Messungen der Abstandsänderungen eliminiert. Es werden über die Länge des Hybridbalkens (in x-Richtung) sieben Abstände in gleicher Distanz zueinander (19 mm) angelegt. Der Abstand L1 befindet sich unterhalb der Lasteinleitung (mittig in Balkenlängsrichtung) und der Abstand L7 neben dem Auflager in dem optisch noch messbaren Bereich des Untergurts (vgl. Bild 8.4).

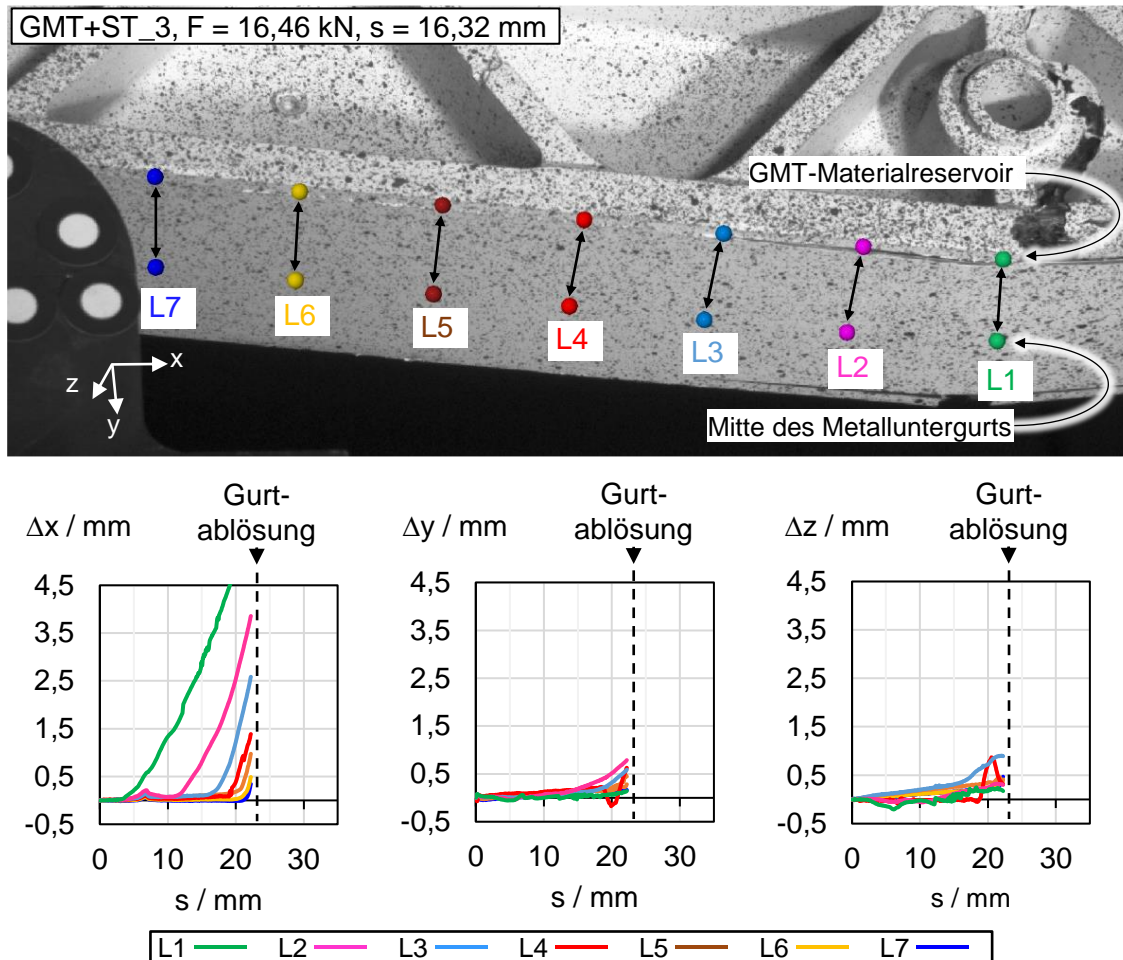


Bild 8.4 Analyse der Relativverschiebung zwischen Stahluntergurt und GMT-Materialreservoir (Kernstruktur) am Hybridbalken GMT+ST_3. Oben: Definition der Abstände (L1...L7). Unten: Auswertung der Abstandsänderungen über den Verformungsweg.

Aus der koordinatenweisen Auflösung der Abstandsänderungen geht hervor, dass sich der Stahluntergurt überwiegend in x-Richtung relativ zum GMT-Materialreservoir (Kernstruktur) verschiebt. Kurz vor der vollständigen Ablösung des Stahluntergurts steigen die Abstände in y-Richtung geringfügig an, was auf eine leichte Rissöffnung in der Grenzschicht hinweist. Weiterhin kann festgestellt werden, dass die Relativbewegung in x-Richtung in der Mitte am größten ist ($L1_x$) und nach außen in Richtung der Auflager abnimmt. Dabei beginnen die Abstände $L1_x$, $L2_x$ und $L3_x$ nacheinander anzusteigen. Die Abstände $L4_x$ bis $L7_x$ steigen wiederum nicht nennenswert an. Um die Korrelation zum

Kraftverlauf F zu ermöglichen, werden die Verläufe der Kraft und der Abstandsänderungen in x -Richtung in einem Diagramm dargestellt (vgl. Bild 8.5). Die Abstände in y - und z -Richtung werden aufgrund des geringfügigen Anstiegs und zur Wahrung der Übersichtlichkeit nicht dargestellt.

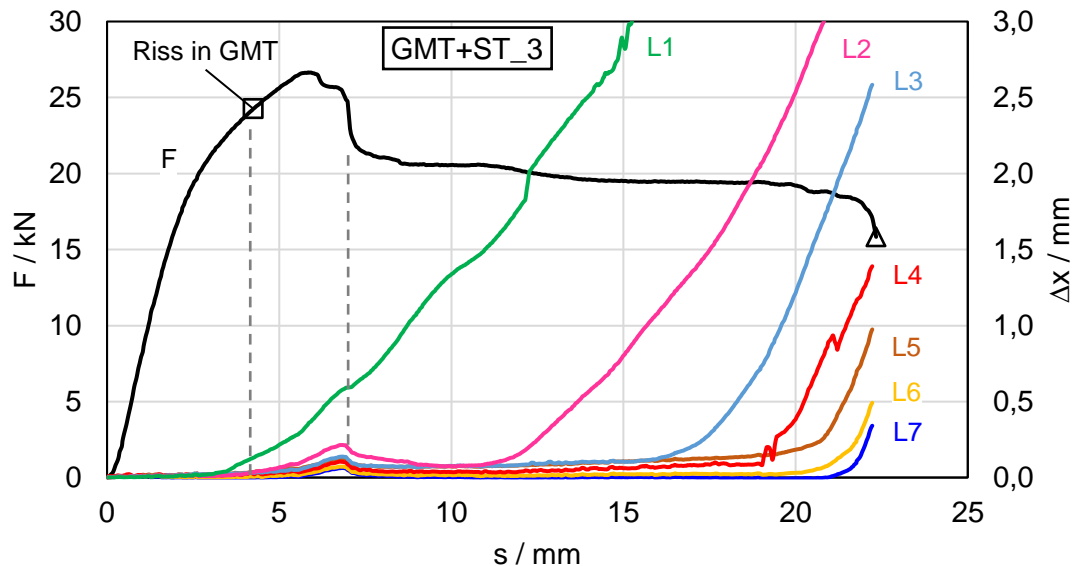


Bild 8.5 Analyse der Relativverschiebung zwischen Stahluntergurt und GMT-Materialreservoir (Kernstruktur) am Hybridbalken GMT+ST_3, bei dem die Ablösung des Stahluntergurts zum Versagen führt. Die Kraft F ist auf der Primärachse und die Relativverschiebungen $L1 \dots L7$ in x -Richtung sind auf der Sekundärachse aufgetragen.

Aus der überlagerten Darstellung der Kraft und den Relativverschiebungen kann die Beanspruchung der Grenzschicht über den Testverlauf bewertet werden. Während des zunächst linearen Kraftanstiegs nehmen die Relativverschiebungen nicht messbar zu. Kurz vor dem Beginn des Risses im GMT-Materialreservoir steigt $L1_x$ jedoch an. Bis zum Kraftmaximum erfahren auch die anderen Relativverschiebungen einen Anstieg, der allerdings nicht so groß ist wie der von $L1_x$. Nach dem Kraftabfall steigt die Relativverschiebung $L1_x$ weiter an. Die Relativverschiebungen $L2_x \dots L7_x$ sinken mit dem Kraftabfall wieder. Diese Feststellung deutet darauf hin, dass an der Position von Abstand $L1_x$ eine bleibende Verschiebung zwischen dem Stahluntergurt und der Kernstruktur herrscht, während die Relativverschiebungen $L2_x \dots L7_x$ zu diesem Verformungsstadium noch reversibel sind.

Mit zunehmendem Deformationsweg beginnen die Relativverschiebungen $L2_x \dots L7_x$ nacheinander erneut anzusteigen. Diese Reihenfolge zeigt, dass die Relativverschiebung des Stahluntergurts von der Mitte des Hybridbalken nach außen fortschreitet. Kurz vor dem Versagen weisen alle Relativverschiebungen einen steilen Anstieg auf. Durch die kurzzeitige und hochdynamische Bewegung des Stahluntergurts während der Ablösung kann die optische Messtechnik die Relativverschiebung zu diesem Zeitpunkt nicht

auswerten. Die schlagartige Zunahme aller Relativverschiebungen zum Zeitpunkt der Ablösung ist deshalb im Diagramm nicht enthalten.

Die Beanspruchung der Grenzschicht im Dreipunktbiegetest gleicht der im Druckschertest (vgl. Bild 6.2), weil die Verbindung von Stahl und GMT maßgeblich durch Schub belastet wird. Auch die Relativverschiebung von $L1_x$, bei der eine bleibende Verformung vorliegt, korreliert mit den Bruchwegen des Druckschertests. Daraus kann abgeleitet werden, dass die Grenzschicht zwischen Stahluntergurt und GMT-Kernstruktur im Dreipunktbiegetest gemäß den nacheinander ansteigenden Abständen sukzessive von der Mitte des Hybridbalkens nach außen hin versagt. Somit bleibt bei der fortschreitenden Schädigung der Grenzschicht zunehmend weniger Fügefläche intakt, durch die Kräfte in den Stahluntergurt übertragen werden. Dadurch steigt die Schubspannung in der verbleibenden Grenzfläche, bis die maximale Tragfähigkeit erreicht ist und vollständiges Versagen eintritt.

Durch die Analyse der Hybridbalken GMT+ST_6 und GMT+ST_7, bei denen ein Riss des Stahluntergurts zum Versagen führt, können die Unterschiede in der Grenzschichtschädigung zu den Hybridbalken mit Gurtablösung aufgezeigt werden (vgl. Bild 8.6). Daraus können weiterhin die Ursachen geschlussfolgert werden, weshalb die unterschiedlichen Versagensarten der Gurtablösung und des Gurtrisses auftreten.

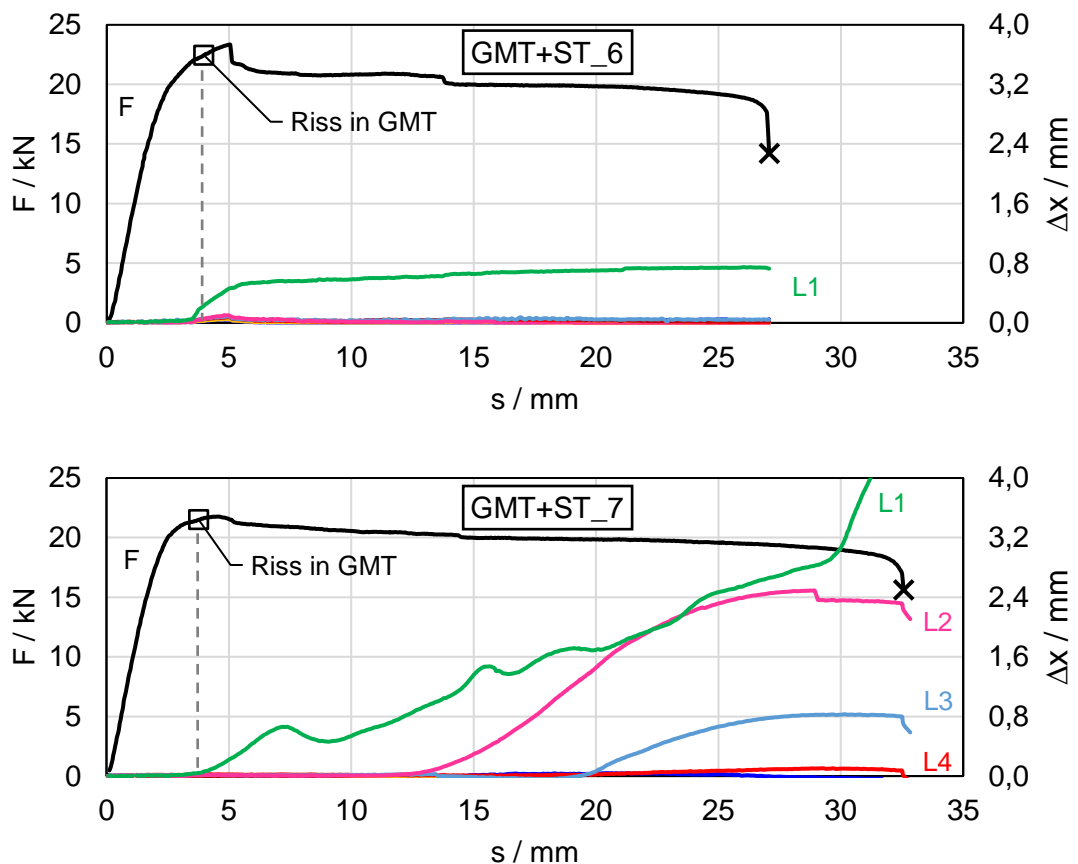


Bild 8.6 Analyse der Relativverschiebung zwischen Stahluntergurt und GMT-Materialreservoir (Kernstruktur) an den Hybridbalken GMT+ST_6 und GMT+ST_7, bei denen der Riss des Stahluntergurts zum Versagen führt. Die Kraft F ist auf der Primärachse und die Relativverschiebungen $L1 \dots L7$ in x -Richtung sind auf der Sekundärachse aufgetragen.

Die Relativverschiebung zwischen dem Stahluntergurt und der GMT-Kernstruktur verhält sich zunächst bei allen Hybridbalken gleich. Mit dem Rissbeginn im GMT steigt der Abstand $L1_x$ an. Auffällig ist jedoch, dass bei dem Hybridbalken GMT+ST_6 über den ganzen Testverlauf nur der Abstand $L1_x$ ansteigt und dieser dabei ein geringes Niveau aufweist. Bei allen anderen Abständen ($L2_x \dots L7_x$) sind keine signifikanten Änderungen zu erkennen. Zum Testende weist nur der Abstand $L1_x$ eine bleibende Längenänderung auf.

Bei dem Hybridbalken GMT+ST_7 steigen neben dem Abstand $L1_x$ auch die Abstände $L2_x$, $L3_x$ und $L4_x$ nacheinander an. Jedoch sinkt der Abstand $L4_x$ nach dem Riss des Stahluntergurts wieder auf null ab. Die Abstände $L1_x$, $L2_x$ und $L3_x$ weisen eine bleibende Längenänderung auf. Bei dem Hybridbalken GMT+ST_7 schreitet der Riss in der Grenzschicht demnach weiter fort als bei GMT+ST_6.

Bei diesen beiden Hybridbalken wird der Riss in der Grenzschicht gestoppt, wodurch die Verbindung des Stahluntergurts zur GMT-Kernstruktur über den gesamten Testverlauf intakt bleibt. Demnach findet die Kraftübertragung in den Stahluntergurt bis zu dessen

Bruch statt. Diese höhere Belastbarkeit der Grenzschicht kann auf eine gesteigerte Scherfestigkeit zurückgeführt werden, die eine weitere Ausbreitung des Risses unterbindet. Aus den Voruntersuchungen mittels Druckschertest ist bekannt, dass die mittlere Scherfestigkeit einer entsprechenden Streuung unterlegen ist (relative Standardabweichung von 9 %, vgl. Bild 7.15). Weil das Versagen des Hybridbalkens in diesem Test maßgeblich durch die Grenzschichtfestigkeit beeinflusst wird, überträgt sich die Streuung der Scherfestigkeit auf das gesamte Bauteilverhalten und -versagen.

Der Einfluss der Scherfestigkeit und des entsprechenden Rissfortschritts in der Grenzschicht lässt sich ebenfalls an der Dehnungsverteilung im Stahluntergurt erkennen (vgl. Bild 8.7). Verglichen werden dazu wieder die Hybridbalken GMT+ST_6 und GMT+ST_7, die unterschiedliche Rissfortschritte aufweisen.

