

Belastungsgerechte Auslegung automobiler Leichtbaustrukturen aus pressgehärtetem Stahl und kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff

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

genehmigte
DISSERTATION

von
Marcel Triebus, M.Sc.
aus Ahlen

Tag des Kolloquiums: 28.04.2023
Referent: Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper

„The nitrogen in our DNA, the calcium in our teeth, the iron in our blood, the carbon in our apple pies were made in the interiors of collapsing stars. We are made out of starstuff.“

Carl Sagan

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter des Lehrstuhls für Leichtbau im Automobil (LiA) der Universität Paderborn.

Besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster für seine Unterstützung während der Promotion. Die fachlichen Anregungen und Diskussionen, sowie die vielen Hilfestellungen haben maßgeblich zum Gelingen beigetragen. Ebenfalls bedanke ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Großer Dank gilt auch allen ehemaligen Kolleginnen und Kollegen vom LiA, welche zu einer sehr angenehmen Arbeitsatmosphäre beigetragen haben. Insbesondere hervorheben möchte ich an dieser Stelle das Team Simulation.

Meinen Freunden gilt der Dank für die Abwechslung vom Schreiben der Dissertation. Für die stetige und bedingungslose Unterstützung im Leben bedanke ich mich besonders bei Mama, Papa und Christian. Der größte Dank geht an meine Frau Anna für all die Unterstützung über die Jahre. Mit dem Abschluss der Promotion kam unsere Tochter Sophie auf die Welt und bereichert seitdem täglich unser Leben.

Münster im April 2023

Marcel Triebus

Kurzzusammenfassung

Hybride Bauteile, welche aus Werkstoffen mit hohen spezifischen Festigkeiten bestehen, können zu einem signifikanten Leichtbau im Automobil beitragen. Diese Arbeit erforscht die hybride Kombination von pressgehärtetem Stahl und kohlenstofffaserverstärktem Kunststoff. Ausgehend von einer Analyse bestehender Karosseriestrukturen erfolgt ein Konzept für eine hybride B-Säule. Das Potential zur Gewichtsreduzierung durch das hybride Bauteilkonzept wurde dabei zu 57 % identifiziert, welches jedoch nur bei Sicherstellung einer intakten Grenzfläche erreicht wird. Zur Erlangung der Grenzflächenfestigkeit bei charakteristischen Belastungsprofilen wurde ein Verfahren zur Einbringung makroskopischer Formschlusselemente im Presshärteprozess entwickelt. Durch diese Formschlusselemente wird eine Steigerung der Scherfestigkeit der hybriden Komponenten von über 300 % erreicht. Die gewonnenen Erkenntnisse werden abschließend zur Auslegung einer hybriden B-Säule angewendet.

Abstract

Hybrid components consisting of materials with high specific strengths can contribute to significant automotive lightweight design. This thesis investigates the hybrid combination of press-hardened steel and carbon fiber-reinforced plastics. Based on a potential analysis of existing body-in-white structures, a concept for a hybrid B-pillar is developed. The potential for weight reduction through the hybrid component concept was identified to be 57 %, which is only achieved if an intact interface is ensured. To achieve interface strength under characteristic load profiles, a method was developed for creating macroscopic form closures in the press hardening process. These form closures achieve an increase in the shear strength of the hybrid components of over 300 %. Finally, the knowledge gained is applied to the design of a hybrid B-pillar.

Liste der Vorveröffentlichungen

M. Triebus, T. Tröster, A. A. Camberg, S. Bienia und K. Dröder. „Modelling the Interface of Hybrid Metal-FRP Components Joint by Form Closures“. In: *15. Deutsches LS-Dyna Forum*, 2018.

M. Triebus, S. Bienia, T. Marten, T. Tröster und K. Dröder. „Press Hardening Integrated Structuring for Hybrid Components“. In: *7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel*: Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2019.

M. Triebus und T. Tröster. „A Holistic Approach to Optimization-Based Design of Hybrid Materials“. In: *Proceedings 4th International Conference Hybrid Materials and Structures*, 2020.

M. Triebus und T. Tröster. „HyOpt - Optimization-Based Development of Hybrid Materials“. In: *9th NRW Nano Conference - Innovations in Materials and Applications*, 2021.

M. Triebus, J. Gierse, T. Marten und T. Tröster. „A new Device for Determination of Forming-Limit-Curves under Hot-Forming Conditions“. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*: IOP Publishing Ltd, 2021.

M. Triebus, A. Reitz, O. Grydin, J. Grenz, A. Schneidt, R. Erhardt, T. Tröster und M. Schaper. „Forming Simulation of Tailored Press Hardened Parts“. In: *13th European LS-DYNA Conference*, 2021.

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|--|-----------|
| 1 | Einleitung | 1 |
| 2 | Stand der Technik | 3 |
| 2.1 | Multimaterial-Bauweise moderner Karosseriestrukturen | 3 |
| 2.2 | Presshärten | 7 |
| 2.2.1 | Werkstofftechnische Grundlagen des Presshärtens | 7 |
| 2.2.2 | Prozesstechnische Zusammenhänge des Presshärtens | 12 |
| 2.2.3 | Verfahrensvariationen des Presshärteprozesses | 14 |
| 2.3 | Faserverstärkte Kunststoffe | 17 |
| 2.3.1 | Einsatz kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe in Karosserie- strukturen | 21 |
| 2.4 | Hybride Materialkombinationen | 22 |
| 2.4.1 | Thermoplastische FKV-Metall-Hybride im Automobil | 24 |
| 2.4.2 | Duomere FKV-Metall-Hybride im Automobil | 26 |
| 2.4.3 | Mechanismen zum Fügen hybrider Werkstoffkonzepte | 28 |
| 3 | Zielsetzung der Arbeit | 35 |
| 3.1 | Diskussion zum aktuellen Wissensstand und Ableitung der Zielsetzung | 35 |
| 3.2 | Methodische Vorgehensweise | 37 |
| 4 | Werkstoffe und Methoden | 41 |
| 4.1 | Werkstoffe | 41 |
| 4.2 | Gesamtfahrzeugcrashsimulationen | 42 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 4.3 | Experimentelle Methoden | 46 |
| 4.3.1 | Isotherme Tiefungsversuche | 46 |
| 4.3.2 | Versuchsstand zur Bestimmung der Scherfestigkeit hybrider Materialkombinationen | 49 |
| 4.3.3 | Zugversuche nach der DIN EN ISO 50125 | 51 |
| 4.4 | Methoden der mathematischen Optimierung | 52 |
| 4.4.1 | Nichtlineare Optimierung mit Hilfe evolutionärer Algorithmen | 53 |
| 4.4.2 | Grundlagen der Parameteridentifikation | 55 |
| 4.4.3 | Metamodell-basierte Optimierungsverfahren | 56 |
| 4.5 | Eingesetzte Software | 62 |
| 5 | Methode zur Auslegung für Hybridkomponenten | 63 |
| 5.1 | Spannungsbasierte Evaluierung einer Karosseriestruktur | 63 |
| 5.2 | Analyse der Grenzflächeneigenschaften | 68 |
| 5.3 | Lastpfadgerechte Auslegung für Hybridkomponenten | 70 |
| 6 | Warmformprozess-integrierte Oberflächenstrukturierung | 77 |
| 6.1 | Untersuchungen zum kombinierten Presshärte- und Strukturierungs- prozess | 77 |
| 6.2 | Bestimmung der isothermen Umformeigenschaften von 22MnB5 . . . | 82 |
| 6.2.1 | Isotherme Tiefungsversuche des Stahlwerkstoffes 22MnB5 . . | 82 |
| 6.2.2 | Parameteridentifikation der Materialparameter | 86 |
| 6.2.3 | Erweiterung des Modells zur Modellierung des kombinierten Warmumform- und Strukturierungsprozesses | 89 |
| 6.3 | Untersuchungen zur Ausprägung der makroskopischen Strukturierung | 92 |
| 7 | Analyse der mechanischen Eigenschaften der hybriden Materialkom- binationen | 95 |
| 7.1 | Experimentelle Untersuchung der Scherfestigkeit für PHS-CFK . . . | 95 |
| 7.1.1 | Scherfestigkeit für Hybridproben PHS-CFK bei Belastung in Faserrichtung | 97 |