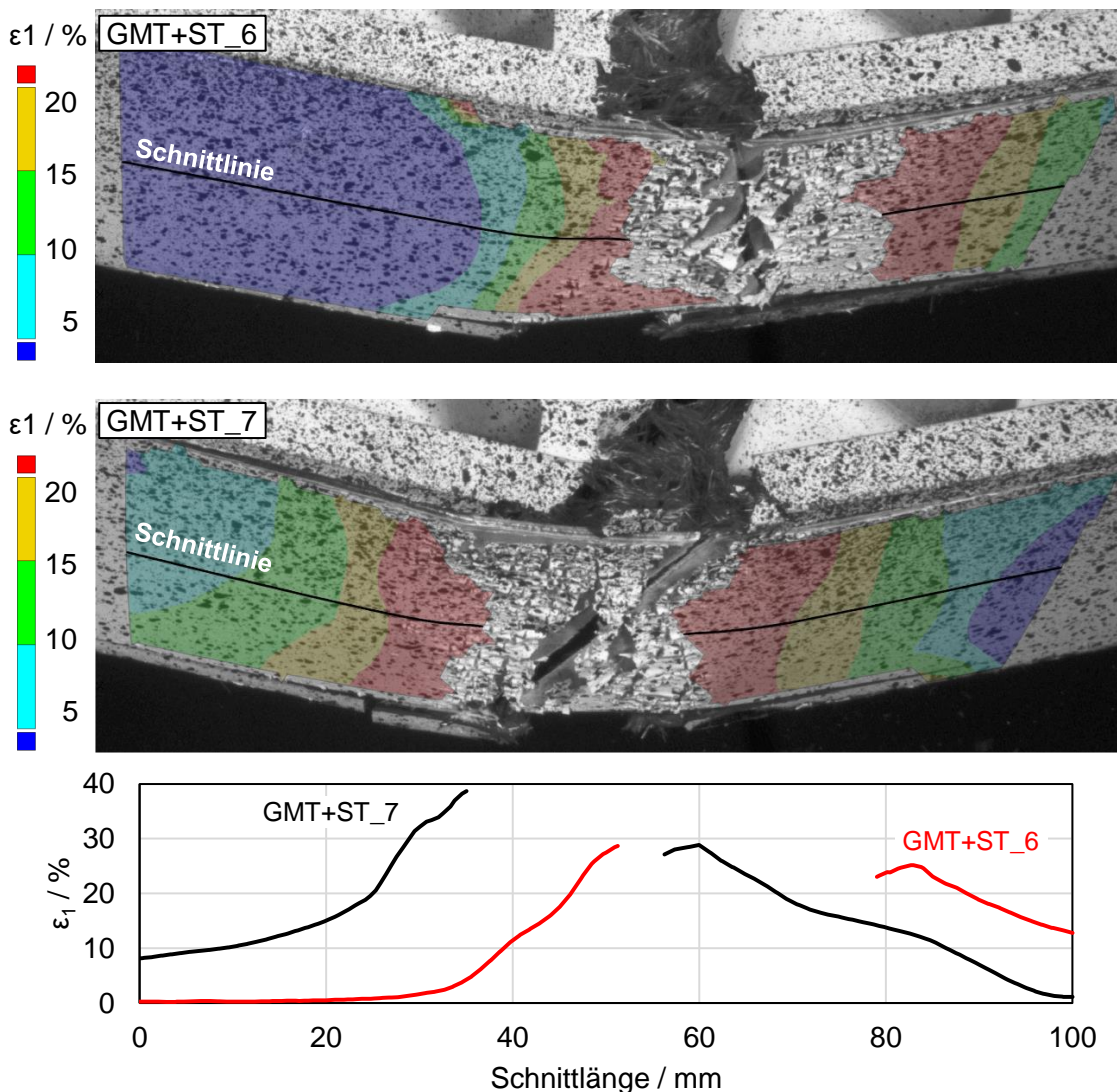


Bild 8.7 Vergleich der Deformation des Stahluntergurts von den Proben GMT+ST_6 (oben) und GMT+ST_7 (unten) anhand der ersten Hauptdehnung

Es sind zwei Konturdiagramme der jeweiligen Hybridbalken nach dem Versagen des Stahluntergurts dargestellt. Anhand der beiden Konturdiagramme kann zunächst

festgestellt werden, dass die Stahluntergurte nicht an der gleichen Stelle brechen. Während sich der Riss des Stahluntergurts von GMT+ST_6 außermittig und seitlich versetzt zum Bruch der GMT-Kernstruktur befindet, reißt der Stahluntergurt von GMT+ST_7 in der Mitte des Hybridbalkens. Auffällig ist weiterhin, dass die Dehnung des Stahluntergurts von GMT+ST_6 links neben dem Riss stark abfällt und deutlich niedriger ist als bei GMT+ST_7. Diese Feststellung wird zusätzlich durch das Liniendiagramm (Bild 8.7 unten) gestützt, das die erste Hauptdehnung entlang der Schnittlinie zeigt.

Erklären lässt sich diese Verformungssituation mit der Beobachtung aus Bild 8.6. Daraus geht der geringfügig fortgeschrittene Riss der Grenzschicht in der linken Hälfte von GMT+ST_6 hervor. Somit sind der Stahluntergurt und die GMT-Kernstruktur unmittelbar neben dem Riss miteinander verbunden, woraus die Dehnungsbehinderung des Stahluntergurts resultiert. Durch die stark lokalisierte Beanspruchung des Stahluntergurts von GMT+ST_6 ergibt sich der geringere Verformungsweg des Hybridbalkens beim Versagen im Vergleich zu GMT+ST_7. Das Verformungsvermögen des Hybridbalkens an der zugbeanspruchten Unterseite beschränkt sich bei GMT+ST_6 auf einen kleinen Bereich des Stahluntergurts. Bei GMT+ST_7 hingegen wird ein größerer Bereich des Stahluntergurts gedehnt aufgrund des weiter fortgeschrittenen Risses in der Grenzschicht. Daraus wiederum ergibt sich der größere Deformationsweg, bei dem der Stahluntergurt reißt.

Diese Erkenntnisse führen zu der Schlussfolgerung, dass das Versagen und der zugeordnete Deformationsweg maßgeblich durch das mechanische Verhalten der Grenzschicht bestimmt werden. Zunächst wird eine ausreichende Scherfestigkeit im unteren Verbundbereich benötigt, um die Kraftübertragung bis zum Riss des Stahluntergurts aufrecht zu erhalten und das Risswachstum in der Grenzschicht zu stoppen. Jedoch führen höchste Scherfestigkeiten zu einem derart geringen Rissfortschritt in der Grenzschicht, dass die Beanspruchung des Stahluntergurts stark lokalisiert wird.

Daraus resultiert ein geringeres Deformationsvermögen des Hybridbalkens. Im Umkehrschluss wird das höchste Deformationsvermögen des Hybridbalkens erreicht, wenn der Rissfortschritt in der Grenzschicht einen möglichst großen Bereich des Stahluntergurts sukzessive freilegt und dann gestoppt wird, um das Deformationsvermögen des Stahluntergurts auszunutzen.

8.1.2 Hybridbalken mit Aluminiumgurten

Die Dreipunktbiegetests der „GMT+AL“-Hybridbalken zeigen, dass bei allen getesteten Proben das Versagen durch die Ablösung des Aluminiumuntergurts gekennzeichnet ist. Die aufgezeichneten Kraft-Weg-Kurven der unter gleichen Prozessparametern hergestellten Hybridbalken sind bis auf den Deformationsweg beim Versagenseintritt gleich (vgl. Bild 8.8).

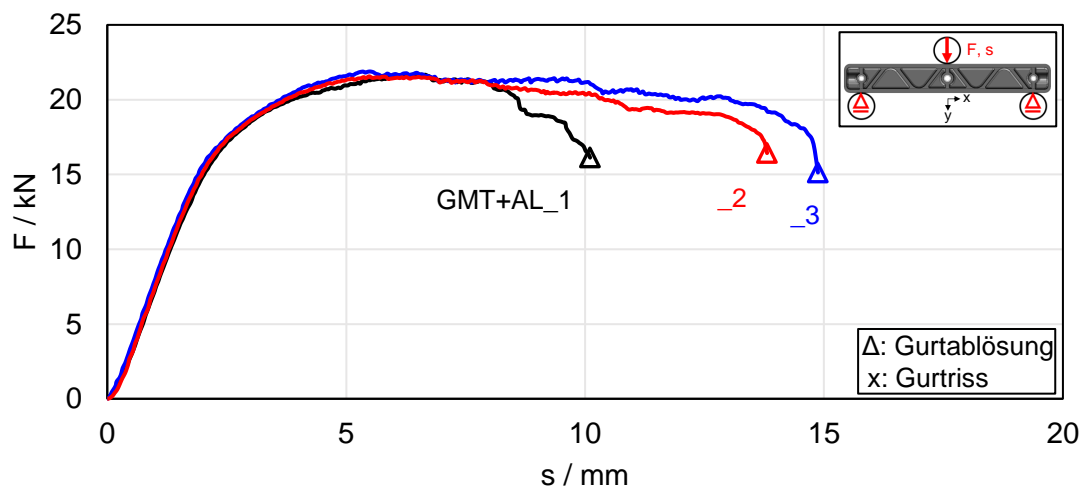


Bild 8.8 Kraft-Weg-Verlauf der getesteten „GMT+AL“-Hybridbalken, hergestellt bei $T_w=130\text{ °C}$. Alle Hybridbalken versagen durch Gurtablösung.

Die „GMT+AL“-Hybridbalken zeigen zunächst einen linearen Kraftanstieg, der anschließend abflacht und in ein Plateau mit konstanter Kraft übergeht. Die drei getesteten Hybridbalken weisen unterschiedliche Deformationswege auf, bei denen das Versagen eintritt. Das Versagen ist jeweils durch einen zunächst langsamen Kraftabfall gekennzeichnet. Danach löst sich der untere Aluminiumgurt von der GMT-Kernstruktur ab, was ein rasches Versagen hervorruft.

Im Vergleich zu den „GMT+ST“-Hybridbalken ist kein ausgeprägtes Kraftmaximum zu erkennen. Weiterhin sind die Deformationswege der „GMT+AL“-Hybridbalken, bei denen das Versagen eintritt, deutlich geringer. Um diese unterschiedlichen Testverläufe und das ausschließliche Versagen durch Ablösung des Aluminiumuntergurts erklären zu können, werden die zuvor bei den „GMT+ST“-Hybridbalken angewandten Auswertungsmethoden auf den Hybridbalken GMT+AL_1 übertragen.

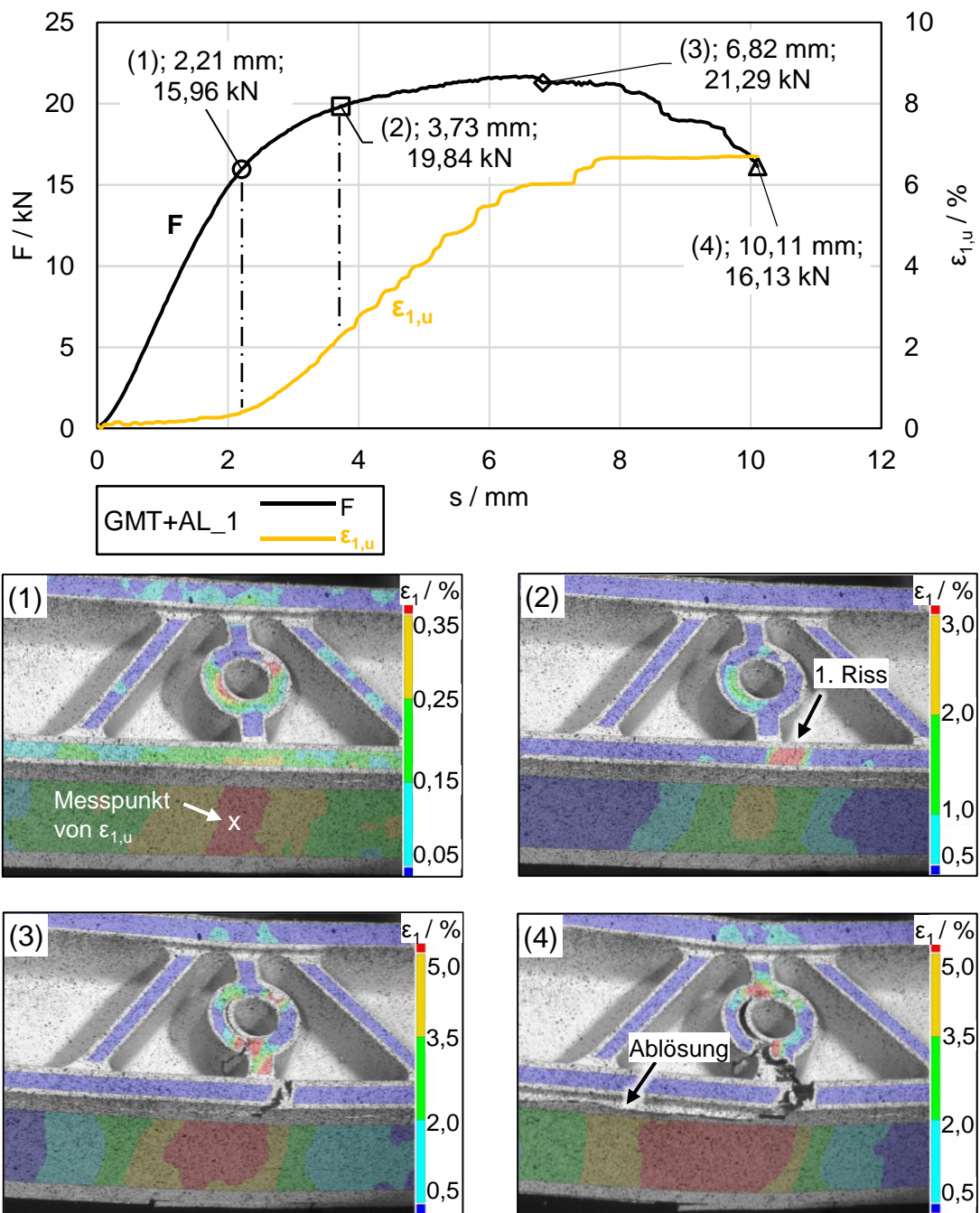


Bild 8.9 Belastungsverlauf und Deformationsanalyse des Hybridbalkens GMT+AL_1, hergestellt bei $T_W=130\text{ °C}$.

Aus der überlagerten Darstellung der Kraft F und der ersten Hauptdehnung im Aluminiumuntergurt $\epsilon_{1,u}$ kann der Zeitpunkt, an dem die Plastifizierung des Aluminiumuntergurts beginnt, analog zum vorherigen Vorgehen ermittelt werden. Zu diesem Zeitpunkt (1) ist noch kein Riss in der GMT-Kernstruktur zu erkennen. Ab dem Zeitpunkt der einsetzenden Plastifizierung nimmt die Steigung im Kraftverlauf ab. Gleichzeitig nimmt die Dehnung im Aluminiumuntergurt stark zu. In Zeitpunkt (2) bildet sich ein Riss im vorderen Teil des GMT-Materialreservoirs. Dieser Riss befindet sich in der Mitte der Balkenlängsrichtung und breitet sich mit zunehmender Verformung nach oben in Richtung des

Obergurts weiter aus. Der vollständige Riss des GMT-Untergurts findet bei dem Kraftmaximum vor Zeitpunkt (3) statt, führt jedoch nur zu einem geringen Kraftabfall. Eine deutliche Spannungumlagerung ist anhand der Dehnung im Aluminiumuntergurt hingegen nicht zu erkennen. Dies ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass der GMT-Untergurt durch die erhöhte Dicke des Aluminiumuntergurts (3,0 mm) deutlich dünner ist als bei den „GMT+ST“-Hybridbalken. Somit trägt der GMT-Untergurt im „GMT+AL“-Hybridbalken weniger zur Gesamtkraft bei als bei den „GMT+ST“-Hybridbalken.

Im weiteren Verlauf sinkt die Kraft langsam ab. Parallel dazu stagniert die maximale Dehnung im Aluminiumuntergurt. Daraus lässt sich schlussfolgern, dass der Aluminiumuntergurt keine zunehmende Belastung erfährt. In Zeitpunkt (4) löst sich schließlich der Aluminiumuntergurt auf der linken Seite des Hybridbalkens von der GMT-Kernstruktur. Zu diesem Zeitpunkt ist der Riss in der GMT-Kernstruktur bis oberhalb der Mittelhülse fortgeschritten.

Aus der Analyse der Relativverschiebung zwischen Aluminiumuntergurt und GMT-Kernstruktur zeigt sich, dass die Ablösung des Untergurts maßgeblich in x-Richtung stattfindet. Eine Relativverschiebung in y-Richtung, die einer Rissöffnung in der Grenzschicht entsprechen würde, ist nicht zu erkennen (vgl. Bild 8.10).