| | | |
|----------|--|------------|
| 7.1.2 | Scherfestigkeit für Hybridproben PHS-CFK bei Belastung quer zur Faserrichtung | 101 |
| 7.1.3 | Fazit zur Strukturierung von PHS zur Herstellung hybrider Materialien | 103 |
| 7.2 | Untersuchung hybrider Biegekörper aus PHS-CFK | 104 |
| 7.2.1 | 3PB-Versuche unstrukturierter Proben aus PHS-CFK | 107 |
| 7.2.2 | 3PB-Versuche strukturierter Proben aus PHS-CFK | 109 |
| 7.2.3 | Variation der Anordnung der Strukturierungen | 112 |
| 7.2.4 | Fazit zur Biegebelastung strukturierter Hybridproben aus PHS-CFK | 117 |
| 8 | Auslegung einer automobilen Komponente als PHS-CFK Hybridbauteil | 119 |
| 8.1 | Aufbau eines virtuellen Modells zur Auslegung hybrider PHS-CFK Komponenten | 119 |
| 8.2 | Analyse der Belastungen in der Grenzfläche einer Realbauteilstruktur | 123 |
| 8.3 | Einfluss der Strukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der Stahlkomponente | 125 |
| 8.4 | Umformbarkeit strukturierter PHS-Komponenten | 129 |
| 8.4.1 | Parameteridentifikation zur Abbildung der Gefügeausbildung im Tailored-Property Prozess | 132 |
| 8.4.2 | Prozesssimulation für den Tailored-Property Prozess einer B- Säule | 139 |
| 8.4.3 | Prozesssimulation für den Hybridprozess einer strukturierten B-Säule | 142 |
| 9 | Zusammenfassung und Ausblick | 145 |
| | Literaturverzeichnis | 149 |

Abkürzungsverzeichnis

CFK kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff

CMT Cold Metal Transfer

DIC Digital Image Correlation

DOE Design of Experiments

EDX Energiedispersive Röntgenspektroskopie

EKD Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

FE Finite-Elemente

FEM Finite-Elemente-Methode

FKV Faser-Kunststoff-Verbund

FLC Forming Limit Curve

FVK faserverstärkter Kunststoff

GFK glasfaserverstärkter Kunststoff

IP Integrationspunkt

kfz kubisch-flächenzentriert

krz kubisch-raumzentriert

KTL kathodische Tauchlackierung

MDB Moving Deformable Barrier

MSV Mehrschichtverbund

OEM Original Equipment Manufacturer

PA Polyamid

PHS pressgehärteter Stahl

PSI Pole Side Impact

RBF radiale Basisfunktion

RC Roof Crush

REM Rasterelektronenmikroskop

RSM Response Surface Methode

RTM Resin Transfer Moulding

SLJ Single Lap Joint

SMC Sheet Moulding Compound

ZTU Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild

Formelverzeichnis

Lateinische Symbole

| | | |
|-------------|-----------------------|--|
| A_{c1} | [°C] | Starttemperatur der Austenitumwandlung |
| A_{c3} | [°C] | Endtemperatur der Austenitumwandlung |
| A_{r1} | [°C] | Endtemperatur des Austenitzerfalls |
| A_{r3} | [°C] | Starttemperatur des Austenitzerfalls |
| A | [MPa] | Materialparameter STOUTON-YOON Fließortmodell |
| B | [MPa] | Materialparameter STOUTON-YOON Fließortmodell |
| b_m | [-] | Bias-Wert eines neuronalen Netzwerkes |
| C | [-] | Materialparameter STOUTON-YOON Fließortmodell |
| \tilde{C} | [s ⁻¹] | Materialparameter COWPER-SYMONDS Dehnratensensitivität |
| c | [-] | Parameter GAUSS-Funktion |
| D | [MPa] | Materialparameter STOUTON-YOON Fließortmodell |
| D | [-] | Schädigungsparameter DIEM-Materialmodell |
| E | [MPa] | Elastizitätsmodul |
| E_N | [N mm ⁻³] | Grenzflächensteifigkeit in Normalenrichtung |
| E_T | [N mm ⁻³] | Grenzflächensteifigkeit in Schubrichtung |
| F | [-] | Zielfunktion bzw. Fehlerquadrat-Funktional |
| F | [-] | Instabilitätsparameter DIEM-Materialmodell |
| F_N | [N] | Normalkraft |
| F_S | [N] | Scherkraft |
| G_C | [N mm] | Energiefreisetzungsrate |
| G_f | [N mm ⁻¹] | Bruchenergie |
| g | [-] | Ungleichheitsnebenbedingungen |
| H | [-] | Materialparameter STOUTON-YOON Fließortmodell |
| h | [-] | Gleichheitsnebenbedingungen |
| L_0 | [mm] | Anfangsmesslänge Zugprobe |

| | | |
|----------------------|-------|--|
| l_e | [mm] | FE-Kantenlänge |
| M_S | [°C] | Martensitstarttemperatur |
| M_F | [°C] | Martensitendtemperatur |
| p | [-] | Materialparameter COWPER-SYMONDS Dehnratensensitivität |
| Q_{R2} | [K] | Aktivierungsenergie Ferrit |
| Q_{R3} | [K] | Aktivierungsenergie Perlit |
| Q_{R4} | [K] | Aktivierungsenergie Bainit |
| s | [-] | Ausgabeschicht eines neuronalen Netzwerkes |
| t | [mm] | Dicke |
| \mathbf{t} | [MPa] | Spannungsvektor |
| U | [-] | Uniaxialitätsparameter |
| $\mathbf{u}(\kappa)$ | [-] | Vektor der Designvariablen |
| \mathbf{u}^{exp} | [-] | Vektor der experimentellen Daten |
| u_p^f | [mm] | relative plastische Verschiebung |
| \mathbf{w} | [-] | Gewichtungsvektor eines neuronalen Netzwerkes |
| \mathbf{x} | [-] | Eingangswerte eines neuronalen Netzwerkes |

Griechische Symbole

| | | |
|-----------------------|--------------------|---|
| α_0 | [°] | Freiwinkel am Schneidkeil |
| β_0 | [°] | Keilwinkel am Schneidkeil |
| β | [°] | Winkel einer Laminatschicht eines MSV |
| γ_0 | [°] | Spanwinkel am Schneidkeil |
| δ | [mm] | Relativverschiebungen |
| ϵ | [-] | Dehnung |
| ϵ_1 | [-] | Hauptformänderung |
| ϵ_2 | [-] | Nebenformänderung |
| ϵ_{pl} | [-] | plastische Dehnung |
| $\dot{\epsilon}_{pl}$ | [s ⁻¹] | plastische Dehnrates |
| η | [-] | Triaxialität |
| κ | [-] | Vektor der Designvariablen |
| μ | [-] | Reibwert |
| φ | [-] | Aktivierungsfunktion eines neuronalen Netzwerkes |
| Ψ | [-] | Standardabweichung |
| σ_1, σ_2 | [MPa] | Hauptspannungen eines Schalenelementes |
| σ | [MPa] | Spannungstensor |
| σ_m | [MPa] | mittlere Normalspannung |
| σ_{vm} | [MPa] | Vergleichsspannung nach VON MISES |
| σ_{y0} | [MPa] | Spannung beim Erreichen der Instabilität |
| τ | [MPa] | Schubspannung |
| θ | [°] | Winkel zwischen den Hauptspannungen eines Elementes |