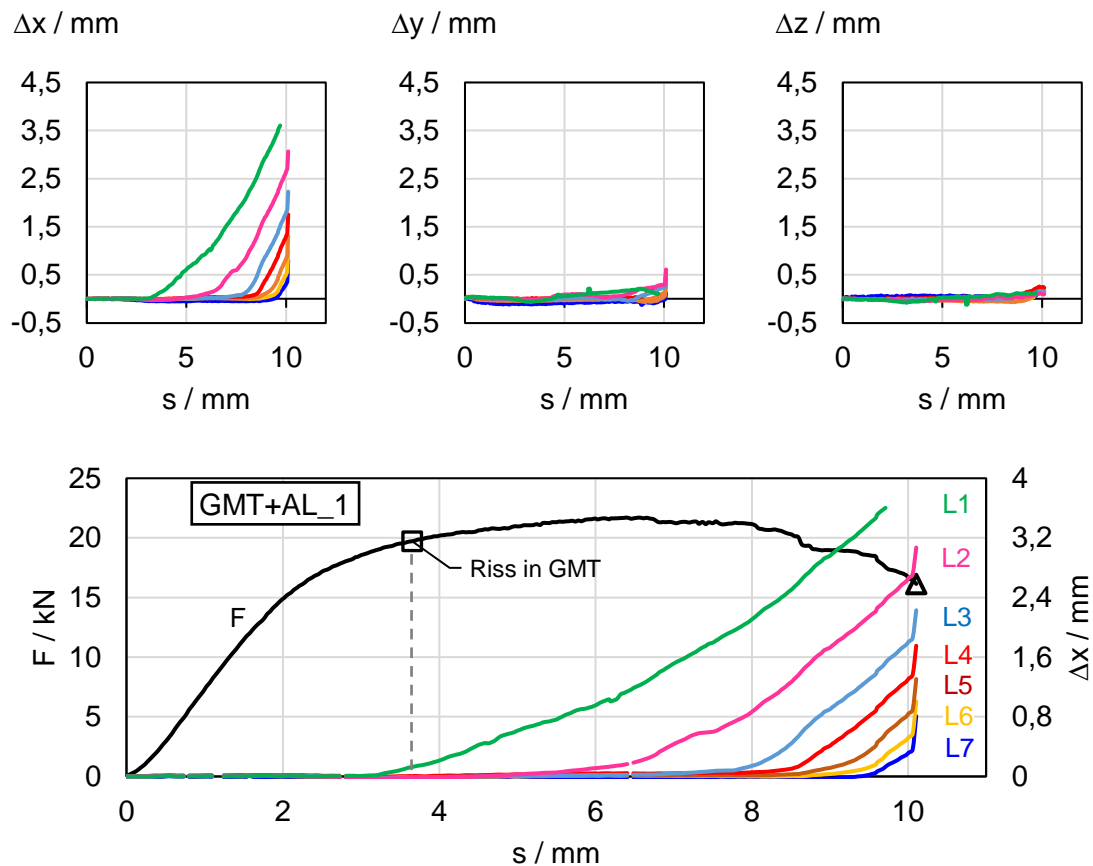


Bild 8.10 Analyse der Relativverschiebung zwischen Aluminiumuntergurt und GMT-Materialreservoir (Kernstruktur) am Hybridbalken GMT+AL_1, bei dem die Ablösung des Aluminiumuntergurts zum Versagen führt. Oben: Die Relativverschiebung ist koordinatenweise aufgelöst. Unten: Die Darstellung der Kraft F erfolgt auf der Primärachse und der Relativverschiebungen L1...L7 in x-Richtung auf der Sekundärachse.

Aus der überlagerten Darstellung der Kraft und den Relativverschiebungen in x-Richtung geht hervor, dass die Relativverschiebung am Messpunkt L1 kurz vor dem Rissbeginn im GMT ansteigt. Mit zunehmendem Deformationsweg beginnen auch die Abstände L2_x bis L7_x nacheinander anzusteigen. Mit dem vollständigen Ablösen des Aluminiumuntergurts erfahren alle Abstände einen schlagartigen Anstieg, der die Starrkörperbewegung des Untergurts kennzeichnet.

Qualitativ unterscheiden sich die Verhalten der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken zunächst kaum. Die Reihenfolge der Metallgurtplastifizierung, der Rissinitiation im GMT und der fortschreitenden Ablösung des Metalluntergurts von der GMT-Kernstruktur läuft bei den unterschiedlichen Hybridbalkenkonfigurationen gleich ab. Die Abweichungen in der Maximalkraft und dem Bruchverhalten des GMT-Untergurts sind auf dessen Dickenunterschiede zurückzuführen. Durch die größere Aluminiumgurtstärke bleibt weniger GMT-Gurtstärke übrig, sodass der Einfluss des GMT-Gurts auf die Gesamtkraft entsprechend geringer ausfällt.

Grundlegend unterschiedlich sind hingegen die Versagensarten und zugehörigen Deformationswege der beiden Hybridbalkenkonfigurationen. Während die „GMT+ST“-Hybridbalken durchschnittlich bei einem Deformationsweg von 24,1 mm versagen, erfolgt das Versagen der „GMT+AL“-Hybridbalken durchschnittlich bei 12,9 mm und somit deutlich eher. Die „GMT+ST“-Hybridbalken lassen sich zudem derart weit verformen, dass in zwei von sieben Fällen sogar der Stahluntergurt reißt. Diese Versagensart tritt bei den „GMT+AL“-Hybridbalken nicht auf.

Dieser Sachverhalt ist nicht auf unterschiedliche Verbundfestigkeiten in den getesteten Hybridbalken zurückzuführen, denn eine materialabhängige Scherfestigkeit der Verbindung ist ausgeschlossen. Durch die Druckschertests auf Probenebene wurde nachgewiesen, dass die mittlere Scherfestigkeit bei den Materialpaarungen GMT+ST ($R_s = 15,1 \text{ MPa}$) und GMT+AL ($R_s = 15,0 \text{ MPa}$) annähernd gleich ist. Unterschiedlich ist jedoch die Zugbelastbarkeit bis zum Bruch der unterschiedlichen Metallgurte, wie bereits in Bild 4.6 festgestellt wurde. Daraus geht zum einen hervor, dass der Aluminiumgurt aufgrund des größeren Produkts aus Dicke und Zugfestigkeit eine höhere Zugbelastbarkeit bis zum Bruch als der Stahlgurt aufweist. Zum anderen steigt die durch Biegebeanspruchung hervorgerufene Zugkraft am Aluminiumgurt im plastischen Bereich stärker an als die des Stahlgurts (vgl. Bild 4.6). Demnach muss die Schubbeanspruchung der Grenzschicht, die aus der Kraftübertragung in den Aluminiumgurt resultiert, nach Erreichen der Dehngrenze stärker ansteigen als im Hybridbalken mit Stahlgurten. Aus dieser Betrachtung lässt sich das frühere Grenzschichtversagen der „GMT+AL“-Hybridbalken qualitativ erläutern.

Eine quantitative Bewertung der Schubbeanspruchung über den gesamten Testverlauf der verschiedenen Hybridbalkenkonfigurationen lässt sich aufgrund der komplexen Struktur nicht durchführen. Bei den Dreipunktbiegetests auf Bauteilebene treten einerseits plastische Verformungen im metallischen Teil der Verbindung sowie Risse im GMT auf. Demnach kann ein Vergleich der Verbindungsfestigkeit im realen Bauteil nicht allein auf Basis der Scherfestigkeitswerte durchgeführt werden, die im elastischen Bereich der jeweiligen Fügepartner ermittelt wurden. Andererseits ist anzunehmen, dass die Spannungsverteilung in den Grenzschichten des Hybridbalkens deutlich komplexer ist als in den rechteckigen Probenkörpern. Dabei spielen nicht nur der Bruch der GMT-Seite und die plastische Verformung des Metallgurts eine Rolle, sondern auch die inhomogene Steifigkeit der GMT-Kernstruktur, die entlang der Fügefläche durch Waddickensprünge und angrenzende Versteifungsrippen gekennzeichnet ist. Des Weiteren ist der Rissfortschritt in der Grenzschicht mit Methoden der Bruchmechanik zu bewerten, die detailliertere Untersuchungen der entsprechenden Verbindung benötigen.

8.2 Vergleich der Hybridbalkenkonfigurationen anhand mechanischer Kennwerte

Um den Einfluss der beidseitigen Metallgurtverstärkung auf die mechanischen Eigenschaften herauszustellen, werden die Ergebnisse der Dreipunktbiegetests von „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken mit denen von „GMT“-Hybridbalken verglichen (vgl. Bild 8.11). Alle zu vergleichenden Hybridbalken sind unter gleichen Prozessparametern hergestellt und getestet.

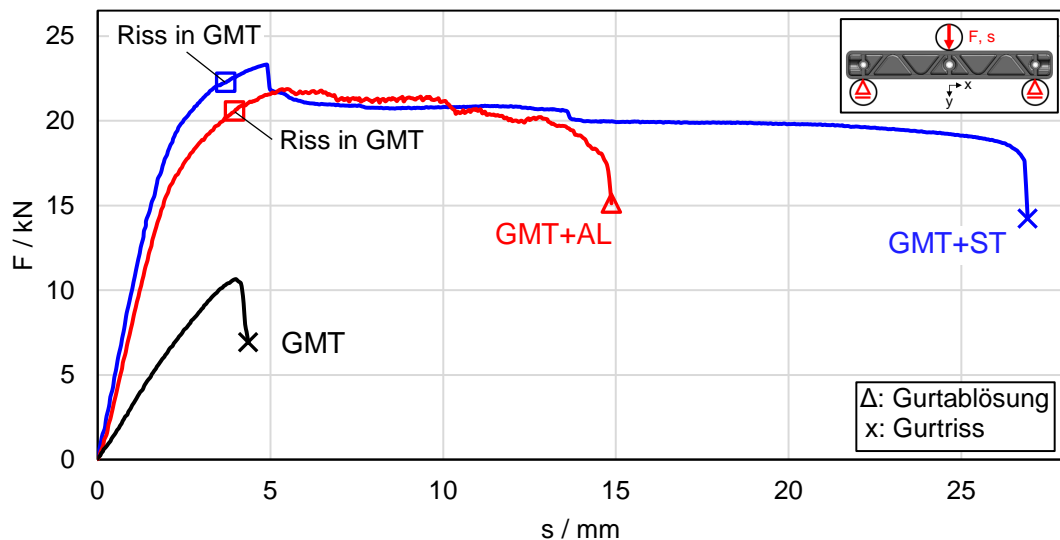


Bild 8.11 Vergleich der Kraft-Weg-Verläufe von Hybridbalken der Konfigurationen „GMT“, „GMT+ST“ und „GMT+AL“. Alle Hybridbalken sind bei $T_W=130\text{ °C}$ hergestellt.

Im Vergleich zur GMT-Referenz kann durch die Integration von Metallgurten eine deutliche Steigerung der Steifigkeit, Festigkeit und Energieaufnahme erreicht werden. Die höhere Steifigkeit der mit Metallgurten verstärkten Hybridbalken wird im Anfangsbereich der Kraft-Weg-Kurven durch die Steigung ersichtlich. Während der „GMT“-Hybridbalken nach dem anfänglichen, nahezu linearen Kraftanstieg direkt versagt, steigen die Kraft-Weg-Kurven der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken weiter an. Der „GMT“-Hybridbalken versagt kurz nach der Rissbildung auf der Unterseite. Bei gleichem Verformungsweg bilden sich auch die Risse in der GMT-Kernstruktur der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken. Allerdings setzt bei den „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken beim Riss der GMT-Kernstruktur eine Spannungsumlagerung in die Metallgurte ein, wodurch das Kraftniveau erhalten bleibt. Beim „GMT“-Hybridbalken setzt hingegen ein katastrophales Versagen ein.

Das anschließende Kraftniveau der beiden Hybridbalkenkonfigurationen ist gleich hoch, was auf das gleiche Bruchverhalten in der Grenzschicht zwischen Kernstruktur und Metalluntergurt zurückgeführt wird. Aus den vorherigen Analysen der Versagensarten ist bekannt, dass die Grenzschicht im unteren Gurtbereich der Hybridbalken während des Kraftplateaus sukzessive versagt. Die daraus hervorgehende, maximale

Kraftübertragbarkeit in die Metallgurte begrenzt somit die Reaktionskraft des gesamten Hybridbalkens. Durch die gleiche Verbundfestigkeit der Materialpaarungen GMT+ST und GMT+AL (vgl. Bild 7.15) und den geringfügigen Unterschied der mittleren Gurtabstände in den Hybridbalkenkonfigurationen ist die Höhe der Kraftplateaus entsprechend gleich.

Die Metallgurtverstärkung beeinflusst neben der Festigkeit weiterhin das Verformungspotenzial der Hybridbalken. Während der GMT-Hybridbalken ein sprödes Versagensverhalten aufweist, ist das Verformungspotenzial der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken durch die duktilen Metallgurte in den Randbereichen erheblich gesteigert. Die unterschiedlichen Deformationswege beim Versagen der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken sind auf das frühere Ablösen der Aluminiumuntergurte zurückzuführen. Daraus ergibt sich wiederum das Energieabsorptionsvermögen der Hybridstrukturen, das bei den „GMT+ST“-Hybridbalken gemäß des hohen Verformungspotenzials am größten ist. Anhand der mechanischen Kennwerte für die Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorption werden die Hybridbalkenkonfigurationen im Folgenden verglichen (vgl. Bild 8.12).

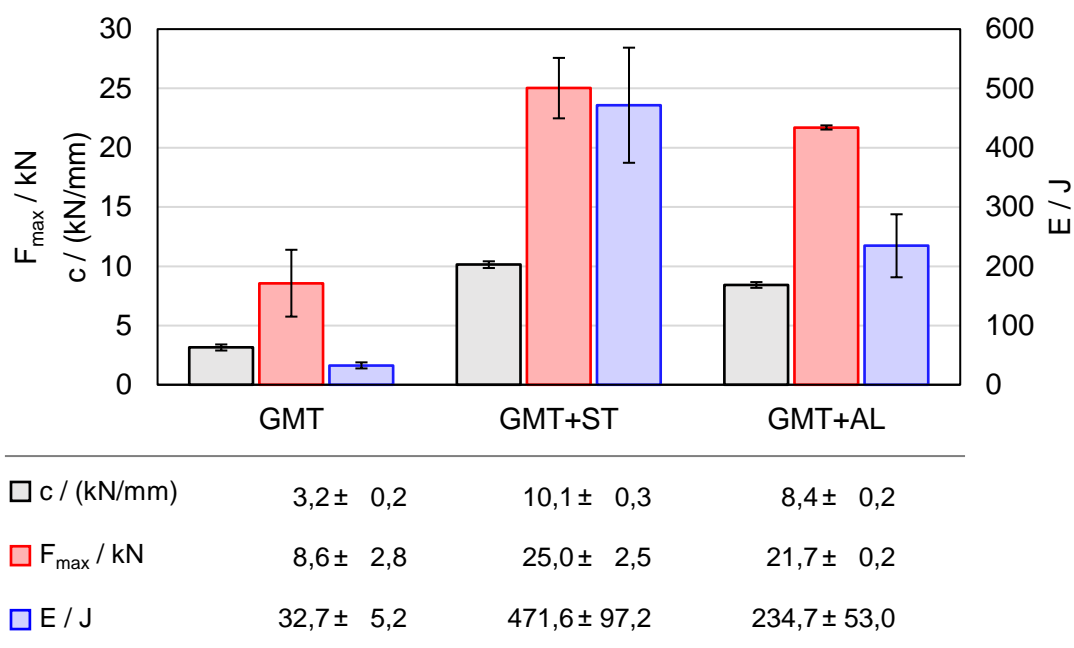


Bild 8.12 Vergleich der Hybridbalkenkonfigurationen anhand der Kennwerte für die Steifigkeit c , Festigkeit F_{max} und Energieabsorption E , hergestellt bei $T_W=130\text{ °C}$. Über Säulen dargestellte Mittelwerte mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Als Bezugswert dient der „GMT“-Hybridbalken, der keine Metallgurte aufweist. Durch die Hybridisierung mit Stahlgurten wird eine Steifigkeitssteigerung von 221 % erzielt, während die Aluminiumgurte einen Anstieg um 167 % liefern. Die Festigkeit wird durch Stahlgurte um 192 % und durch Aluminiumgurte um 153 % gesteigert. Hierbei ist anzumerken, dass die Streuung der Festigkeit bei den „GMT+ST“-Hybridbalken relativ hoch ist im Vergleich zu den „GMT+AL“-Hybridbalken. Dies ist zurückzuführen auf den Kraftpeak

nach dem linearen Kraftanstieg, der bei den „GMT+ST“-Hybridbalken einer großen Streuung unterlegen ist. Das anschließend erreichte Kraftplateau hat bei den Stahl- und Aluminiumgurtverstärkungen das gleiche Niveau.

Die Energieabsorption der Hybridbalken wird durch die Stahlgurte um 1342 % und durch die Aluminiumgurte um 617 % gesteigert. Bemerkenswert ist dabei, dass die Energieabsorption der „GMT+ST“-Hybridbalken doppelt so hoch ist wie die der „GMT+AL“-Hybridbalken. Zurückzuführen ist das auf die deutlich spätere Ablösung bzw. den Riss des Stahluntergurts bei höheren Deformationswegen.

Um die zusätzliche Masse der Metallgurtverstärkungen in den Vergleich mit einzubeziehen, werden ebenfalls die massespezifischen Kennwerte gebildet (vgl. Bild 8.13).