1 Einleitung

Zur Eindämmung des Klimawandels wird durch das Pariser Abkommen eine Grenze von deutlich unter 2 °C Erderwärmung zum Ende des 21. Jahrhunderts vorgegeben¹. Zur Erreichung dieses Ziels ist es notwendig bis zum Jahr 2050 eine CO₂-Neutralität und um 2070 eine Treibhausgasneutralität durch die globale Staatengemeinschaft zu erreichen [Uni21]. Die Bundesrepublik Deutschland hat sich im Zuge dessen mit der Verabschiedung des Klimaschutzgesetzes am 31. August 2021² zum Ziel gesetzt bis zum Jahr 2045 eine Treibhausgasneutralität zu erlangen und somit eine Vorreiterrolle im Bereich der Klimaneutralität durch die Industrienationen einzunehmen. Der Mobilitätssektor hat einen Anteil von ca. 22 % bei den weltweiten Emissionen von Treibhausgasen im Jahre 2020 [Eur21]. Auf den PKW-Verkehr entfallen dabei in etwa zwei Drittel der Verkehrsemissionen [Pre22]. Durch die Reduktion der Fahrzeuggewichte kann dabei der Kraftstoffverbrauch und folglich auch die Emissionen gesenkt werden. Aus diesem Grund spielen geringe Fahrzeuggewichte eine wichtige Rolle bei der Reduzierung der gesamten CO₂-Flottenemissionen, die von verschiedenen Regierungen weltweit gefordert werden³. Gleichzeitig steigen die Anforderungen an Automobile in Bezug auf Komfort und Sicherheit, woraus erhöhte Fahrzeuggewichte resultieren. Ein Ansatz zur Reduzierung der Fahrzeuggewichte ist der gewichtsorientierte und anforderungsgerechte Karosserieentwurf. Durch die verschiedenen Anforderungen wie z.B. Sicherheit, Funktionsintegration, Fertigung oder Kosten ergeben sich diverse Anforderungen an die Werkstoffauswahl. Die Materialmischbauweise hat sich dabei als

¹ Vereinte Nationen: 7. d Paris Agreement, 12. Dezember 2015

² Deutscher Bundestag: Erstes Gesetz zur Änderung des Bundes-Klimaschutzgesetzes

³ Siehe z.B. EU-Verordnung 2019/631

Strategie der Automobilhersteller zur Gewichtsreduktion etabliert. Als zielführend erweist sich der Leichtbau im Automobil vor allem im Bereich der Karosserie, da eine positive Gewichtsspirale durchlaufen wird, welche in einer reduzierten Dimensionierung des Fahrwerkes und der Antriebstechnik resultiert [Fri17; VDI15].

Die erzielbaren Leichtbaugütern einer Karosseriestruktur sind allerdings durch die Verwendung klassischer metallischer Werkstoffklassen begrenzt. Die Blechdicke metallischer Werkstoffe lässt sich bspw. nicht beliebig reduzieren, da es im Zuge dessen zu steifigkeitsgetriebenen Stabilitätsproblemen wie Beulen oder Knicken kommt [Deg09]. Faserverstärkte Kunststoffe (FVK) bieten das Potential durch die Nutzung der anisotropen mechanischen Eigenschaften einen lastpfadgerechten Entwurf für Bauteile zu realisieren. Im Bereich der Karosseriestruktur limitieren allerdings die kostspieligen und aufwendigen Produktionsverfahren und das spröde Versagensverhalten die Einsatzmöglichkeiten [Ick13]. Die Verwendung hybrider Werkstoffsysteme folgt dem Auslegungsansatz, dass Werkstoffe in der Art kombiniert werden, so dass ihre jeweiligen Nachteile kompensiert werden und sich ein vorteilhafter Werkstoffverbund einstellt. Durch die Kombination artverschiedener Werkstoffklassen lässt sich dementsprechend ein hohes Leichtbaupotential realisieren [Fle21].

Die vorliegende Dissertation erforscht das Potential des Leichtbaus von hybriden Automobilkomponenten. Dazu werden die heutzutage erreichbaren Festigkeiten von pressgehärteten Stahlwerkstoffen (PHS) mit kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen (CFK) als anisotrope Komponente kombiniert. Zur Erreichung des größtmöglichen Leichtbaupotentials ist es notwendig, die vorherrschenden Belastungen von Automobilkomponenten tiefgreifend zu analysieren und die Endlosfasern der CFK-Komponenten entsprechend auszurichten. Eine exponierte Stellung bei Metall-FVK Hybriden kommt dabei der Grenzfläche zwischen den artverschiedenen Werkstoffen zu Teil, da diese für hybride Werkstoffverbunde häufig einen limitierenden Faktor der erreichbaren mechanischen Eigenschaften darstellt.

2 Stand der Technik

Ausgehend von der Betrachtung bestehender Karosseriekonzepte werden in diesem Kapitel verschiedene Verfahren und Werkstoffe des Leichtbaus im Automobil vorgestellt. Dazu werden die Grundlagen des Presshärtens, der FVK und hybrider Werkstoffverbunde betrachtet. Ebenso wird auf die Mechanismen zum Fügen von hybriden Werkstoffkonzepten eingegangen, indem unterschiedliche Strategien zur Steigerung der Grenzflächenfestigkeit dargelegt werden.

2.1 Multimaterial-Bauweise moderner Karosseriestrukturen

Im heutigen Karosseriebau der Automobilindustrie ist die Schalenbauweise das dominierende Prinzip [Wal09]. Die Schalen werden durch die Umformung von Blechwerkstoffen hergestellt, welche durch verschiedene Fügeoperationen miteinander verbunden werden und somit als selbsttragende Struktur fungieren [Fri17]. Der Einsatz von verschiedenen Werkstoffen und Legierungen stellt dabei den heutigen Stand der Technik dar, wobei die Anteile unterschiedlicher Werkstoffe dabei je nach Fahrzeugsegment variieren. Im stark kostengetriebenen Klein- und Kompaktwagensegment wird fast ausschließlich der Werkstoff Stahl in seinen verschiedenen Legierungen eingesetzt. Dahingegen kommt es im Premiumsegment teilweise zu einem erhöhten Einsatz von Leichtbauwerkstoffen wie Aluminium, FVK oder Magnesium [BHS13; Pol17;

Wes20].

Die Bereiche einer Karosserie lassen sich dabei in unterschiedliche Gruppen der möglichen eingesetzten Werkstoffe zusammenfassen. Am Beispiel des Werkstoffes Stahl kann eine Gruppierung mit Hilfe der mechanischen Eigenschaften Zugfestigkeit und Bruchdehnung vorgenommen werden, siehe Abbildung 2.1 [BHS13]. Eine geringe

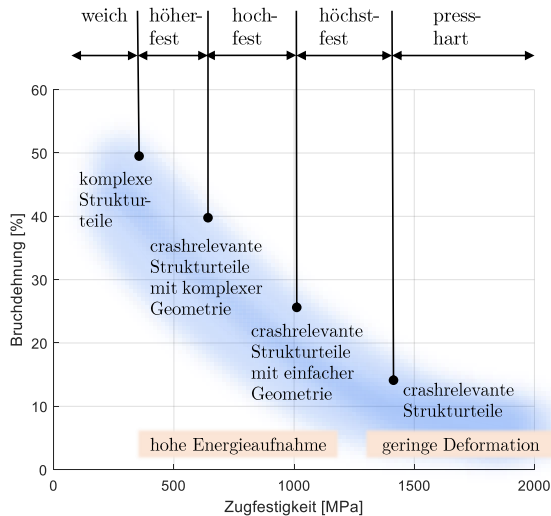


Abbildung 2.1: Klassifizierung verschiedener Stahlgüten für den Einsatz im Karosseriebau nach [BHS13]

Zugfestigkeit geht i.d.R. mit einer hohen Bruchdehnung einher und steht für weiche Tiefziehstähle, welche sich bspw. für komplexe Umformteile eignen, an die keine hohen Anforderungen bzgl. der Festigkeit gestellt werden. Konträr verhält es sich mit den PHS, welche eine hohe Festigkeit bei geringer Bruchdehnung besitzen und dementsprechend für Bauteile mit möglichst geringer Verformung im Crashfall eingesetzt werden. Vor allem im Bereich der Strukturbauteile der Seitenwand werden sehr häufig PHS eingesetzt, da im Crashfall die Intrusion in die Fahrgastzelle minimiert werden muss. Im Vorderwagen dominieren Stähle, welche eine hohe Energieaufnahme im Crashfall garantieren. Die Crashabsorber einer PKW-Karosserie werden dabei

so gestaltet, dass es nach dem Erreichen eines Kraftmaximums anschließend zu einem konstanten Kraftniveau beim Energieabbau kommt. Dies kann bspw. durch die gezielte Faltenbildung während des Deformationsvorganges erreicht werden [Krö02].

Abbildung 2.2 zeigt die Karosserie G12 der BMW 7er Reihe aus dem Jahr 2015 [BMW15]. Die Karosserie ist hierbei zum Großteil aus den drei Hauptwerkstoffen

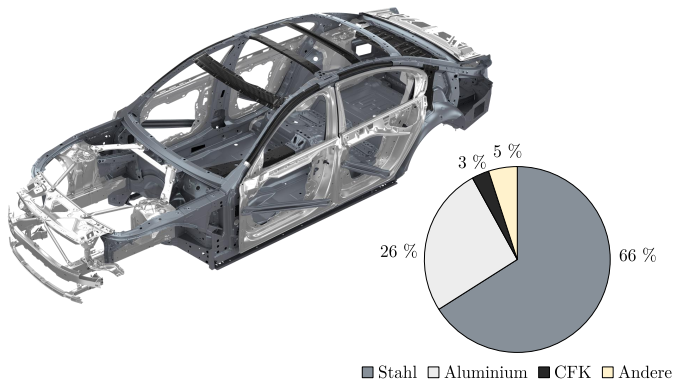


Abbildung 2.2: Karosserie des BMW 7er G12 in der Mischbauweise verschiedener Werkstoffe [BMW15; Sta16]

Stahl, Aluminium und CFK aufgebaut. Der größte Massenanteil von 66 % entfällt auf den Werkstoff Stahl, wobei sowohl warm- als auch kaltumgeformter Stahl eingesetzt werden. Die CFK-Bauteile werden vorrangig im Bereich der Passagierzelle (A-Säule, B-Säule, Dachquerträger und Schweller) und im Heckbereich eingesetzt. Im Bereich der B-Säule kommt ein hybrides Materialkonzept zum Einsatz, indem eine pressgehärtete B-Säule mit einem CFK-Patch im oberen Bereich verstärkt wird. Das hybride Materialkonzept wird in Kapitel 2.4.2 im Detail vorgestellt. Durch die intensive Mischbauweise konnte BMW im Vergleich zur Vorgängerkarosserie eine Gewichtersparnis von 40 kg erreichen [Sta16].

In der in Abbildung 2.3 dargestellten Karosserie des AUDI e-tron aus dem Jahr 2019 zeigt sich eine stahlintensive Bauweise mit einem Massenanteil von 96 % [Bra19]. Der

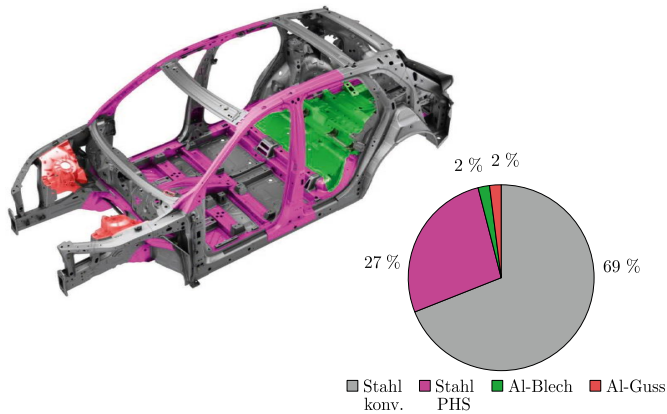


Abbildung 2.3: Karosserie des Audi e-tron [Bra19]

Anteil von 27 % an PHS ist dabei einer der höchsten bei aktuellen Karosseriekonzepten und bestätigt den Trend zur Steigerung des Einsatzes warmumgeformter Stahlbauteile in der Automobilindustrie, wie sie bspw. in [Mor+17] oder [Bil19] prognostiziert wurde. Die pressgehärteten Komponenten werden vorwiegend im Bereich der Passagierzelle eingesetzt, um eine hohe strukturelle Integrität und geringe Deformation im Crashlastfall sicherzustellen. Zur Herstellung der Sicherheitszelle aus warmumgeformten Stahl kommen dabei verschiedene Verfahren des Presshärtens zum Einsatz, welche in Kapitel 2.2.3 vorgestellt werden.

Die zuvor dargestellten Karosseriekonzepte zeigen, dass für den Leichtbau im Automobil Werkstoffe mit hohen spezifischen Kennwerten eingesetzt werden. Die folgenden Ausführungen beziehen sich deshalb auf metallische und faserverstärkte Werkstoffe bzw. Verfahren des Leichtbaus. Für den Werkstoff Stahl werden PHS betrachtet und für die FVK werden CFK mit duromeren Matrixsystemen vorgestellt, da diese beiden Werkstoffklassen auf Grund der erreichbaren Festigkeiten für den Einsatz in hochbelasteten Karosseriekomponenten zur Gewichtsreduzierung beitragen.

2.2 Presshärten

Durch das Presshärten von Stahllegierungen können automobiler Bauteile mit Festigkeiten von über 1500 MPa hergestellt werden, siehe Abbildung 2.1. Durch die Verwendung von PHS kann dementsprechend bei der festigkeitsgetriebenen Auslegung von Komponenten eine Verringerung der Blechdicke erfolgen und folglich ein Beitrag zum Leichtbau im Automobil geleistet werden. Nachstehend werden die werkstofftechnischen Grundlagen und prozesstechnischen Zusammenhänge des Presshärtens erläutert.

2.2.1 Werkstofftechnische Grundlagen des Presshärtens

Die Wortkombination Presshärten steht für die simultane Formgebung und Härtung eines Bauteiles im Umformprozess. Die werkstofftechnischen Grundlagen liegen dabei der Martensitbildung zu Grunde, wie sie auch beim Härten von Stahlwerkstoffen Anwendung finden.

Grundlage aller Gefügeausbildungen in Stahllegierungen bildet das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (EKD), welches die jeweiligen Phasenanteile im Gleichgewicht in Abhängigkeit von Temperatur und Kohlenstoffgehalt darstellt. Für den Karosseriebau bzw. die Blechumformung sind vor allem die untereutektoiden Stähle relevant, welche einen Kohlenstoffgehalt zwischen 0,02 % und 0,80 % besitzen [Ber06]. Das EKD gilt nur für unendlich langsame Abkühlungsvorgänge. Bei dieser langsamen Abkühlung aus der Austenitphase stellen sich durch Diffusionsvorgänge die Gefüge Ferrit und Perlit ein. Bei beschleunigten Abkühlvorgängen kommt es zur Ausbildung von diffusionslosen, metastabilen Gefügen wie Martensit oder der Zwischengefugestufe Bainit, welcher sowohl diffusionslose als auch diffusionsgesteuerte Gefügeanteile enthält [Bai89]. Das sich einstellende Gefüge in Abhängigkeit der Abkühlgeschwindigkeit aus der Austenitphase wird für eine bestimmte Legierung mit Hilfe des Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) dargestellt. Abbildung 2.4 zeigt den

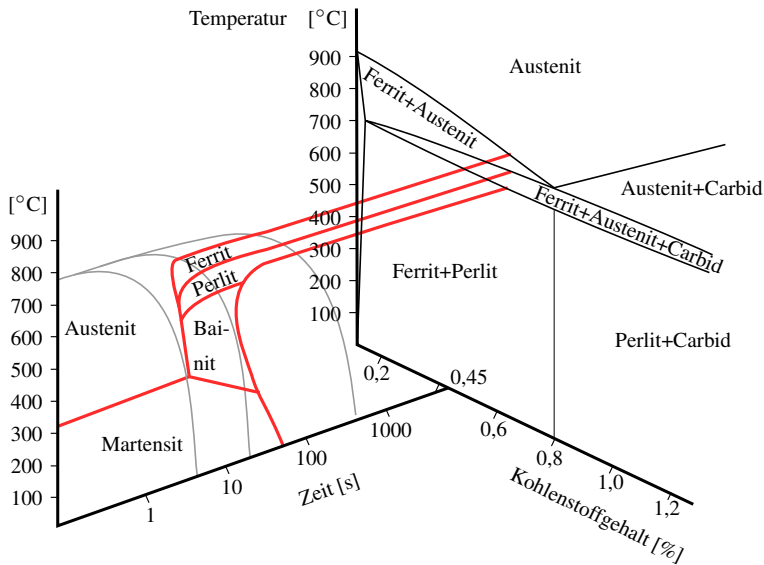


Abbildung 2.4: Das EKD (rechts) als Grenzfall des ZTU-Diagramms (links) für die unendlich langsame Abkühlung am Beispiel der Legierung C45; Abbildung nach [Läp06]

Zusammenhang zwischen dem EKD und ZTU-Diagramm am Beispiel der Legierung C45 [Läp06].