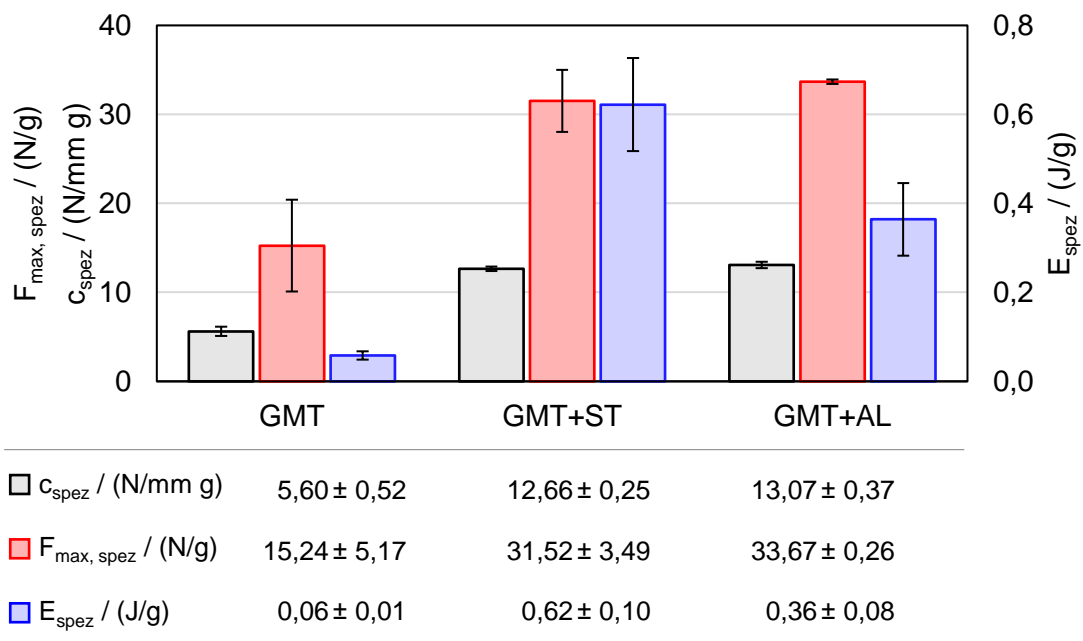


Bild 8.13 Vergleich der Hybridbalkenkonfigurationen anhand der massespezifischen Kennwerte für die Steifigkeit c_{spez} , Festigkeit $F_{max, spez}$ und Energieabsorption E_{spez} , hergestellt bei $T_W=130\ ^\circ C$. Über Säulen dargestellte Mittelwerte mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Aus der Aufführung der massespezifischen Kennwerte wird deutlich, dass die Integration der Metallgurte ein großes Potenzial zur Strukturoptimierung bietet. Die spezifischen Steifigkeiten und Festigkeiten werden in allen Fällen mindestens verdoppelt. Hervorzuheben sind die spezifischen Energieabsorptionen der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken, die auf den 10-fachen bzw. 6-fachen Wert der Referenz ansteigen. Die gesteigerten Eigenschaften werden durch hohe Materialausnutzungsgrade der unterschiedlichen Werkstoffarten „Metall“ und „GMT“ erreicht. Die Werkstoffe sind entsprechend ihrer Festigkeiten so angeordnet, dass sie den unterschiedlichen auftretenden Beanspruchungen über die Balkenhöhe entsprechen. Das leichte und gut verformbare GMT wird im Kernbereich eingesetzt, wo es stützend und funktionell (z. B. zur Aufnahme

von Funktionselementen) wirkt. Die Metallgurte werden im Randbereich des Balkens eingesetzt, wo aufgrund der Biegung hohe Normalspannungen herrschen. Aufgrund der hohen Streckgrenze und des breiten plastischen Bereichs der Metalle können die Gurte viel Verformungsenergie aufnehmen. Selbst an der Stelle, an der bereits Risse in der Kernstruktur vorhanden sind, übertragen die Metallgurte noch die Last und halten den Verformungswiderstand aufrecht.

Aus dem Vergleich der „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken zeigt sich, dass sowohl hinsichtlich der spezifischen Steifigkeit als auch der spezifischen Festigkeit die Aluminiumgurte ein geringfügig höheres Leichtbaupotenzial bieten. Lediglich die spezifische Energieabsorption ist bei dem „GMT+ST“-Hybridbalken am höchsten.

8.3 Einflussanalyse der Prozessgrößen auf die mechanischen Eigenschaften

Anhand der „GMT+ST“-Hybridbalken wird im Folgenden analysiert, welchen Einfluss die Prozessgrößen während der Herstellung auf die mechanischen Eigenschaften haben. Dazu werden die im Dreipunktbiegetest ermittelten Kennwerte mit den aufgezeichneten Prozessdaten zu der Werkzeugtemperatur T_W , den Werkzeuginnendrücken P_1 und P_2 sowie den Werkzeuginnentemperaturen T_1 und T_2 einer Korrelationsanalyse unterzogen. Weiterhin wird analysiert, inwiefern sich die per IR-Kamera gemessene Einlegetemperatur des GMT kurz vor dem Schließen des Werkzeugs auf die Werkzeuginnentemperaturen T_1 und T_2 auswirkt. Aus den Erkenntnissen dieser Einflussanalyse wird anschließend eine Prozessoptimierungsstrategie abgeleitet.

Der Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Scherfestigkeit ist bereits durch die Druck-scheruntersuchungen auf Probenebene bekannt. Wie der Einfluss auf der Bauteilebene aussieht, wird anhand der mechanischen Kennwerte ermittelt. Der Effekt der Werkzeugtemperatur wird durch den Vergleich der Mittelwerte aller hergestellten und getesteten Hybridbalken bei den jeweiligen Werkzeugtemperaturen gebildet (vgl. Bild 8.14).

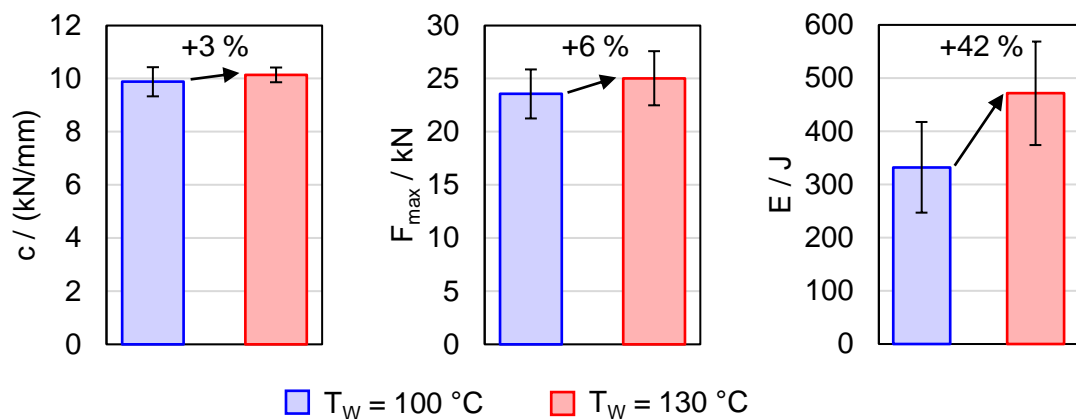


Bild 8.14 Einfluss der Werkzeugtemperatur auf die Steifigkeit c , Festigkeit F_{\max} und Energieabsorption E der „GMT+ST“-Hybridbalken. Über Säulen dargestellte Mittelwerte mit beidseitiger Standardabweichung als Fehlerindikatoren.

Die Steifigkeit der „GMT+ST“-Hybridbalken wird durch die Erhöhung der Werkzeugtemperatur um 3 % gesteigert. Dieser geringe Einfluss ist auf die Tatsache zurückzuführen, dass die Stahlgurte den größten Anteil an der Gesamtsteifigkeit haben und deren E-Modul nicht durch die vorherrschende Werkzeugtemperatur beeinflusst wird. Ebenfalls gering ist die Festigkeitssteigerung von 6 % durch den Werkzeugtemperaturanstieg. Aus der vorherigen Analyse des Versagensverhaltens ist bekannt, dass die Maximalkraft der Hybridbalken während des Dreipunktbiegetests durch die Rissinitiierung im GMT bestimmt wird. Weil der Zeitpunkt der Rissinitiierung jedoch maßgeblich auf den Homogenitätsgrad des GMT zurückzuführen ist, beeinflusst die Werkzeugtemperatur die Festigkeit des Hybridbalkens nur geringfügig. Hierbei konnte kein eindeutiger Zusammenhang der GMT-Eigenschaften mit den Prozessparametern ermittelt werden.

Großen Einfluss hingegen hat die Werkzeugtemperatur auf die Energieabsorption, die um 42 % gesteigert wird. Die bereits auf Probenebene festgestellte Scherfestigkeitssteigerung durch die hohe Werkzeugtemperatureinstellung wirkt sich direkt auf die Verbundfestigkeit im Hybridbalken aus. Dadurch wird das Ablösen des Stahluntergurts verzögert und somit eine größere Energieabsorption der Struktur erzielt.

Die bei $T_W=100\text{ °C}$ hergestellten Hybridbalken weisen im Mittel einen geringeren Verformungsweg bis zum Versagen auf, das auf die frühzeitige Ablösung des Stahluntergurts zurückzuführen ist. Weiterhin tritt ein zusätzliches Versagen in der Verbindung zum Stahlobergurt auf, das die niedrige Verbundfestigkeit in beiden Gurtverbundbereichen unterstreicht. In Bild 8.15 wird dieses zusätzliche Versagen dargestellt und erläutert.

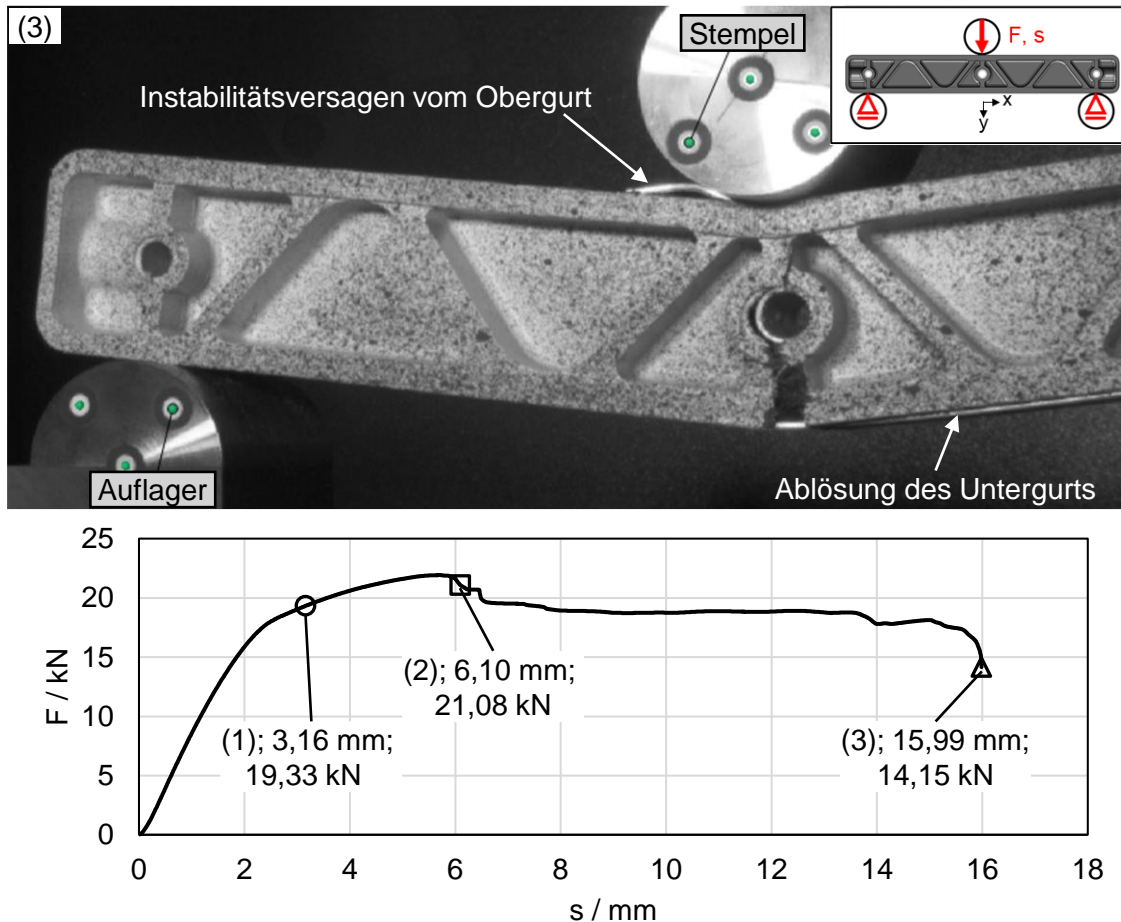


Bild 8.15 Sequenzielles Versagen im Ober- und Untergurt des „GMT+ST“-Hybridbalkens, hergestellt bei $T_W=100^\circ\text{C}$.

Nach dem anfänglich linearen Kraftanstieg verringert sich die Steigung des Kraftverlaufs, was durch die Erkenntnisse der Voruntersuchungen auf die Plastifizierung der Stahlgurte zurückzuführen ist. In Zeitpunkt (1) entsteht ein Riss mittig im GMT-Materialreservoir. In Zeitpunkt (2) kommt es zum Instabilitätsversagen des Stahlobergurts seitlich neben dem Stempel. Dieses Instabilitätsversagen führt zu dem gekennzeichneten Kraftabfall, jedoch nicht zu einem vollständigen Versagen der Hybridstruktur. Im weiteren Verlauf stellt sich das konstante Kraftniveau ein, bis sich der Stahluntergurt von der Kernstruktur ablöst.

Aus dem geschilderten Instabilitätsversagen im Obergurt kann eine reduzierte Verbundfestigkeit geschlussfolgert werden. Der beidseitig durch Formschluss eingebettete Stahlobergurt beult aufgrund der Druckbeanspruchung. Die sonst stabilisierende GMT-Kernstruktur kann aufgrund einer geringen Verbundfestigkeit nicht mehr die notwendige Stabilisierung liefern, sodass der Stahlobergurt nach oben ausbeult.

Diese Feststellungen heben den Einfluss der Verbundfestigkeit auf die strukturelle Integrität und insbesondere das Energieabsorptionsvermögen der Hybridstruktur hervor. Im Folgenden werden deshalb die kontinuierlich aufgezeichneten Werkzeuginnentemperaturen und -drücke hinsichtlich des Einflusses auf die Energieabsorption untersucht.

Dazu wird im ersten Schritt für die Energieabsorption jeweils eine einfache lineare Regression mit den Werkzeuginnentemperaturen durchgeführt (vgl. Bild 8.16).

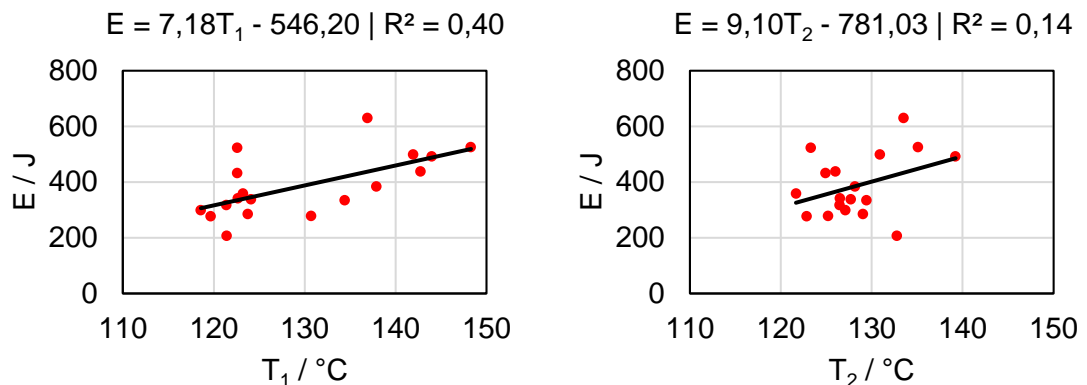


Bild 8.16 Residuendiagramme der Energieabsorption mit den unabhängigen Variablen der Werkzeuginnentemperaturen T_1 und T_2 . Über den Diagrammen ist jeweils die Funktion der Regressionsgeraden und das Bestimmtheitsmaß abgebildet.

Anhand der Bestimmtheitsmaße (R^2) lässt sich erkennen, dass die Energieabsorption und die Werkzeuginnentemperatur T_1 die höchste Korrelation aufweisen. Die positive Steigung der Regressionsgeraden von E und T_1 zeigt, dass die Energieabsorption mit höherer Werkzeuginnentemperatur steigt. Diese Erkenntnis deckt sich mit den Untersuchungsergebnissen zur Werkzeugtemperatur und lässt sich darauf zurückführen, dass die Verbindungsbildung zwischen GMT und Haftvermittler eine ausreichend hohe Kontakttemperatur benötigt. Die Kontakttemperatur im Gurtverbundbereich wird dabei insbesondere von der Werkzeuginnentemperatur T_1 beeinflusst, die ein Maß für die Massetemperatur des GMT beim Schließen des Werkzeugs ist. Durch eine hohe Kontakttemperatur wird die Viskosität des Polymers reduziert und die makromolekulare Interdiffusion über die Grenzfläche verbessert. Das Ergebnis deckt sich zudem mit den Erkenntnissen von SCHUCK [93], der u. a. die Massetemperatur als maßgeblichen Prozessparameter für die Verbindungsbildung bezeichnet.

Die geringe Korrelation von E und T_2 hingegen kann damit zusammenhängen, dass die Temperatur T_2 an der oberen Rippenspitze erfasst und demnach in keinem örtlichen Zusammenhang mit dem Gurtverbundbereich steht. Auffällig ist die geringere Streuung von T_2 , was auf deren Homogenisierung durch den Fließpressvorgang schließen lässt. Die laut BLAND *et al.* fontänenartige Kavitätsfüllung beim Fließpressen lässt das GMT an der Kavitätswand erstarren und fördert wärmeres GMT aus dem Kern hervor [157]. Demnach trifft vorrangig das GMT aus dem Kern der eingelegten Masse an die Messstelle von T_2 , das bei schwankender Abkühlung der GMT-Einlegeroberfläche weniger beeinflusst wird. Dieser Zusammenhang lässt sich ebenfalls feststellen, wenn die Korrelation der per IR-Kamera gemessenen Oberflächentemperatur der GMT-Einleger mit den Werkzeuginnentemperaturen analysiert wird (vgl. Bild 8.17).

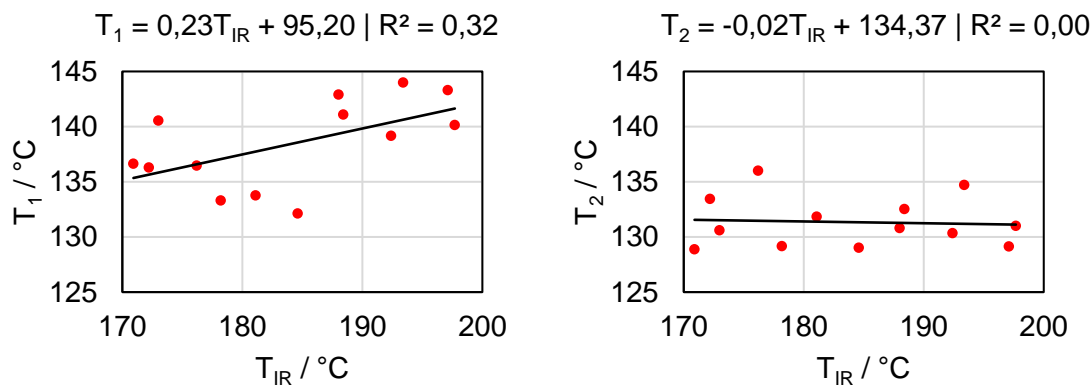


Bild 8.17 Residuendiagramme der Werkzeuginnentemperaturen T_1 und T_2 mit der unabhängigen Variable T_{IR} (per IR-Kamera gemessene GMT-Temperatur). Über den Diagrammen ist jeweils die Funktion der Regressionsgeraden und das Bestimmtheitsmaß abgebildet.

Aus dieser Betrachtung lässt sich erkennen, dass T_1 mit der per IR-Kamera gemessenen GMT-Einlegetemperatur T_{IR} korreliert, während keine Korrelation zwischen T_2 und T_{IR} existiert. Die Werkzeuginnentemperatur T_1 wird direkt nach dem Einlegen des GMT und beim Schließen des Werkzeugs durch den initialen Kontakt zwischen Stempel und GMT gemessen, weshalb die Temperatur T_1 auch mit der Einlegetemperatur des GMT korreliert. Demnach ist T_1 ein Maß für die Einlegetemperatur und hat den entsprechenden Einfluss auf die Verbundfestigkeit, die wiederum mit der Energieabsorption des Hybridbalkens in Verbindung steht.

Aus den kontinuierlich aufgezeichneten Werkzeuginnendrücken wird jeweils das Maximum zu Beginn des Prozesses verwendet, weil diese Kennwerte den Vorgang der Verbindungsbildung beschreiben. Das globale Maximum vom Werkzeuginnendruck P_1 (vgl. Bild 5.6) wiederum befindet sich am Ende des Prozesses, ist durch das Abkühlverhalten der gesamten Struktur bedingt und eignet sich deshalb nicht zur Korrelation mit der Verbundfestigkeit.

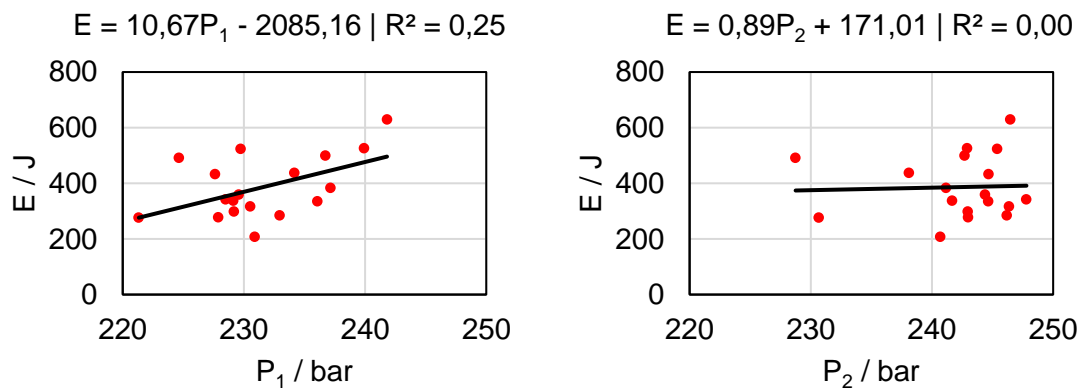


Bild 8.18 Residuendiagramme der Energieabsorption mit den unabhängigen Variablen der Werkzeuginnendrucke P_1 und P_2 .

Auch im Falle des Werkzeuginnendrucks korreliert die Messung in der Stegmitte (P_1) stärker mit der Energieabsorption E als in der Rippenspitze (P_2). Mit höherem Werkzeuginnendruck P_1 werden höhere Energieabsorptionen erzielt. Auch hier lässt sich die Feststellung mit dem physikalischen Hintergrund belegen, dass die molekulare Interdiffusion durch einen höheren Kontaktdruck begünstigt wird. Das gleiche Ergebnis lieferten die Untersuchungen von LEONG *et al.*, in denen PP-Folien bei unterschiedlichen Drücken mit PP hinterspritzt und anschließend einem Schältest unterzogen wurden [154].

Widersprüchlich sind jedoch die Feststellung und Erklärung von GIUSTI und LUCCHETTA, die eine höhere Verbindungsfestigkeit mit niedrigerem Druck angespritzter PP-PP-Probenkörper erzielten. Sie machen die mit steigendem Druck steigende Kristallisationstemperatur dafür verantwortlich, sodass das Zeitfenster für die makromolekulare Interdiffusion kleiner wird und somit die Verbundfestigkeit nachteilig beeinflusst [85]. Diese Feststellung basiert allerdings auf einer Kopfzugfestigkeitssteigerung von 6 % bei einer Druckreduzierung von 200 bar auf 100 bar, wodurch der Effekt entsprechend klein ist.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Verbundfestigkeit mit der Werkzeugwandtemperatur, der GMT-Massetemperatur und dem Pressdruck ansteigt. Diese Ergebnisse liefert die Prozessanalyse, die anhand der kontinuierlich aufgenommenen Temperaturen und Drücke die Korrelation zu den mechanischen Kennwerten ermöglicht. Während lediglich die Werkzeugtemperatur aktiv beeinflusst und mittels Heizregler eingestellt ist, weisen die Temperaturen innerhalb des Werkzeugs sowie beim Einlegeprozess durch den manuellen Transfer große Schwankungen auf. Der große Einfluss auf die Verbundfestigkeit führt in direkter Konsequenz zu schwankenden mechanischen Eigenschaften. Die Energieabsorption der Hybridbalken im Dreipunktbiegetest ist aufgrund des unterschiedlichen Ablöseverhaltens der Metalluntergurte am stärksten von den Prozessschwankungen betroffen. Deutlich geringeren Einfluss zeigen die Prozessschwankungen auf die Steifigkeit und Festigkeit der Hybridbalken.

Aus den Erkenntnissen lässt sich ableiten, dass die *in-situ*-Verbindung vom haftvermittlerbeschichteten Metallgurt mit dem GMT im Fließpressprozess hohe Temperatursensitivität aufweist. Die durch den manuellen Transfer des GMT hervorgerufenen

Temperaturschwankungen wirken sich dementsprechend stark auf die Bauteilqualität aus, weshalb dieser Störeinfluss möglichst minimiert werden muss. Mithilfe einer automatisierten Bestückung lässt sich dieser Störeinfluss minimieren und die Bauteilqualität sicherstellen. Am Markt verfügbare Handlingslösungen für diesen Materialtransfer bestehen aus Nadelgreifern, die den gelofteten und heißen GMT prozesssicher aufnehmen. Mit einem Knickarmroboter oder einer Linearachsenlösung kann der GMT-Einleger anschließend aus dem Ofen in die Kavität transportiert werden [15].

8.4 Vergleich mit den Versuchsträgern aus dem aktuellen Stand der Forschung

Die Versuchsträger aus dem aktuellen Stand der Forschung wurden mit unterschiedlichen Vorrichtungen (Auflager-/Stempeldurchmesser, Lagerabstand l) im Dreipunktbiegetest untersucht. Weiterhin weisen die Versuchsträger nicht die gleichen Außenmaße auf, weshalb ein direkter Vergleich der mechanischen Testergebnisse bedingt aussagekräftig ist. Jedoch kann eine grundsätzliche Einordnung der Leistungsfähigkeit in Bezug auf die Biegebelastbarkeit und die Masse m erfolgen. Dazu werden die aus der Literatur entnommenen Kraft-Weg-Verläufe und die Ergebnisse dieser Arbeit in einem Diagramm dargestellt (vgl. Bild 8.19).

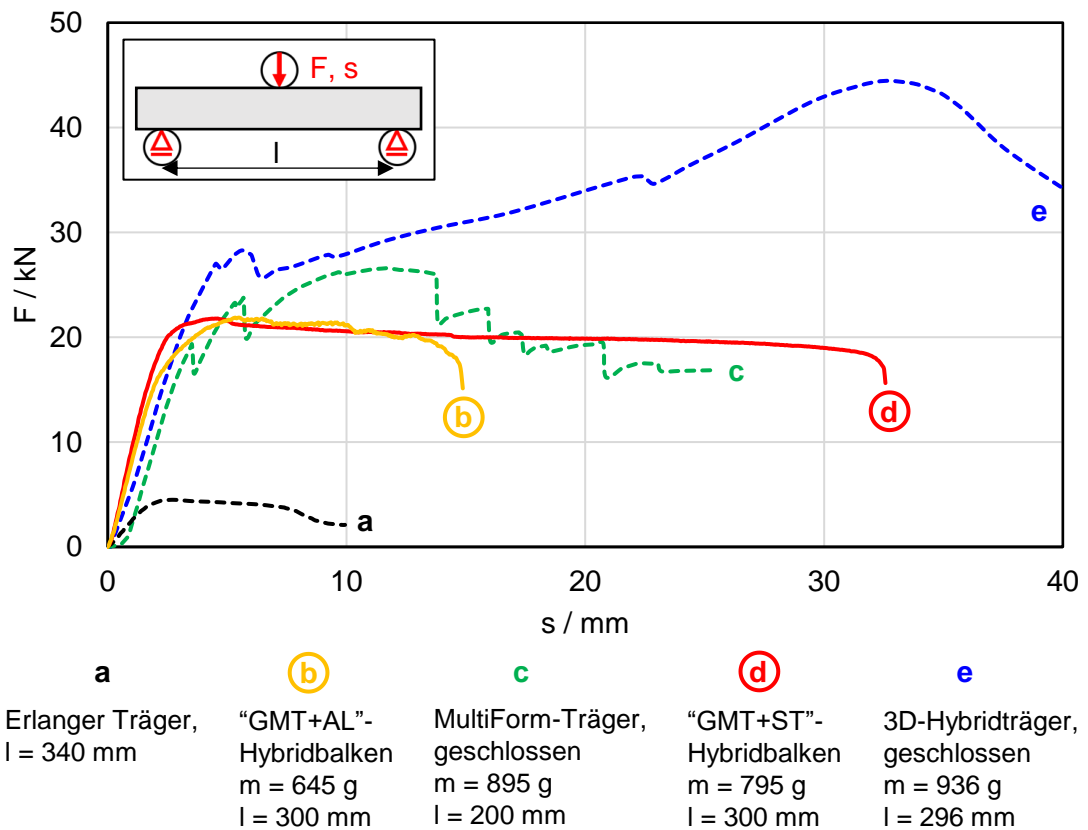


Bild 8.19 Vergleich der Hybridbalken aus dieser Arbeit (b, d) mit den unterschiedlichen Versuchsträgern aus dem Stand der Forschung (a, c, e). Die Kraft-Weg-Verläufe aus dem Dreipunktbiegetest vom Erlanger Träger [13], MultiForm-Träger [117] und 3D-Hybridträger [16] sind an der Literatur angelehnt.

Aus dem Diagramm lässt sich erkennen, dass der Erlanger Träger das geringste Kraftniveau aufweist. Das liegt zum einen an dem höchsten Lagerabstand l , wodurch das Biegemoment bei gegebener Prüfkraft F höher ist als bei kleineren Lagerabständen. Zum anderen ist der Erlanger Träger nicht durch ein zusätzliches Stahlblech geschlossen, wodurch die Steifigkeit und Festigkeit reduziert sind (vgl. Bild 3.2). Inwiefern das

fehlende Schließblech die Gesamtmasse beeinflusst, kann aufgrund der fehlenden Information nicht bewertet werden.

Der MultiForm-Träger, der 3D-Hybridträger und die Hybridbalken (GMT+ST und GMT+AL) aus dieser Arbeit weisen im Vergleich eine deutlich höhere Steifigkeit und Festigkeit auf. Die höchste Steifigkeit weist der „GMT+ST“-Hybridbalken aus dieser Arbeit auf. Die Festigkeit in Form der Maximalkraft ist bei dem 3D-Hybridträger am höchsten. Bei dem 3D-Hybridträger wird ein presshärtbarer Stahl eingesetzt, der durch seine deutlich höhere Fließgrenze im Vergleich zu den in dieser Arbeit eingesetzten Stahl- und Aluminiumlegierungen die Festigkeit steigert. Würde dieser Stahl mit dem hier untersuchten Fließpressverfahren in die Hybridstruktur verarbeitet, würden weitere Eigenschaftsverbesserungen erzielt.

Auch der MultiForm-Träger weist eine höhere Festigkeit auf als die Hybridbalken dieser Arbeit. Jedoch sind die „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken durch eine geringere Masse als die MultiForm- und 3D-Hybridträger gekennzeichnet. Zudem wird der MultiForm-Träger mit einem deutlich geringeren Lagerabstand von 200 mm getestet, sodass die Belastung durch das Biegemoment geringer ist als bei dem 3D-Hybridträger und den Hybridbalken aus dieser Arbeit.

Anhand dieses Vergleichs lassen sich die Hybridbalken dieser Arbeit hinsichtlich der Biegebelastbarkeit und Masse zwischen den bestehenden Versuchsträgern einordnen. Durch das integrative Fertigungsverfahren werden die Hybridbalken dieser Arbeit jedoch in einem Umform- und Fügeschritt hergestellt, während die Versuchsträger der MultiForm- und 3D-Hybridtechnik mindestens zwei Prozessschritte erfordern. Demnach kann das Fazit gezogen werden, dass mit dem entwickelten Hybridfließpressverfahren mechanisch hochbeanspruchbare Strukturen in nur einem Fertigungsschritt hergestellt werden können, die zuvor nur in mehreren Prozessschritten herzustellen waren.

9 Zusammenfassung

Hybridstrukturen bieten ein großes Leichtbaupotenzial, indem Werkstoffe mit unterschiedlichen Eigenschaftsprofilen funktions- und belastungsorientiert kombiniert werden. Dieses Potenzial liegt besonders bei biegebelasteten Strukturen vor, die aufgrund der hohen Randfaserbeanspruchung und dem niedrig belasteten Kern eine geringe Materialausnutzung bei singulären Materiallösungen bieten. Dem über die Höhe einer biegebelasteten Struktur auftretenden, ungleichmäßigen Belastungsverlauf wird durch eine gezielte Materialkombination aus Metall und GMT begegnet. Die hochfesten und -steifen Metalle (z. B. Stahl oder Aluminium) werden in den stark beanspruchten Randbereichen eingesetzt, während die Kernstruktur aus einem GMT mit hoher Gestaltungsfreiheit und niedriger Dichte besteht. Die Verbindung zwischen den artfremden Werkstoffen wird durch den Einsatz eines folienförmigen Haftvermittlers gebildet.

Derzeit untersuchte und eingesetzte Verfahren zur kombinierten Verarbeitung von GMT und Metallblechen beschränken sich auf Fließpressverfahren, in denen ein Metallblech mit GMT verpresst und gefügt wird. Die Metallkomponente ist dadurch meist schalenförmig und weist mit einer einseitigen GMT-Verstärkung/Stabilisierung eine verfahrensbedingt unausgewogene Materialverteilung auf, die im Hinblick auf eine Biegebeanspruchung geringe strukturelle Integrität bietet. Demnach werden diese Hybridstrukturen häufig in einem weiteren Fügevorgang mit einem zusätzlichen Metallblech geschlossen. Dieser zusätzliche Fügevorgang reduziert wiederum die erzielbare Zykluszeit. Im Rahmen dieser Arbeit wurde demnach ein Verfahren entwickelt, das die gleichzeitige Formgebung und Verbindung von zwei außenliegenden Metallgurten mit innenliegender GMT-Kernstruktur in einem Prozessschritt realisiert.

Im ersten Schritt wurden die erforschten Fertigungsverfahren und damit herstellbaren Hybridstrukturen analysiert. Das Ergebnis hat gezeigt, dass insbesondere die sich gegenüberliegenden Metallgurte für die strukturelle Integrität benötigt werden. Weiterhin kann durch die Substitution von metallischen Strukturen durch GMT im Kernbereich die Masse gegenüber den mechanischen Eigenschaften überproportional reduziert werden. Aus diesen Erkenntnissen wurde ein Struktur- und Verfahrenskonzept abgeleitet, das als Grundlage für die Verfahrensentwicklung diene.