Die Ausbildung der unterschiedlichen Phasen im EKD ergibt sich aus der Polymorphie des Eisens [Ber02]. Bei Raumtemperatur besitzt Eisen ein kubisch-raumzentriertes (krz) Kristallgitter. Bei Erwärmung beginnt die Bildung des Austenits ab der A_{c1} -Temperatur und bei Erreichen der A_{c3} -Temperatur ist diese Phasenumwandlung abgeschlossen. Die Austenitphase besitzt ein kubisch-flächenzentriertes (kfz) Kristallgitter. Das Legierungselement Kohlenstoff hat bei dem eutektoiden Umwandlungspunkt der A_{c1} -Temperatur eine Löslichkeit von 0,02 % im krz Gitter und 0,80 % im kfz Gitter. Durch die verringerte Löslichkeit im krz Gitter kommt es bei der Abkühlung aus der Austenitphase zur Ausbildung der Phasen Ferrit und Perlit. Wie in Abbildung 2.4 im EKD zu erkennen ist, bildet sich zunächst der krz Ferrit. Die

Bildung des Ferrits geschieht dabei vorwiegend an den Austenitkorgrenzen [Läp06]. Ab Erreichung des eutektiden Punktes kommt es zur Umwandlung des Restaustenits in Perlit. Perlit ist ein lamellares Mischgefüge, welches aus den Phasen Ferrit und Zementit besteht. Dabei wechselt sich die Bildung der kohlenstoffreichen (Zementit) und kohlenstoffarmen (Ferrit) Gebiete ab, was zur charakteristischen Lamellenstruktur des Perlits führt [Ber06].

Durch eine beschleunigte Abkühlung aus der Austenitphase kommt es zu einer verminderten Möglichkeit der Diffusion der Kohlenstoffatome aus dem kfz Gitter und zu einer starken Unterkühlung des Austenits. Dies führt zu einer diffusionslosen Umwandlung des Kristallgitters, wobei die Kohlenstoffatome eine tetragonale Verzerrung der krz Elementarzelle bewirken [RHB19]. M_S und M_F charakterisieren hierbei die legierungsabhängige Start- bzw. Endtemperatur der martensitischen Gefügeumwandlung. In Abbildung 2.5 sind die Zusammenhänge der Ferrit-/Perlit- bzw. Martensitbildung aus der Austenitphase dargestellt.

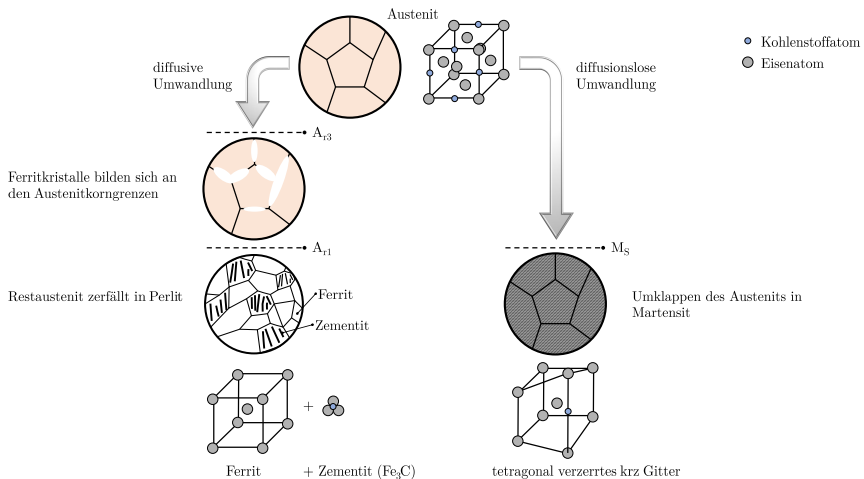


Abbildung 2.5: Diffusive und diffusionslose Umwandlung aus dem Austenitgebiet;
Abbildung nach [Läp06; Sch17]

Die bainitische Phasenumwandlung ist sowohl durch diffusive und diffusionslose Umwandlungsvorgänge gekennzeichnet. Es kann zwischen oberem und unterem Bainit unterschieden werden, wobei der obere Bainit vom Gefüge her dem Perlit und der untere Bainit dem Martensit ähnelt. Die Grenzen zwischen oberem und unterem Bainit verlaufen dabei fließend. Oberer Bainit entsteht durch die Diffusion von Kohlenstoffatomen im Austenitgebiet, welche gleichzeitig zu kohlenstoffarmen Bereichen führt. In den kohlenstoffarmen Bereichen kommt es anschließend zum diffusionslosen Umlappen des plattenförmigen bainitischen Ferrits. Weiteres Wachstum des bainitischen Ferrits führt nach Übersättigung des Kohlenstoffs zur Bildung von Zementit zwischen den bainitischen Ferritplatten. Bei der Bildung von unterem Bainit ist die Diffusion von Kohlenstoffatomen im Austenitgebiet nicht mehr möglich. Dadurch kommt es beim Umlappvorgang des bainitischen Ferrits zu einer Zwangslösung dieser Kohlenstoffatome. Nach der Entstehung der Ferritplatten ist eine Ausscheidung der Kohlenstoffatome in Form von Zementit wieder möglich. Dementsprechend wird die Bildung von oberem Bainit durch eine erhöhte Temperatur begünstigt, während hingegen bei niedrigeren Temperaturen die eingeschränkten Diffusionsmöglichkeiten die Bildung von unterem Bainit begünstigen [Bha15].

Für die Stahllegierungen des Presshärtens spielen die Elemente Mangan und Bor eine tragende Rolle. Mangan führt zu einer Reduzierung der M_S und M_F und sorgt somit für eine Verzögerung der Bainitumwandlung [Bil19]. Durch das Zulegieren von Bor im Bereich von 0,0008 % bis 0,005 % scheiden sich die Bor Atome vermehrt an den Korngrenzen aus und sorgen für eine Hemmung der Diffusionvorgänge [Gár01; Mar17]. Durch die Legierungselemente Mangan und Bor wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Martensitbildung signifikant herabgesetzt und die Härtebarkeit des Werkstoffes bei relativ geringen Kohlenstoffgehalten heraufgesetzt. Diese Werkstoffgruppe wird unter der Bezeichnung der Mangan-Bor-Stähle zusammengefasst. Der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 bildet heutzutage die am meisten verwendete Legierung im Presshärteprozess und ist unter verschiedenen Handelsnamen wie z.B. Usibor (ARCELOR MITTAL), MBW1500 (THYSSENKRUPP), phs-ultraform (VOESTALPINE) oder BTR 165 (BENTELER) bekannt. In dem von NADERI [Nad07] bestimmten ZTU-Diagramm für die Legierung 22MnB5 wurde die kritische Abkühlgeschwindigkeit zu

25 K s^{-1} bestimmt, siehe Abbildung 2.6. Im Anlieferungszustand besitzt der Werkstoff einen Massenanteil von etwa 75 % Ferrit und 25 % Perlit [Mor+17]. Tabelle 2.1 zeigt die chemische Zusammensetzung nach der DIN EN ISO 683 für den Werkstoff 22MnB5.