In Anlehnung an die aus der Literatur bekannten Versuchsträger wurde ein Funktionsdemonstrator ausgelegt, durch dessen Herstellung das Verfahren experimentell validiert und untersucht werden sollte. Während der Auslegung lag der Fokus auf der Haftvermittlerbeanspruchung durch die querkraftinduzierte Biegung, sodass die prozesstechnisch anspruchsvolle Verbindungsbildung im Komponententest untersucht werden kann. Bei der Gestaltung wurden sowohl Charakterisierungsmöglichkeiten auf Probenebene als auch auf Bauteilebene integriert. Zudem wurde die Bandbreite der Untersuchung durch den Einsatz von zwei unterschiedlichen Gurtmaterialien (HX340LAD+Z100, EN AW-5754 H22) gesteigert.

Im weiteren Verlauf diente die Konstruktion der Hybridstruktur der Werkzeugableitung und der Anlagenentwicklung. Die zentrale Fragestellung lautete in diesem Kontext, wie die haftvermittlerbeschichteten Metallgurte im Fließpresswerkzeug aufgenommen und fixiert werden. Damit einhergehend wurde die Vorwärmung der Metallgurte durch die Anlageflächen im temperierten Fließpresswerkzeug realisiert. So konnte eine definierte Einlegertemperatur sichergestellt und ein separater Aufheizvorgang der Metallgurte eingespart werden. Um die Verarbeitungsparameter überwachen und den Fließpressprozess analysieren zu können, wurde das Fließpresswerkzeug mit Druck- und Temperatursensoren instrumentiert. Zusätzlich diente die Vermessung von der Presskraft und dem -hub sowie den Temperaturen der Metallgurt- und GMT-Einleger einer weitergehenden Prozessanalyse.

Darauffolgend wurden Hybridbalken ohne Metallgurte („GMT“), mit Stahlgurten („GMT+ST“, $t_{ST}=1,5$ mm) und Aluminiumgurten („GMT+AL“, $t_{AL}=3,0$ mm) hergestellt. In ersten Vorversuchen wurde der große Einfluss der Werkzeugtemperatur detektiert, so dass diese im Anschluss auf zwei Stufen variiert wurde ($T_W=[100\text{ °C}; 130\text{ °C}]$). Die gemessenen Prozessdaten lieferten Aufschluss über die Formfüllung, den Zusammenhang aus Presskraft und Druckverteilung sowie das Erstarrungsverhalten.

Die Untersuchung der Scherfestigkeit auf Probenebene wurde an den „GMT+ST“- und „GMT+AL“-Hybridbalken mittels Druckscherversuch durchgeführt. Insbesondere die Werkzeugtemperatur zeigte hierbei einen großen Einfluss auf die erzielte Scherfestigkeit. Bei niedriger Werkzeugtemperatur ($T_W=100\text{ °C}$) wurde eine starke Asymmetrie der Scherfestigkeit über die Balkenhöhe festgestellt. Mithilfe von Schliffbildanalysen konnten Lufteinschlüsse als Ursache für die reduzierte Scherfestigkeit im oberen Teil der Hybridbalken ausgemacht werden. Durch die Oberflächenanalyse der hergestellten „GMT“-Hybridbalken bei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen wurde nachgewiesen, dass die Oberflächen des GMT-Einlegers an der Werkzeugwand sowie an der unteren Stegfläche vorzeitig erstarren und ursächlich für die Lufteinschlüsse sind. Zudem wird die Kontakttemperatur vom GMT auf der haftvermittlerbeschichteten Metallgurtoberfläche durch eine unzureichende Werkzeugtemperatur reduziert. Dadurch wird die makroskopische Interdiffusion in der GMT-Haftvermittler-Grenzschicht reduziert und bedingt eine niedrigere Scherfestigkeit.

Mithilfe der Werkzeugtemperatursteigerung auf $T_W=130\text{ °C}$ konnte die Scherfestigkeitsasymmetrie behoben werden. Zudem stieg die Scherfestigkeit durchschnittlich auf 15 MPa an. Die Bruchbilder der Druckscherprobenkörper zeigten ein gemischtes Versagen aus Adhäsions- und Kohäsionsbruch, woraus eine gute Verbindungsfestigkeit geschlossen wurde. Darüber hinaus konnte kein Einfluss der geometrischen Faktoren wie Lage und Dicke der GMT-Fügepartner am Druckscherprobenkörper festgestellt werden. Unabhängig von der Dicke des Verbundbereichs und der Entnahmeposition der Proben stellte sich eine konstante Scherfestigkeit bei den Gurten aus dem verzinktem Stahl sowie der 5000er-Aluminiumlegierung ein.

Die Komponententests in Form einer Dreipunktbiegebelastung der Hybridbalken bestätigten die gute Verbundfestigkeit aus den Druckscheruntersuchungen bei $T_W=130\text{ °C}$. Während die Hybridbalken, hergestellt bei niedriger Werkzeugtemperatur, frühzeitig durch Ablösen des Metalluntergurts und Instabilitätsversagen des Metallobergurts versagen, weisen die Hybridbalken der hohen Werkzeugtemperatureinstellung größere Verformungswege bis zum Versagen auf. Zusätzlich reißt bei einigen „GMT+ST“-Hybridbalken der Stahluntergurt anstelle einer Ablösung vom GMT-Kern. Anhand der Analyse des Gurtablöseverhaltens wurde festgestellt, dass die unterschiedlichen Versagenswege auf unterschiedliche Rissfortschritte in der unteren Grenzschicht zurückzuführen sind. Davon ausgehend wurde das mechanische Verhalten der Grenzschicht als besonders einflussreich auf den Versagensweg und die Energieabsorption der gesamten Hybridstruktur erkannt.

In allen Anwendungsfällen bedingen die Metallgurtverstärkungen eine Zunahme der massespezifischen mechanischen Eigenschaften wie Steifigkeit, Festigkeit und Energieabsorptionsvermögen. Während die GMT-Kernstruktur aufgrund der geringeren Bruchdehnung frühzeitig versagt, findet eine Spannungsumlagerung in die Metallgurte statt, sodass diese die Hauptlast weiterhin übertragen. Trotz der frühzeitigen Rissinitiierung im GMT erfüllt die Kernstruktur weiterhin die Stütz- und Lastübertragungsfunktion zwischen den Gurten. Die Hybridstrukturen bieten demnach ein sicheres Versagensverhalten. Besonders für sicherheitsrelevante Bauteile ist diese Eigenschaft von Vorteil. Zudem stellt die hohe Energieaufnahme den Einsatz solcher Strukturen in Crash-Management-Systemen in Aussicht.

Aus der Einflussanalyse der Prozessgrößen wurde ermittelt, dass die Temperaturen des Werkzeugs und des GMT-Einlegers sowie der Pressdruck einen positiven Einfluss auf die Verbundfestigkeit haben. Die durch den manuellen Prozess bedingte Schwankung der GMT-Einlegertemperatur ist durch Automatisierung des Einlegens zukünftig zu reduzieren. Zudem ist ein alternatives Aufheizkonzept für die Metallgurte zu überprüfen, bei dem die Kavität im Bereich der Metallgurtaufnahme lokal stärker erwärmt werden kann (z.B. durch Induktion). Das ermöglicht die Entkopplung der Werkzeug- und Metallgurttemperatur, sodass die Verbundfestigkeit gezielt optimiert werden kann, ohne lange Abkühlzeiten durch eine hohe Werkzeugtemperatur zu erreichen.

Zusammenfassend wird mit dieser Verfahrensentwicklung ein Beitrag zur einstufigen Herstellung von hochintegrativen Strukturen in Hybridbauweise geliefert. Das Verfahrenskonzept wurde entwickelt und experimentell untersucht. Mit der Herstellung des Versuchsträgers und dessen mechanischer Charakterisierung wurden die Funktionsweise nachgewiesen und die Anwendungspotenziale dargestellt.

10 Abkürzungen und Symbole

Abkürzungen

<i>Abkürzung</i>	<i>Erläuterung</i>
CO ₂	Kohlenstoffdioxid
THG	Treibhausgas
z. T.	zum Teil
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
IMA	<i>In-Mould-Assembly</i>
GMT	Glasfasermattenverstärkter Thermoplast
z. B.	zum Beispiel
u. a.	unter anderem
bzw.	beziehungsweise
ULSAB	<i>Ultralight Steel Autobody</i>
vgl.	vergleiche
engl.	englisch
MS	<i>Mild steel</i>
HSS	<i>High strength steel</i>
AHSS	<i>Advanced high strength steel</i>
UHSS	<i>Ultra high strength steel</i>
PHS	<i>Press hardening steel</i>
HSLA	<i>High-strength low-alloy</i>
Nb	Niob
Ti	Titan
V	Vanadium
Al	Aluminium
Mg	Magnesium
Si	Silizium
TPE	Thermoplastisches Elastomer
EP	Epoxid
UP	Ungesättigte Polyester
VE	Vinylester
PS	Polystyrol
PC	Polycarbonat
PP	Polypropylen
PA	Polyamid
PBT	Polybutylenterephthalat
PET	Polyethylenterephthalat
PA6	Polyamid 6
PA6.6	Polyamid 6.6
GF	Glasfaser

CF	Kohlenstofffaser
CFK	Kohlenstofffaser-Kunststoff-Verbund
GFK	Glasfaser-Kunststoff-Verbund
AFK	Aramidfaser-Kunststoff-Verbund
LFT	Langfaserverstärkter Thermoplast
D-LFT	<i>Direct Long Fibre Thermoplast In-Line Compounding</i>
SFT	<i>Short Fibre Thermoplast</i>
SF-PP	<i>Short Fibre Polypropylene</i>
LF-PP	<i>Long Fibre Polypropylene</i>
REM	Rasterelektronenmikroskop
PPS	Polypropylen Sulfid
PMA	<i>Post-Mould-Assembly</i>
POM	Polyoxymethylen
tFML	thermoplastisches Faser-Metall-Laminat
KTL	Kathodische Tauchlackierung
RT	Raumtemperatur
E-LFT	Endlosfaserverstärkter Thermoplast
resp.	respektive
FEM	Finite Elemente Methode
RS	Referenzstruktur
IR	Infrarot
ST	Stahl
AL	Aluminium
M	Mittelwert
SD	Standardabweichung
ILS	<i>Interlaminar Shear</i>
CS	<i>Compression Shear</i>
SLJ	<i>Single-Lap-Joint</i>
o. g.	oben genannt
CT	Computertomographie
DIC	<i>Digital Image Correlation</i>
CAD	<i>Computer-Aided Design</i>

Lateinische Symbole

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Erläuterung</i>
T_m	°C	Schmelztemperatur
T_K	°C	Kontakttemperatur
c_p	$\text{kJ kg}^{-1} \text{K}^{-1}$	Spezifische Wärmekapazität
t	mm	Dicke
B_z	N mm^2	Biegesteifigkeit
E	N mm^{-2}	Elastizitätsmodul
y	mm	Abstand in y-Richtung

dA	mm ²	Infinitesimales Flächenelement
m	g	Masse
R	MPa	Festigkeit
c	N mm ⁻¹	Steifigkeit
c _{spez}	N mm ⁻¹ g ⁻¹	Massespezifische Steifigkeit
F	N	Kraft
w	mm	Durchbiegung
E	J	Energieabsorption
E _{spez}	J g ⁻¹	Massespezifische Energieabsorption
F _{max}	N	Maximale Kraft
F _{max, spez}	N g ⁻¹	Massespezifische maximale Kraft
B _{Z, spez}	N mm ² g ⁻¹	Massespezifische Biegesteifigkeit
W _{Z, spez}	N mm g ⁻¹	Massespezifische Biegefestigkeit
y _{max}	mm	Maximaler Randfaserabstand
A _K	mm ²	Querschnittsfläche Kern
A _G	mm ²	Querschnittsfläche Gurt
L	mm	Länge
t _G	mm	Dicke Gurt
t _K	mm	Dicke Kern
s _K	mm	Stegdicke Kern
Q	N	Querkraft
E _G	N mm ⁻²	Elastizitätsmodul Gurtmaterial
E _K	N mm ⁻²	Elastizitätsmodul Kernmaterial
h _m	mm	mittlerer Gurtabstand
t _{G, ST}	mm	Dicke Stahlgurt
t _{G, AL}	mm	Dicke Aluminiumgurt
F _y	N	Kraft in y-Richtung
R _e	N mm ⁻²	Elastizitätsgrenze
R _{p 0,2}	N mm ⁻²	Festigkeitsgrenze bei 0,2 % plastische Dehnung
R _m	N mm ⁻²	Zugfestigkeit
A	%	Bruchdehnung
P ₁	bar	Werkzeuginnendruck an Sensorposition 1
P ₂	bar	Werkzeuginnendruck an Sensorposition 2
T ₁	°C	Werkzeuginnentemperatur an Sensorposition 1
T ₂	°C	Werkzeuginnentemperatur an Sensorposition 2
T _{IR}	°C	Mit IR-Kamera gemessene GMT-Einlegertemperatur
F _P	N	Presskraft
S _P	mm	Presshub
T _W	°C	Werkzeugtemperatur
T _O	°C	Ofentemperatur
F _F	N	Federkraft
t _{H, M}	s	Aufheizzeit Metallgurte

$t_{H,GMT}$	s	Aufheizzeit GMT
t_P	s	Haltezeit Presskraft
v_P	mm s ⁻¹	Geschwindigkeit Presshub
A_{Proj}	mm ²	Projizierte Fläche
U	W m ⁻² K ⁻¹	Wärmedurchgangskoeffizient
F_S	N	Scherkraft
d_S	mm	Traversenweg bei Schertest
R_S	N mm ⁻²	Scherfestigkeit
v	mm s ⁻¹	Traversengeschwindigkeit
H	mm	Probenhöhe
B	mm	Probenbreite
$F_{0,25}$	N	25 % der Maximalkraft
$F_{0,05}$	N	5 % der Maximalkraft
s	mm	Durchbiegung
L	mm	Relativverschiebung
L_x	mm	Relativverschiebung in x-Richtung
L_y	mm	Relativverschiebung in y-Richtung
L_z	mm	Relativverschiebung in z-Richtung
R^2	1	Bestimmtheitsmaß
l	mm	Auflagerabstand
t_{ST}	mm	Dicke Stahlgurt
t_{AL}	mm	Dicke Aluminiumgurt

Griechische Symbole

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Erläuterung</i>
ε	%	Dehnung
ε	1	Emissionskoeffizient
ρ	g cm ⁻³	Dichte
λ	1	Fiktive Elementdichte
λ	W m ⁻¹ K ⁻¹	Wärmeleitfähigkeit
μ	1	Poissonzahl
φ	%	Materialausnutzungsgrad
σ	N mm ⁻²	Normalspannung
σ_{vm}	N mm ⁻²	von-Mises-Vergleichsspannung
τ	N mm ⁻²	Schubspannung
σ_x	N mm ⁻²	Normalspannung in x-Richtung
τ_{xy}	N mm ⁻²	Schubspannung in der x-Ebene in y-Richtung
ρ_K	g cm ⁻³	Dichte Kernmaterial
ρ_G	g cm ⁻³	Dichte Gurtmaterial
τ_{Grenz}	N mm ⁻²	Schubspannung in der Grenzschicht
\varnothing		Durchmesser

\square		Quadratisch
ϵ_1	%	1. Hauptdehnung
$\epsilon_{1,u}$	%	1. Hauptdehnung im Metalluntergurt
ϵ_{pl}	%	Plastische Dehnung
ϵ_B	%	Bruchdehnung

11 Literaturverzeichnis

- [1] European Environment Agency, *Transport and environment report 2021: Decarbonising road transport - the role of vehicles, fuels and transport demand*. Luxembourg, 2022.
- [2] H. E. Friedrich, Hg., *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*, 2. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017.
- [3] B. Bader, E. Türck und T. Vietor, „Multi material design. A current overview of the used potential in automotive industries“ in *Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau, Technologies for economic and functional lightweight design: Conference proceedings 2020*, K. Dröder und T. Vietor, Hg., Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2021, S. 3–13.
- [4] S. Kleemann, D. Inkermann, B. Bader, E. Türck und T. Vietor, „A semi-formal approach to structure and access knowledge for multi-material-design“ (en), *DS 87-1 Proceedings of the 21st International Conference on Engineering Design (ICED 17) Vol 1: Resource Sensitive Design, Design Research Applications and Case Studies, Vancouver, Canada, 21-25.08.2017*, S. 289–298, 2017. [Online]. Verfügbar unter: https://www.designsociety.org/publication/39528/a_semi-formal_approach_to_structure_and_access_knowledge_for_multi-material-design
- [5] G. Seehafer, „Karosseriestruktur des neuen Audi TT“, *ATZ Automobiltech Z*, Jg. 116, 7-8, S. 56–61, 2014, doi: 10.1007/s35148-014-0451-x.
- [6] B. Bader, W. Berlin und M. Demes, „Steigerung der Leichtbaugüte durch interdisziplinäre Zusammenarbeit“, *Lightweight Des*, Jg. 12, Nr. 3, S. 52–57, 2019, doi: 10.1007/s35725-019-0027-5.
- [7] Gö, „Frontendfertigung in Hybridtechnologie: Kombinierte Automobil-Bauteile durch Metall-Tiefziehen und Spritzgießen“, *Plastverarbeiter*, Jg. 51, Nr. 12, S. 46, 2000.
- [8] M. Larry, *A guide to Carbon Fiber Reinforced Polymer repairs*. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.vehicleservicepros.com/collision-repair/body-shop-and-repair/article/21191679/a-guide-to-carbon-fiber-reinforced-polymer-repairs>.
- [9] Jonas Weber, „Herausforderungen und Limitationen von hybriden Metall-Kunststoff-Verbunden in Gehäusestrukturen von PKW-Getrieben“. Dissertation, Institut für Werkstofftechnik/Kunststofftechnik, Universität Kassel, Kassel, 2018.
- [10] A. Galińska, „Mechanical Joining of Fibre Reinforced Polymer Composites to Metals-A Review. Part I: Bolted Joining“ (eng), *Polymers*, Jg. 12, Nr. 10, 2020, doi: 10.3390/polym12102252.
- [11] X. Zhou *et al.*, „Bending behavior of hybrid sandwich composite structures containing 3D printed PLA lattice cores and magnesium alloy face sheets“, *The Journal of Adhesion*, S. 1–19, 2021, doi: 10.1080/00218464.2021.1939015.
- [12] C. Lesch, N. Kwiaton und F. B. Klose, „Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Applications – Tailored Properties by Smart Microstructural