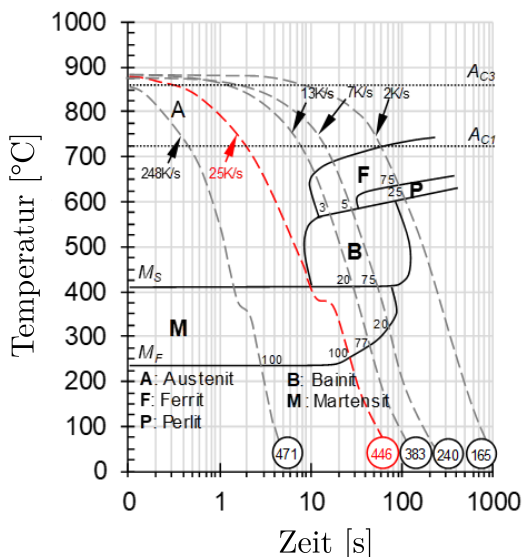


Abbildung 2.6: ZTU-Diagramm für 22MnB5 aus [And20] nach [Nad07]

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzung in % für die Legierung 22MnB5 nach der DIN EN ISO 683

| C | Si | Mn | P | S | Cr | B |
|-------------|---------|-------------|-----------|-----------|----------|----------------|
| 0,19 - 0,25 | 0 - 0,4 | 1,10 - 1,50 | 0 - 0,025 | 0 - 0,015 | 0 - 0,30 | 0,0008 - 0,005 |

Der Großteil der im Presshärteprozess verwendeten Halbzeuge besitzt zudem eine AlSi-Beschichtung, da es bei unbeschichteten Halbzeugen zu einer Diffusion des Kohlenstoffs in die Randschicht kommt, was zu einer starken Verzunderung der Werkzeu-

ge und Bauteile führt. Jüngste Entwicklungen zielen darauf ab die maximal erreichbaren Festigkeiten von PHS auf bis zu 2000 MPa zu erhöhen, was vorwiegend durch das Element Niob erreicht wird. Durch die erhöhte Festigkeit dieser Legierungen kann die Blechdicke der pressgehärteten Bauteile weiter reduziert werden und somit der Leichtbaufaktor der Bauteile erhöht werden [Mor+17].

2.2.2 Prozesstechnische Zusammenhänge des Presshärtens

Der klassische direkte Presshärteprozess besteht aus den vier Prozessschritten Austenitisierung, Beschickung, Warmumformung und Härten der Bauteile, siehe Abbildung 2.7. Die Austenitisierung der Platinen findet i.d.R. im Rollenherdofen statt. Die

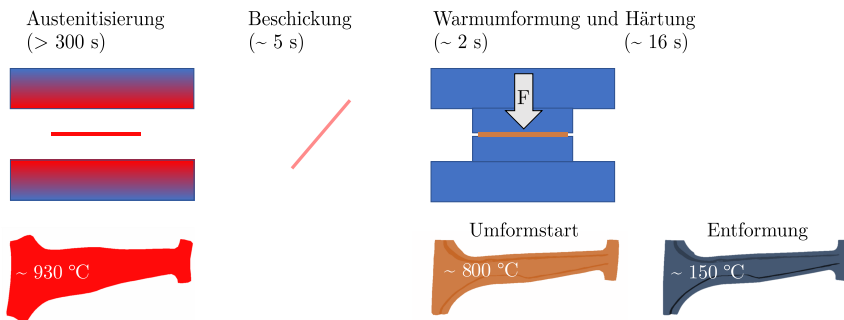


Abbildung 2.7: Schematische Darstellung des direkten Presshärteprozess mit den jeweiligen Temperaturen und Prozesszeiten

Platinen durchlaufen die isotherme Ofenatmosphäre auf einer Rollenbahn mit einer definierten Geschwindigkeit. Die Wärmeübertragung erfolgt durch Konvektion und Wärmestrahlung [Hoc13]. Aufgrund des hohen Platzbedarfs, der Investitionskosten und relativ langsamen Aufwärmzeiten einer Rollenherdofenanlage werden heutzutage verschiedene alternative Austenitisierungsformen erforscht, wie die induktive Erwärmung [TPN21] oder Widerstandsstromerwärmung [And20]. Der Temperaturbereich

der Austenitisierung erstreckt sich dabei über Temperaturen von 850 °C bis 950 °C. Die Austenitisierungstemperatur und -dauer hat dabei einen Einfluss auf das Gefüge des Austenits. Längere Haltezeiten und höhere Temperaturen korrelieren dabei mit einer erhöhten Austenitkorngröße [Bil19]. Die Austenitkorngröße ist von Relevanz für das finale Gefüge der pressgehärteten Bauteile und hat einen Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften. Ein feineres Gefüge führt zu einer erhöhten Zugfestigkeit [Lec09]. Ebenso zeigt sich ein Einfluss der Austenitkorngröße auf das ZTU-Diagramm. Durch eine feinere Austenitkorngröße steht eine verringerte Anzahl an Karbidbildungsstellen zur Verfügung, was zu einer verspäteten Transformation von Ferrit, Perlit und Bainit führt [Wei98]. Die Austenitkorngröße ist also dementsprechend eine Prozesskenngröße, welche sich über den Prozessschritt der Austenitisierung einstellen lässt.

Nach der Austenitisierung der Platinen erfolgt die Beschickung der Umformwerkzeuge. Dies geschieht in der Regel über Robotergreifer, welche die austenitisierten Bleche an definierten Referenzpunkten im Umformwerkzeug ablegen. Die Transferzeit der Halbzeuge beträgt um die 5 s. Auf Grund des Zustandes der Inkandeszenz der Platinen kommt es während der Beschickung zu hohen Wärmeverlusten an die Umgebung, vorrangig durch Wärmestrahlung [Sha09]. Die Temperatur beim Start des Umformvorganges liegt im Bereich um 800 °C [Mor+17], wobei auch tiefere Temperaturen von um die 700 °C unkritisch sind [VGB20]. Nach Einlegen der Platine kommt es zum konvektiven Wärmeübergang zwischen Platine und Matrize.

Anschließend startet durch die Bewegung des Stempels der Umformvorgang. Die Wärmeübertragung zwischen den wassergekühlten Werkzeugen und den warmen Platinen erfolgt vorwiegend durch konvektive Wärmeübertragungsvorgänge. Sowohl der Wärmeübergangskoeffizient wie auch die Reibung zwischen Bauteil und Werkzeug zeigen dabei lokale Abhängigkeiten im Bezug auf die vorherrschenden Prozessbedingungen wie Druck und die Oberflächengüte der Werkzeuge bzw. Platinen [Feu12]. Die Kühlung bzw. Härtung des Bauteiles erfolgt nach dem Umformvorgang im Werkzeug bis unter M_F bevor es zur Entformung kommt. Anschließend folgen weitere Prozessschritte zur Herstellung der finalen Bauteilgeometrie, wie Beschneiden oder Oberflächenverfahren, welche insbesondere bei unbeschichtetem Material zum Einsatz kom-

men.

Eine Variation zum direkten Presshärteprozess bildet das indirekte Presshärten. Beim indirekten Presshärten erfolgt die Formgebung der Platine bei Raumtemperatur. Anschließend wird das Bauteil austenitisiert und mit einem Formwerkzeug gehärtet. Dieser Schritt der finalen Härtung und Formgebung wird auch als Kalibrieren bezeichnet. Beim indirekten Presshärten werden i.d.R. zinkbeschichtete Platinen verwendet, wie z.B. die in Kapitel 2.2 erwähnten phs-ultraform Halbzeuge von VOESTALPINE. Allerdings ergibt sich durch das Kaltumformen ein zusätzlicher Prozessschritt, was folglich zu erhöhten Kosten führt.

Auf Grund der geringeren Anzahl an Prozessschritten und den damit reduzierten Kosten wird der Großteil des Marktes für pressgehärtete Bauteile durch das direkte Verfahren mit Al-Si beschichteten Platinen bestimmt. Bei Verwendung der Al-Si beschichteten Halbzeuge muss die Oberfläche der pressgehärteten Bauteile nicht durch nachgeschaltete Verfahren wie Sandstrahlen gereinigt werden. Für den europäischen Markt ergab sich im Jahr 2015 ein Marktanteil von 76 % für Al-Si beschichtete Halbzeuge. Auf unbeschichtetes Material entfiel ein Anteil von 18 %. Während für zinkbeschichtete Platinen, die im indirekten Verfahren verarbeitet werden, der Marktanteil 6 % betrug [Dor17].

2.2.3 Verfahrensvariationen des Presshärteprozesses

Auf Grund der vollständigen martensitischen Härtung pressgehärteter Bauteile kommt es zu geringen Duktilitäten dieser Bauteile. Gleichzeitig erlauben die hohen Festigkeiten eine Blechdickenreduzierung in den Bereichen in denen die Intrusion begrenzt werden muss. Mit PHS kann dementsprechend Leichtbau in dem Bereich betrieben werden in dem ein hohes Kraftniveau und geringe Intrusion gefordert werden. Allerdings führt die Reduzierung der Blechdicke zu einer reduzierten Energieaufnahme im Vergleich zu konventionellen Stahllösungen mit erhöhten Blechdicken. Als Folge auf die konträren Anforderungen von Intrusionswiderstand und Energieaufnahme sind sogenannte Tailored-Property Prozesse entwickelt worden [Mer16]. Im Gegensatz zum

klassischen Presshärteprozess wird hierbei durch gezielte Prozessmodifikationen die Martensitbildung in ausgewählten Bereichen der Komponente unterdrückt. Am Beispiel der B-Säule wird im Bereich des B-Säulenfußes gezielt weiches Gefüge realisiert, um somit die Deformation in den Fußraum zu leiten und den Rumpfbereich der Fahrzeuginsassen zu schützen. Im oberen Teil der B-Säule wird oft noch eine weitere B-Säulenverstärkung bzw. Patch eingesetzt um diesen Teil noch weiter zu versteifen. Abbildung 2.8 (a) zeigt eine im Tailored-Property Verfahren hergestellte B-Säule mit den jeweiligen mechanischen Eigenschaften im Rumpf-, Übergangs- und Fußbereich. In Abbildung 2.8 (b) sind die dazugehörigen Temperaturverläufe im ZTU-Diagramm und die sich ausbildenden Gefüge dargestellt.

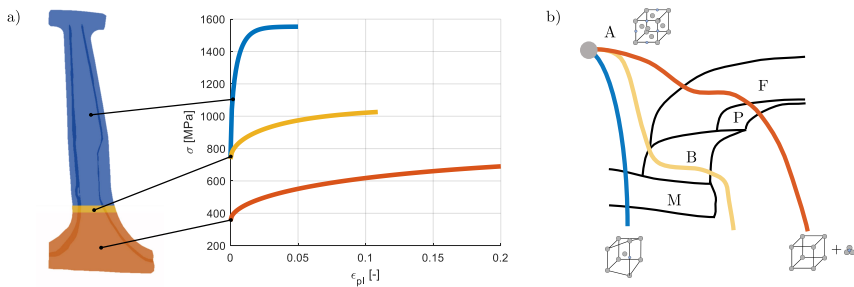


Abbildung 2.8: a) Im Tailored-Property Verfahren hergestellte B-Säule mit den dazugehörigen Fließkurven im Rumpfbereich, Übergangszone und Fußbereich
b) Abkühlungskurven im ZTU-Diagramm und sich einstellende Gefüge

Die Herstellung von maßgeschneiderten Eigenschaften kann z.B. durch das Tailored-Tempering erfolgen. Hierbei werden Bereiche der Werkzeuge während des Umformens beheizt. Durch die erhöhte Temperatur wird die Abkühlrate in diesen Bereichen herabgesetzt und es kommt zur Bildung der weicheren Phasen Bainit, Perlit und Ferrit. Die Ausbildung der jeweiligen Phasen ist dabei abhängig von den Temperaturen der beheizten Werkzeugbereiche. Die Temperaturen betragen zwischen 400 °C

und 550 °C, während die andere Werkzeughälfte weiterhin wassergekühlt wird. Die kausalen Zusammenhänge zwischen der Temperaturführung und dem resultierenden Gefüge für Tailored-Tempering Prozesse wurden ausführlich von FEUSER untersucht [Feu12]. Prinzipiell lässt sich festhalten, dass je höher die Temperatur in den beheizten Werkzeugen ist, umso geringer fällt die resultierende Festigkeit aus bzw. umso duktiler wird der entsprechende Bereich im finalen Bauteil.

Ebenso kann durch eine partielle Austenitisierung der Platinen die Martensitbildung verhindert werden. Durch die Temperaturführung bei der Erwärmung werden die Platinen nicht vollständig austenitsiert. Dadurch kann keine vollständig martensitische Härtung erfolgen, da es nicht zur Ausbildung der kfz Gitterstruktur kommt und somit die maximale Löslichkeit des Kohlenstoffs nicht erreicht wird [Kar10].

Eine weitere Möglichkeit zur belastungsgerechten Auslegung warmumgeformter Bauteile bietet die Verwendung von Tailor-Rolled-Blanks. Im Walzprozess wird durch eine variable Rollensteuerung die Blechdicke entsprechend der Bauteilanforderungen angepasst. Durch die Verwendung von Tailor-Rolled-Blanks lässt sich beispielsweise auf eine B-Säulenverstärkung verzichten, da durch den Walzprozess gezielt eine höhere Blechdicke im Rumpfbereich realisiert werden kann [Mer16].

Ebenso lässt sich durch die Verwendung von sogenannten Patchwork-Blanks ein ähnliches Bauteilkonzept mit variabler Dicke realisieren [Mer+14]. Vor der Umformung der Platine wird zunächst eine Fügeoperation zwischen der Platine und Verstärkung durchgeführt, wobei das Fügen zwischen den Bauteilen durch Widerstandspunktschweißen erfolgt. Im anschließenden Presshärteprozess kommt es zu einer simultanen Formgebung der Hauptplatine und Verstärkung.

Mit Tailor-Welded-Blanks werden vor der Umformung unterschiedliche Materialgüten gefügt. Die unterschiedlichen Legierungen reagieren dabei differenziert auf die Wärmebehandlung in Folge des jeweiligen Presshärteverfahrens. Durch Tailor-Welded-Blanks lassen sich ebenso Bereiche erhöhter Duktilität in der finalen Komponente einstellen [Duq09].

Im Karosserieentwurf des Audi Q4 e-tron (2021) aus Abbildung 2.3 werden verschiedene Tailored-Property Verfahren bei der Herstellung der Fahrgast-Sicherheitszelle verwendet. Die B-Säule wird durch Tailor-Rolled-Blanks hergestellt. Für die A-Säule

werden Patchwork-Blanks genutzt. Im Fußraum kommen für die Tunnelverstärkung und den hinteren Quersitzträger Tailor-Welded-Blanks zum Einsatz [Bra19].

Einhergehend mit der Herstellung von belastungsangepassten Bauteilen im Warmumformprozess kommt es zur einer erhöhten Komplexität der Prozessführung (Tailored-Tempering, partielle Austenitisierung) bzw. Platinenherstellung (Patchwork, Tailor-Welded-, Tailor-Rolled-Blanks), wobei auch eine Kombination der verschiedenen Verfahren im heutigen Karosseriebau durchgeführt wird wie z.B. die Formgebung von Patchwork-Blanks im Tailored-Tempering Prozess [Rei17]. Mit zunehmender Komplexität und der Ausbildung von Mischgefügen in einzelnen Bauteilen steigt allerdings auch der Auslegungsaufwand. Bei Tailored-Property Bauteilen ist der Verzug auf Grund des mehrphasigen Gefüges stärker ausgeprägt, da die Gefüge unterschiedliche temperaturabhängige Eigenschaften innehaben, wie bspw. die Dichte oder latente Wärme [Hip14].

2.3 Faserverstärkte Kunststoffe

Die FVK gehören zur Obergruppe der Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV). Generell bestehen FVK aus mindestens zwei verschiedenen Komponenten, welche sich in Verstärkungsfasern und die umgebende Matrix aufteilen. Die Matrix fixiert dabei die Fasern in ihrer Lage und leitet die Lasten in die Fasern um. Des Weiteren kann die Matrix die Fasern vor äußeren Einflüssen schützen. Vorrangiges Ziel bei der Verwendung von FVK ist es für den Anwendungsfall optimalen Verbundwerkstoff bereitzustellen. Die mechanischen Eigenschaften des Verbundwerkstoffes werden maßgeblich durch das Material der Fasern, ihrer geometrischen Ausprägung (Länge und Orientierung) und den relativen Volumenanteil innerhalb des Verbundwerkstoffes bestimmt. Des Weiteren resultieren durch die Form der Fasern mehr oder weniger ausgeprägte anisotrope Eigenschaften des FVK [Sch07].