- Adjustments“, *steel research int.*, Jg. 88, Nr. 10, S. 1700210, 2017, doi: 10.1002/srin.201700210.
- [13] G. Ehrenstein, S. Amesöder, L. Fernandez, H. Niemann und R. Deventer, „Werkstoff- und prozessoptimierte Herstellung flächiger Kunststoff-Kunststoff und Kunststoff-Metall-Verbundbauteile“ in *Tagungsband, DFG Sonderforschungsbereich 396 Berichts- und Industriekolloquium 15./16. Oktober 2003*, M. Geiger und G. Ehrenstein, Hg., Bamberg: Meisenbach, 2003, S. 149–178.
- [14] 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“, *Int J Mater Form*, Jg. 13, Nr. 4, S. 561–575, 2020, doi: 10.1007/s12289-019-01493-4.
- [15] S. Roth, Y. Reg, P. Götz, F. Masseria, D. Hühn und D. Bublit, „Qualitätsgesicherte Prozesskettenverknüpfung zur Herstellung höchstbelastbarer intrinsischer Metall-FKV-Verbunde in 3D-Hybrid-Bauweise - Q-Pro“, Technische Universität Dresden, Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik, Dresden, 2018. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.tib.eu/de/suchen/id/TIBKAT%3A1046018922>.
- [16] N. Modler *et al.*, „Intrinsic Lightweight Steel-Composite Hybrids for Structural Components“, *MSF*, 825-826, S. 401–408, 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.401.
- [17] *DIN EN 10346:2015-10, Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen; Deutsche Fassung EN 10346:2015*, Berlin.
- [18] J. Hirsch, „Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design“, *Mater. Trans.*, Jg. 52, Nr. 5, S. 818–824, 2011, doi: 10.2320/matertrans.L-MZ201132.
- [19] L. Hoffmann, B. Faißt, K. Kose und F. Eggers, „Herstellung und Charakterisierung hochfester Kunststoff-Metall-Hybride“, *Lightweight Des*, Jg. 10, Nr. 1, S. 50–55, 2017, doi: 10.1007/s35725-016-0097-6.
- [20] C. Hielscher, J. Grenz, A. A. Camberg und N. Wingenbach, „Ansatz zur effizienteren Auslegung von Hybridbauteilen“, *ATZ Automobiltech Z*, Jg. 122, 7-8, S. 60–65, 2020, doi: 10.1007/s35148-020-0284-8.
- [21] A. Albert *et al.*, „Smart Process Combination for Aluminum/Plastic Hybrid Components“, *TLS*, Jg. 1, Nr. 2, 2018, doi: 10.21935/tls.v1i2.91.
- [22] P. Eyerer, T. Hirth und P. Elsner, Hg., *Polymer Engineering: Technologien und Praxis*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008. [Online]. Verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1586329>
- [23] H. Schürmann, *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden*, 2. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2007. [Online]. Verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1576478>
- [24] R. E. MURRAY, D. SWAN, D. SNOWBERG, D. BERRY, R. BEACH und S. A. ROONEY, „Manufacturing a 9-Meter Thermoplastic Composite Wind Turbine Blade“ in *American Society for Composites 2017*, 2017, doi: 10.12783/asc2017/15166.

- [25] J. Markarian, „Long fibre reinforcement drives automotive market forward“, *Plastics, Additives and Compounding*, Jg. 7, Nr. 3, S. 24–29, 2005, doi: 10.1016/S1464-391X(05)70393-7.
- [26] J. Karger-Kocsis, Hg., *Polypropylene: An A-Z reference*. Dordrecht: Springer, 1999.
- [27] W. Aichholzer, „Bioabbaubare Faserverbundwerkstoffe auf der Basis nachwachsender Rohstoffe“, *Tagungsband zum 1. Internationalen Symposium*, 1997.
- [28] B. Klein, *Leichtbau-Konstruktion: Berechnungsgrundlagen und Gestaltung*, 10. Aufl. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [29] F. Henning, H. Ernst und R. Brüssel, „LFTs for automotive applications“, *Reinforced Plastics*, Jg. 49, Nr. 2, S. 24–33, 2005, doi: 10.1016/S0034-3617(05)00546-1.
- [30] T. Hartness, G. Husman, J. Koenig und J. Dyksterhouse, „The characterization of low cost fiber reinforced thermoplastic composites produced by the DRIFT™ process“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 32, Nr. 8, S. 1155–1160, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(01)00061-6.
- [31] R. C. Hawley und R. F. Jones, „In-line Compounding of Long-fiber Thermoplastics for Injection Molding“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 18, Nr. 5, S. 459–464, 2005, doi: 10.1177/0892705705054413.
- [32] S. Patcharaphun und G. Opaskornkul, „Characterization of Fiber Length Distribution in Short and Long-Glass-Fiber Reinforced Polypropylene during Injection Molding Process“ (en), *Agr. Nat. Resour.*, Jg. 42, Nr. 5, S. 392–397, 2008. [Online]. Verfügbar unter: <https://li01.tci-thaijo.org/index.php/anres/article/view/244628>
- [33] J. Wang *et al.*, „Shear induced fiber orientation, fiber breakage and matrix molecular orientation in long glass fiber reinforced polypropylene composites“, *Materials Science and Engineering: A*, Jg. 528, 7-8, S. 3169–3176, 2011, doi: 10.1016/j.msea.2010.12.081.
- [34] C.-T. Huang, H.-C. Tseng, R.-Y. Chang und S.-J. Hwang, „Investigation of Fiber Breakage Phenomena for Different Fiber Types in Injection Molding“ in *SPE ANTEC*, S. 1120–1125.
- [35] E. Lafranche, P. Krawczak, J. P. Ciolczyk und J. Maugey, „Injection moulding of long glass fibre reinforced polyamide 6-6: guidelines to improve flexural properties“, *Express Polym. Lett.*, Jg. 1, Nr. 7, S. 456–466, 2007, doi: 10.3144/express-polymlett.2007.64.
- [36] M. Rohde, A. Ebel, F. Wolff-Fabris und V. Altstädt, „Influence of Processing Parameters on the Fiber Length and Impact Properties of Injection Molded Long Glass Fiber Reinforced Polypropylene“, *International Polymer Processing*, Jg. 26, Nr. 3, S. 292–303, 2011, doi: 10.3139/217.2442.
- [37] J. L. Thomason, „The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 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.
- [38] J. Karger-Kocsis, „Swirl mat- and long discontinuous fiber mat-reinforced polypropylene composites?status and future trends“, *Polym. Compos.*, Jg. 21, Nr. 4, S. 514–522, 2000, doi: 10.1002/pc.10206.
- [39] R. Törnqvist, „A New Level of Performance is Reached with Fabric Reinforced Glass Mat Thermoplastics“, *SAE Transactions*, Jg. 110, S. 135–142, 2001. [Online]. Verfügbar unter: <http://www.jstor.org/stable/44699759>
- [40] M. Ritter und W. Michaeli, „Quality assurance in GMT processing“, *Macromol. Mater. Eng.*, 284-285, Nr. 1, S. 86–90, 2000, doi: 10.1002/1439-2054(20001201)284:1<86::AID-MAME86>3.0.CO;2-X.
- [41] C.-M. Wu, M. Chen und J. Karger-Kocsis, „Transcrystallization in syndiotactic polypropylene induced by high-modulus carbon fibers“, *Polymer Bulletin*, Jg. 41, Nr. 2, S. 239–245, 1998, doi: 10.1007/s002890050357.
- [42] Y. Spoerer, R. Boldt, R. Androsch und I. Kuehnert, „Pressure- and Temperature-Dependent Crystallization Kinetics of Isotactic Polypropylene under Process Relevant Conditions“, *Crystals*, Jg. 11, Nr. 9, S. 1138, 2021, doi: 10.3390/cryst11091138.
- [43] 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 II. Glass-mat-reinforced thermoplastics“, *Composites Science and Technology*, Jg. 59, Nr. 5, S. 709–726, 1999, doi: 10.1016/S0266-3538(98)00124-9.
- [44] C. W. Peterson, D. O. Spencer, J. Rosin und E. Haque, „High Consistency Glass Mat Reinforced Thermoplastic (GMT): Thin Wall Structural Applications with Surface Requirements“ in *SAE 2001 World Congress*, 2001, doi: 10.4271/2001-01-0098.
- [45] 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—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.
- [46] 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.
- [47] J. L. Thomason, M. A. Vlug, G. Schipper und H. 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.

- [48] J. Karger-Kocsis, T. Harmia und T. Czigány, „Comparison of the fracture and failure behavior of polypropylene composites reinforced by long glass fibers and by glass mats“, *Composites Science and Technology*, Jg. 54, Nr. 3, S. 287–298, 1995, doi: 10.1016/0266-3538(95)00068-2.
- [49] J. Karger-Kocsis, „Fracture mechanical characterization and damage zone development in glass fiber mat-reinforced thermoplastics“, *Polymer Bulletin*, Jg. 31, Nr. 2, S. 235–241, 1993, doi: 10.1007/BF00329971.
- [50] S. Fliegenger, „Micromechanical finite element modeling of long fiber reinforced thermoplastics“. Dissertation, 2015.
- [51] R. Förster und A. Förster, *Einführung in die Fertigungstechnik: Lehrbuch für Studenten ohne Vorpraktikum*, 1. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2018. [Online]. Verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-e-pflicht-1505049>
- [52] G. Zhao, *Spritzgegossene, tragende Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen: Konstruktion, Prozessanalyse und Charakterisierung*. Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2001. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2002.
- [53] H. Paul, „Bewertung von langfaserverstärkten Kunststoff-Metall-Hybridverbunden auf der Basis des Verformungs- und Versagensverhaltens“, 2013.
- [54] A.B. Abibe, S.T. Amancio-Filho, J.F. Dos Santos und E. Hage, JR, „Development and Analysis of a New Joining Method for Polymer-Metal Hybrid Structures“, *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, Jg. 24, Nr. 2, S. 233–249, 2011, doi: 10.1177/0892705710381469.
- [55] A. B. Abibe, S. T. Amancio-Filho, J. F. dos Santos und E. Hage, „Mechanical and failure behaviour of hybrid polymer–metal staked joints“, *Materials & Design*, Jg. 46, S. 338–347, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.10.043.
- [56] M. Grujicic *et al.*, „The Potential of a Clinch-Lock Polymer Metal Hybrid Technology for Use in Load-Bearing Automotive Components“, *J. of Materi Eng and Perform*, Jg. 18, Nr. 7, S. 893–902, 2009, doi: 10.1007/s11665-008-9325-2.
- [57] B. Koch, G. Knözinger und Pleschke, Thomas, Wolf, Hans Jürgen, „Hybrid-Frontend als Strukturbauteil“, *Kunststoffe*, Jg. 89, Nr. 3, S. 82–86, 1999.
- [58] M. Miklavac, J. Klemenc, A. Kostanjevec und M. Fajdiga, „Properties of a Metal-Nonmetal Hybrid Joint With an Improved Shape of the Metal Insert“, *Exp Techniques*, Jg. 39, Nr. 1, S. 69–76, 2012, doi: 10.1111/ext.12003.
- [59] K. Bula, T. Sterzyński, M. Piasecka und L. Róžański, „Deformation Mechanism in Mechanically Coupled Polymer-Metal Hybrid Joints“ (eng), *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 13, Nr. 11, 2020, doi: 10.3390/ma13112512.
- [60] M. Miklavac, J. Klemenc, A. Kostanjevec und M. Fajdiga, „Fatigue strength of a hybrid joint formed between a PA6-GF60 polymer matrix and a S420MC steel insert“, *Materials & Design*, Jg. 51, S. 493–500, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2013.04.058.

- [61] H. Paul und M. Luke, „Polymer Metal Hybrid Structures – Experimental Investigations of Deformation and Failure Behavior“, *Journal of Plastics Technology*, Jg. 10, Nr. 4, 2014.
- [62] Benedict Bonpain, „Entwicklung und prozesstechnische Analyse eines festen und mediendichten Kunststoff - Metall - Verbundes“. Dissertation, Technische Universität Dortmund, Dortmund, 2017.
- [63] J. Sands, U. Vaidya, G. Husman, J. Serrano und R. Brannon, „Manufacturing of a Composite Tailcone for an XM-1002 Training Round“, S. 22, 2008.
- [64] R. Kulkarni, K. Chawla, U. Vaidya und J. Sands, „Thermal stresses in aluminum 6061 and nylon 66 long fiber thermoplastic (LFT) composite joint in a tailcone“, *Journal of Materials Science*, Jg. 42, S. 7389–7396, 2007, doi: 10.1007/s10853-007-1840-2.
- [65] *Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen*, 6. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [66] P. Amend, J. Franke, N. Hanenkamp, M. Merklein, M. Schmidt und S. Wartzack, „Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen: Laser-based hot-melt bonding of thermoplastics to metals“, FAU University Press, Erlangen. [Online]. Verfügbar unter: <https://opus4.kobv.de/opus4-fau/frontdoor/index/index/docId/14550>
- [67] A. Trende, B. Åström und G. Nilsson, „Modelling of residual stresses in compression moulded glass-mat reinforced thermoplastics“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 31, Nr. 11, S. 1241–1254, 2000, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00078-6.
- [68] V. Giese, „Adhäsive Kunststoff-Metall- und Kunststoff-Kunststoff-Verbindungen im Hinblick auf die Spritzgußverarbeitung“. Dissertation, Universität Erlangen-Nürnberg, 1995.
- [69] J. Gebauer, M. Fischer, A. F. Lasagni, I. Kühnert und A. Klotzbach, „Laser structured surfaces for metal-plastic hybrid joined by injection molding“, *Journal of Laser Applications*, Jg. 30, Nr. 3, S. 32021, 2018, doi: 10.2351/1.5036803.
- [70] 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.
- [71] G. Lucchetta, F. Marinello und P. F. Bariani, „Aluminum sheet surface roughness correlation with adhesion in polymer metal hybrid overmolding“, *CIRP Annals*, Jg. 60, Nr. 1, S. 559–562, 2011, doi: 10.1016/j.cirp.2011.03.073.
- [72] 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.

- [73] 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.
- [74] 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.
- [75] D. Gallant und V. Savard, „New Adhesive Bonding Surface Treatment Technologies for Lightweight Aluminum-Polypropylene Hybrid Joints in Semi-Structural Applications“, *SAE Int. J. Mater. Manuf.*, Jg. 4, Nr. 1, S. 314–327, 2011, doi: 10.4271/2011-01-0217.
- [76] D. Drummer, E. Schmachtenberg, G. Hülder und S. Meister, „MK2—A novel assembly injection molding process for the combination of functional metal surfaces with polymer structures“, *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 210, Nr. 14, S. 1852–1857, 2010, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.06.020.
- [77] K. Burlon, „Blockcopolymer als Haftvermittler für Kunststoff-Metallverbünde“. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt, 2012.
- [78] 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*, S. 8–12.
- [79] D. Bikiaris, P. Matzinos, A. Larena, V. Flaris und C. Panayiotou, „Use of silane agents and poly(propylene-g-maleic anhydride) copolymer as adhesion promoters in glass fiber/polypropylene composites“, *J. Appl. Polym. Sci.*, Jg. 81, Nr. 3, S. 701–709, 2001, doi: 10.1002/app.1487.
- [80] T. S. December und W. H. Merritt, „Adhesion promoter and coating composition for adhesion to olefinic substrates“, US20110059244A1.
- [81] C. C. Anderson, „ADHESIVES“, *Ind. Eng. Chem.*, Jg. 60, Nr. 8, S. 80–87, 1968, doi: 10.1021/ie50704a013.
- [82] N. G. González-Canché, 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.
- [83] D. Drummer, T. Baranowski, R. Koch, B. Nießen, I. Wehmeyer und O. Farges, Hg., *Handbuch Kunststoff-Metall-Hybridtechnik: Entstanden im Rahmen des Forschungsvorhabens "Entwicklung einer neuartigen Hybridleichtbautechnologie für die Automobilindustrie - HYLIGHT" im Zeitraum 2011-2014*. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2015.
- [84] 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.

- [85] R. Giusti und G. Lucchetta, „Modeling the Adhesion Bonding Strength in Injection Overmolding of Polypropylene Parts“ (eng), *Polymers*, Jg. 12, Nr. 9, 2020, doi: 10.3390/polym12092063.
- [86] R. D. Leaversuch, „Plastic-Metal Hybrids Make Headway On and Off the Road“, *Plastics Technology*, 1. Dez. 2003, 2003. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.ptonline.com/articles/plastic-metal-hybrids-make-headway-on-and-off-the-road>. Zugriff am: 5. März 2022.
- [87] M. Körner, F. Höcker und A. Böttcher, „Hybrider Achsträger erhöht Funktionalität und spart Gewicht“, *Lightweight Des*, Jg. 12, Nr. 1, S. 52–55, 2019, doi: 10.1007/s35725-018-0070-7.
- [88] D. Djokic, A. Johnston, A. Rogers, P. Lee-Sullivan und N. Mrad, „Residual stress development during the composite patch bonding process: measurement and modeling“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 33, Nr. 2, S. 277–288, 2002, doi: 10.1016/S1359-835X(01)00083-5.
- [89] 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.
- [90] M. A. Valverde, R. Kupfer, L. F. Kawashita, M. Gude und S. R. Hallett, *Effect of processing parameters on quality and strength in thermoplastic composite injection overmoulded components: Athens, Greece, 25-28 June 2018*. Athens: 18th European Conference on Composite Materials (ECCM-18), 2018.
- [91] T. Werling, M. Sprenger, C. Ellersdorfer und W. Sinz, „Experimental and Numerical Investigation of the Behavior of Automotive Battery Busbars under Varying Mechanical Loads“, *Energies*, Jg. 13, Nr. 24, S. 6572, 2020, doi: 10.3390/en13246572.
- [92] R. Kulkarni *et al.*, „Reliability Study of Electronic Components on Board-Level Packages Encapsulated by Thermoset Injection Molding“, *JMMP*, Jg. 4, Nr. 1, S. 26, 2020, doi: 10.3390/jmmp4010026.
- [93] M. Schuck, „Kompatibilitätsprinzipien beim Montagespritzgießen“. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg (FAU), 2009.
- [94] N. Aliyeva, H. S. Sas und B. Saner Okan, „Recent developments on the overmolding process for the fabrication of thermoset and thermoplastic composites by the integration of nano/micron-scale reinforcements“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 149, S. 106525, 2021, doi: 10.1016/j.compositesa.2021.106525.
- [95] C. Heinle, Vetter, Martina, Brocka-Krzeminska, Zaneta, G. W. Ehrenstein und D. Drummer, „Mediendichte Materialverbunde in mechatronischen Systemen durch Montagespritzen“, *Journal of Plastics Technology*, Jg. 5, Nr. 6, S. 1–24, 2009.
- [96] 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.
- [97] J. L. Thomason, „The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene. 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.
- [98] J. L. Thomason, „The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 7. Interface strength and fibre strain in injection moulded long fibre PP at high fibre content“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 38, Nr. 1, S. 210–216, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2006.01.007.
- [99] V. K. Stokes, L. P. Inzinna, E. W. Liang, G. G. Trantina und J. T. Woods, „A phenomenological study of the mechanical properties of long-fiber filled injection-molded thermoplastic composites“, *Polym. Compos.*, Jg. 21, Nr. 5, S. 696–710, 2000, doi: 10.1002/pc.10223.
- [100] H. Bijsterbosch und R. J. Gaymans, „Polyamide 6?long glass fiber injection moldings“, *Polym. Compos.*, Jg. 16, Nr. 5, S. 363–369, 1995, doi: 10.1002/pc.750160504.
- [101] J. L. Thomason und W. M. Groenewoud, „The influence of fibre length and concentration on the properties of glass fibre reinforced polypropylene: 2. Thermal properties“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 27, Nr. 7, S. 555–565, 1996, doi: 10.1016/1359-835X(96)00016-4.
- [102] M. Grujicic *et al.*, „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.
- [103] M. Grujicic *et al.*, „Application of Topology, Size and Shape Optimization Methods in Polymer Metal Hybrid Structural Lightweight Engineering“, *Multidiscipline Modeling in Materials and Structures*, Jg. 4, Nr. 4, S. 305–330, 2008, doi: 10.1163/157361108785963028.
- [104] P. Kellner, *Zur systematischen Bewertung integrativer Leichtbau-Strukturkonzepte für biegebelastete Crashträger*, 1. Aufl. Göttingen: Cuvillier Verlag, 2013. [Online]. Verfügbar unter: <https://ebookcentral.proquest.com/lib/kxp/detail.action?docID=5018942>
- [105] R. Drössler, R. Waffler, M. Krahle und D. Haider, „Tool Technology for Lightweight Structures in 3-D Hybrid Designs“, *Lightweight des worldw*, Jg. 11, Nr. 5, S. 42–47, 2018, doi: 10.1007/s41777-018-0040-x.
- [106] G. Reyes und H. Kang, „Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber–metal laminates“, *Journal of Materials Processing Technology*, Jg. 186, 1-3, S. 284–290, 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.050.

- [107] 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“ (eng), *Procedia Engineering*, Nr. 183, S. 227–232, 2017, doi: 10.15488/1715.
- [108] B.-A. Behrens *et al.*, „Combined deep drawing and fusion bonding of structural FRP-metal hybrid parts“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 29, S. 296–304, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2019.02.141.
- [109] 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.
- [110] H. Ning, N. Lu, A. A. Hassen, K. Chawla, M. Selim und S. Pillay, „A review of Long fibre thermoplastic (LFT) composites“, *International Materials Reviews*, Jg. 65, Nr. 3, S. 164–188, 2020, doi: 10.1080/09506608.2019.1585004.
- [111] N. Voll, A. Meichsner und M. Maier, „Metal mesh reinforced long glass fiber thermoplastics (M-LFRT) - Comparison of experiment and simulation“, *ICCM International Conferences on Composite Materials*, 2009.
- [112] M. Wakeman, P.-O. Hagstrand, F. Bonjour, P.-E. Bourban und J.-A. Manson, „Robotic tow placement for local reinforcement of glass mat thermoplastics (GMTs)“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 33, Nr. 9, S. 1199–1208, 2002, doi: 10.1016/S1359-835X(02)00086-6.
- [113] B.-A. Behrens, F. Bohne, R. Lorenz, H. Arndt, S. Hübner und M. Micke-Camuz, „Numerical and Experimental Investigation of GMT Compression Molding and Fiber Displacement of UD-Tape Inserts“, *Procedia Manufacturing*, Jg. 47, S. 11–16, 2020, doi: 10.1016/j.promfg.2020.04.109.
- [114] B.-A. Behrens, S. Hübner, C. Bonk, F. Bohne und M. Micke-Camuz, „Development of a Combined Process of Organic Sheet forming and GMT Compression Molding“, *Procedia Engineering*, Jg. 207, S. 101–106, 2017, doi: 10.1016/j.proeng.2017.10.745.
- [115] D. Grauer, B. Hangs, M. Reif, A. Martsman und S. Jespersen, „Improving Mechanical Performance of Automotive Underbody Shield with Unidirectional Tapes in Compression-Molded Direct-Long Fiber Thermoplastics (D-LFT)“, *Sampe Journal*, Jg. 48, S. 7–15, 2012.
- [116] T. Link, S. Baumgärtner, D. Dörr, M. Hohberg und F. Henning, „Hybrid thermoplastic composites for automotive applications - Development and manufacture of a lightweight rear floor structure in multi-material design“, *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, 2018.
- [117] 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*. Siegen: universi - Universitätsverlag Siegen, 2019.

- [118] J. Winter, *ElringKlinger erhält weiteren großen Serienauftrag für Leichtbauteile*, 2018. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.elringklinger.de/de/investor-relations/mitteilungen/pressemitteilungen/30-01-2018>
- [119] A. Jäschke und U. Dajek, „Dachrahmen in Hybridbauweise“, *VDI-Tagungsband*, Nr. 4260, S. 25–45, 2004. [Online]. Verfügbar unter: https://techcenter.lanxess.com/scp/emea/de/docguard/Roof-frame_design_using_hybrid_technology.pdf?docId=63440
- [120] Industrieanzeiger, *Großserientauglich, leicht und belastbar*. [Online]. Verfügbar unter: <https://industrieanzeiger.industrie.de/technik/fertigung/grossserientauglich-leicht-und-belastbar/> (Zugriff am: 6. März 2022).
- [121] N. Stötzner, „Skalierbare, einstufige Fertigung von Hybridbauteilen“, *Lightweight Des*, Jg. 12, Nr. 1, S. 56–59, 2019, doi: 10.1007/s35725-018-0077-0.
- [122] K. Dröder und T. Vietor, Hg., *Technologies for economic and functional lightweight design: Conference proceedings 2020*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2021. [Online]. Verfügbar unter: <http://nbn-resolving.org/urn:nbn:de:bsz:31-epflicht-1866546>
- [123] L. Huck (Betreuer T. Stallmeister), *Entwicklung eines hybriden Doppel-T-Trägers zur mechanischen Charakterisierung im Dreipunkt-Biegeversuch*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Masterarbeit, 2020.
- [124] O. Sigmund, „Manufacturing tolerant topology optimization“, *Acta Mech Sin*, Jg. 25, Nr. 2, S. 227–239, 2009, doi: 10.1007/s10409-009-0240-z.
- [125] A. Clausen und E. Andreassen, „On filter boundary conditions in topology optimization“, *Struct Multidisc Optim*, Jg. 56, Nr. 5, S. 1147–1155, 2017, doi: 10.1007/s00158-017-1709-1.
- [126] R. Holschuh, *Lokal lastgerecht verstärkte Multimaterialsysteme auf Basis von Polypropylen-Polypropylen-Hybriden*. Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2014. Kaiserslautern: Inst. für Verbundwerkstoffe, 2014.
- [127] Mitsubishi Chemical Advanced Materials, *Technical Data Sheet GMT S153A248-M1*, 2019.
- [128] M. Vural, O. A. G. Çam und C. Ozarpa, „On the friction stir welding of aluminium alloys EN AW 2024-0 and EN AW 5754-H22“, *Archives of Materials Science and Engineering*, Jg. 28, 2007.
- [129] J. Lukács und Á. Meilinger, „Behaviour of AlMg3 Base Material and its Friction Stir Welded Joints under Cyclic Loading Conditions“, *MSF*, Jg. 812, S. 155–160, 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.812.155.
- [130] J. Mucha, L. Kaščák und W. Witkowski, „Research on the Influence of the AW 5754 Aluminum Alloy State Condition and Sheet Arrangements with AW 6082 Aluminum Alloy on the Forming Process and Strength of the ClinchRivet Joints“ (eng), *Materials (Basel, Switzerland)*, Jg. 14, Nr. 11, 2021, doi: 10.3390/ma14112980.

- [131] KNAUF INTERFER Stahl Service Center, *Materialzeugnis HX340LAD+Z100MBo*, 2020.
- [132] nolax AG, *Technisches Datenblatt: COX 391*, 2015.
- [133] C. Vogler, „Thermoplastische Klebefilme als smarte Haftvermittler von Metall und Kunststoff“ in 3. *Innovationsforum "Verfahrensintegration"*.
- [134] GLEICH Aluminiumwerk GmbH & Co. KG, *Technisches Datenblatt EN AW-5754*.
- [135] W. Flügge, „Fügetechnische Herausforderungen beim Multi-Material-Design“, 2015.
- [136] H. D. Baehr und K. Stephan, *Wärme- und Stoffübertragung: Mit zahlreichen Tabellen sowie 62 Beispielen und 94 Aufgaben*, 7. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer, 2010.
- [137] KLEIBER Infrared, *Herstellerkatalog*. [Online]. Verfügbar unter: <https://www.kleiberinfrared.com/index.php/de/amanwendungen/emissionsgrade.html> (Zugriff am: 14. Juli 2022).
- [138] T. Ageyeva, S. Horváth und J. G. Kovács, „In-Mold Sensors for Injection Molding: On the Way to Industry 4.0“ (eng), *Sensors (Basel, Switzerland)*, Jg. 19, Nr. 16, 2019, doi: 10.3390/s19163551.
- [139] H. NAKA, T. ICHIYANAGI und K. KENMOCHI, „A study of injection molding. Analysis of the partial thermal shrinkage in rib structures“, *JSME international journal*, Jg. 30, Nr. 265, S. 1060–1068, 1987, doi: 10.1299/jsme1987.30.1060.
- [140] *DIN EN 1465:2009-07, Klebstoffe - Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebung; Deutsche Fassung EN 1465:2009*, Berlin.
- [141] *DIN 65148:1986-11, Luft- und Raumfahrt; Prüfung von faserverstärkten Kunststoffen; Bestimmung der interlaminaren Scherfestigkeit im Zugversuch*, Berlin.
- [142] A. Redmann, V. Damodaran, F. Tischer, P. Prabhakar und T. A. Osswald, „Evaluation of Single-Lap and Block Shear Test Methods in Adhesively Bonded Composite Joints“, *Journal of Composites Science*, Jg. 5, Nr. 1, S. 27, 2021, doi: 10.3390/jcs5010027.
- [143] *DIN EN ISO 14130:1998-02, Faserverstärkte Kunststoffe - Bestimmung der scheinbaren interlaminaren Scherfestigkeit nach dem Dreipunktverfahren mit kurzem Balken (ISO 14130:1997); Deutsche Fassung EN ISO 14130:1997*, Berlin.
- [144] C. Gerstenberger, T. Osiecki, L. Kroll, P. Scholz und H. Seidlitz, „Processing and characterization of cathodic dip coated metal/composite-laminates“, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Jg. 16, Nr. 3, S. 467–472, 2016, doi: 10.1016/j.acme.2016.03.001.
- [145] K. Drechsler, *Beitrag zur Gestaltung und Berechnung von Faserverbundwerkstoffen mit dreidimensionaler Textilverstärkung*. Universität Stuttgart, 1992. [Online]. Verfügbar unter: <https://books.google.de/books?id=XmisygAACAAJ>
- [146] K. Schneider, B. Lauke und W. Beckert, „Compression Shear Test (CST) – A Convenient Apparatus for the Estimation of Apparent Shear Strength of Composite Materials“, *Applied Composite Materials*, Jg. 8, Nr. 1, S. 43–62, 2001, doi: 10.1023/A:1008919114960.

- [147] K. A. Weidenmann, "Vorrichtung und ein Verfahren zur Bestimmung der Scherfestigkeit und des Schermoduls von Verbundwerkstoffen," EP3073244A1. Deutschland.
- [148] V. Zinnecker, C. M. Stokes-Griffin, A. Khudiakova, M. Wolfahrt und P. Compston, „A comparative study for shear testing of thermoplastic-based composites and metal-composite hybrids“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 137, S. 105953, 2020, doi: 10.1016/j.compositesa.2020.105953.
- [149] L. Menne (Betreuer T. Stallmeister), *Entwicklung und Anwendung von Prüfscenarien für die mechanische Charakterisierung einer hybriden Balkenstruktur*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2021.
- [150] DIN 53293:1982-02, *Prüfung von Kernverbunden - Biegeversuch*, 53293:1982-02, Berlin, Feb. 1982.
- [151] Y. Liu, C. H. Kennard, R. W. Truss und N. J. Calos, „Characterization of stress-whitening of tensile yielded isotactic polypropylene“, *Polymer*, Jg. 38, Nr. 11, S. 2797–2805, 1997, doi: 10.1016/S0032-3861(97)85617-0.
- [152] S. Pöhler, *Konzeptionierung und Auslegung eines Vorderachsträgers in hybrider Leichtbauweise im C-Segment*, 1. Aufl. Düren: Shaker, 2021.
- [153] L. Orgéas, P. J. J. Dumont, V. Michaud und D. Favier, „Separation of the polymer matrix and the fibrous reinforcement during compression moulding of Glass Mat Thermoplastics (GMT)“, *Int J Mater Form*, Jg. 1, S1, S. 929–932, 2008, doi: 10.1007/s12289-008-0249-z.
- [154] Y. W. Leong, S. Yamaguchi, M. Mizoguchi, H. Hamada, U. S. Ishiaku und T. Tsujii, „The effect of molding conditions on mechanical and morphological properties at the interface of film insert injection molded polypropylene-film/polypropylene matrix“, *Polym. Eng. Sci.*, Jg. 44, Nr. 12, S. 2327–2334, 2004, doi: 10.1002/pen.20260.
- [155] G. Nilsson, S. Fernberg und L. A. Berglund, „Strain field inhomogeneities and stiffness changes in GMT containing voids“, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Jg. 33, Nr. 1, S. 75–85, 2002, doi: 10.1016/S1359-835X(01)00056-2.
- [156] L. Zhang und G. Dai, „Blank Design and Fiber Orientation Distribution During Compression Molding of GMT“, *International Polymer Processing*, Jg. 14, Nr. 4, S. 350–357, 1999, doi: 10.3139/217.1541.
- [157] J. H. Bland, H. E. N. Bersee und A. G. Gibson, „Squeeze flow testing of polypropylene and glass mat thermoplastics at compression moulding strain rates“ in *Proceedings of 11th International Conference on Composite Materials*, S. 400–410.

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, Tim Stallmeister, möchte mich an dieser Stelle bei den Studierenden herzlichst bedanken.

- [123] L. Huck (Betreuer T. Stallmeister), *Entwicklung eines hybriden Doppel-T-Trägers zur mechanischen Charakterisierung im Dreipunkt-Biegeversuch*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Masterarbeit, 2020.
- [149] L. Menne (Betreuer T. Stallmeister), *Entwicklung und Anwendung von Prüfscenarien für die mechanische Charakterisierung einer hybriden Balkenstruktur*. Universität Paderborn, Lehrstuhl für Leichtbau im Automobil, unveröffentlichte Studienarbeit, 2021.

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.

Paderborn, 1. November 2022

Tim Stallmeister