Als Matrixwerkstoffe für FVK eignen sich die drei Kunststoffhauptgruppen der Elastomere, Thermoplaste oder Duomere. Für den strukturellen Karosseriebau sind auf

Grund der mechanischen Eigenschaften die thermoplastischen und duromeren Matrixsysteme relevant [Fri17]. In Abhängigkeit der Molekülstruktur kann eine Unterscheidung der Kunststoffe erfolgen. Bei Duromeren liegt nach der Polymerisation bzw. Aushärtung eine räumlich engmaschige Vernetzung der amorphen Molekülketten vor. Dies führt zu einer irreversiblen Formgebung duromerer Kunststoffe. Für den Automobilbau ist in diesem Zuge vor allem die erschwerte Recyclingfähigkeit und die Prozesszeit zur Aushärtung relevant. Ansätze zum Recycling duromerer FVK bildet die Pyrolyse bei der es durch die Temperatureinbringung zur einer chemischen Zersetzung der Matrix kommt. Die Fasern können anschließend wiederverwendet werden, jedoch sind die mechanischen Eigenschaften reduziert (Downcycling) [Tho14]. Zur Reduzierung der Aushärtezeit werden schnellhärtende Duromere eingesetzt. Des Weiteren kann bei der Verwendung duromerer Matrixsysteme die finale Aushärtung der Bauteile auf den Prozess der kathodischen Tauchlackierung (KTL) verlagert werden, welche in der Regel bei Temperaturen bis zu 190 °C erfolgt [Lau14].

Thermoplastische Kunststoffe sind hingegen nicht räumlich vernetzt und können reversibel verformt werden indem bei entsprechender Temperatur die Bindungskräfte gelöst werden. Dies erlaubt eine sehr kurze Prozesszeit in Fertigungsverfahren wie Spritzgießen oder Extrudieren. Ebenso können Thermoplaste durch den reversiblen Schmelzprozess sehr gut recycelt werden. Die mechanischen Eigenschaften thermoplastischer Matrixsysteme limitieren allerdings den Einsatz in festigkeitsrelevanten Bereichen einer Karosseriestruktur, während es im Interieur- und Exterieur-Bereich eines Automobils heutzutage zu einem erhöhten Einsatz von thermoplastischen FVK kommt [Sta07]. In der Automobilindustrie werden vorrangig die Matrixwerkstoffe Polypropylen (PP) oder Polyamid (PA) eingesetzt [Küh19]. Generell zeigen thermoplastische Matrixsysteme auf Grund der ausgeprägten Änderung der mechanischen Eigenschaften bei Überschreiten der Glasübergangstemperatur eine erhöhte Anfälligkeit gegenüber Temperaturbelastungen. Eine Verwendung in den strukturellen Bereichen einer Karosserie, welche anschließend einen ca. 20 minütigen KTL-Prozess bei 190 °C durchläuft, bedarf deshalb einer exakten Modellierung, des thermo-mechanischen Verhaltens von thermoplastischen Matrixwerkstoffen wie PA 6 [Lan07].

Als Verstärkungsfasern werden bei FKV Bauteilen im Karosseriebau überwiegend

Glas-, Kohlenstoff- oder Aramidfasern eingesetzt [Fri17]. Insbesondere in der Kleinserie und im Motorsportbereich werden Karosserien häufig durch einen sehr hohen Anteil an CFK realisiert. Die Verstärkungsfasern können in der Matrix in unterschiedlicher Form vorliegen. Generell lassen sich die Fasern ihrer Länge nach in Kurz- (< 1 mm), Lang- (1 - 50 mm) und Endlosfasern (> 50 mm) einteilen [Len15]. Die besten mechanischen Eigenschaften lassen sich mit orientierten Endlosfasern erreichen [Fle96]. Durch die Herstellung textiler Gewebe oder Gelege können nahezu isotrope Eigenschaften des Werkstoffverbundes erreicht werden. Ebenso verhält es sich bei der Verwendung von nicht-orientierten kurzen Wirrfasern, welche bspw. als Matten oder Vlies vorliegen können. Die Fertigungsverfahren zur Herstellung von FVK-Bauteilen sind sehr vielfältig und hängen in großem Maße von dem verwendeten Matrixsystem und der vorliegenden Faserform ab. Bei der Verwendung von Kurzfasern sind auf Grund der Interaktion von Fasern und Matrix während der Umformung hohe Produktionsvolumen und Geometriefreiheitsgrade im Umformprozess gegeben, wie sie z.B. im Spritzgießverfahren realisiert werden können. Auf Grund der kurzen Ausprägung der Fasern ist eine gezielte Herstellung anisotroper Werkstoffeigenschaften allerdings nicht möglich, wodurch das Leichtbaupotential reduziert wird. Bei der Verwendung von orientierten Endlosfasern ist hingegen auf Grund der Steifigkeit der Fasern eine Umformung in Faserrichtung schwer möglich, was folglich sehr hohe Anforderungen an den Umformprozess und dessen Auslegung stellt.

Endlosfasern werden zur Herstellung von schalenartigen Strukturen zunächst zu einem Laminathalbzeug angeordnet. Zur Herstellung eines Laminates werden mehrere Einzelschichten übereinander gestapelt; diese Lamine werden ebenfalls als Mehrschichtverbunde (MSV) bezeichnet. Die Orientierung der einzelnen Laminatschichten kann dabei in Richtung der vorherrschenden Belastungen erfolgen. Durch die hohe Steifigkeit der Fasern weist die jeweilige Laminatschicht in Faserrichtung deutlich erhöhte mechanische Eigenschaften auf, als quer zur Faserrichtung, wo die Steifigkeit durch das jeweilige Matrixsystem determiniert wird. Die Betrachtung eines FVK kann auf der Mikro-, Meso- oder Makroebene erfolgen, siehe Abbildung 2.9. Auf der Mikroebene werden die Wechselwirkungen zwischen eingebetteter Faser und der umliegenden Matrix betrachtet. Um bspw. verbesserte Anbindungseigenschaften von

Fasern in der Matrix zu entwickeln, können die Fasern mit einer gewollten Mikrorauheit versehen werden [Hau17]. Auf der Mesoebene wird eine einzelne Laminatschicht betrachtet. In dieser Form kann z.B. das entsprechende Halbzeug vorliegen. Nach dem Zurechtschneiden einer Einzelschicht werden diese nachfolgend zu einem MSV übereinander gestapelt. Die Bezeichnung eines MSV wird durch die jeweiligen Winkel beginnend am äußeren Rand durchgeführt $[\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_n]$, wobei ein symmetrischer MSV mit einem $[\beta_1, \dots]_s$ notiert wird.

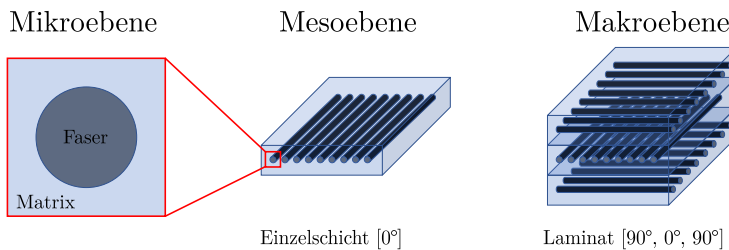


Abbildung 2.9: Mikro-, Meso- und Makroebene von FVK

Wie bereits in Kapitel 2.1 erwähnt, werden durch die Verwendung von CFK-Bauteilen mit duromeren Matrixsystem hohe Leichtbaufaktoren realisiert. Des Weiteren erlauben duromere Matrixsysteme durch ihre erhöhte Temperaturstabilität eine vereinfachte Handhabung bei Bauteilen die eine KTL durchlaufen. Für den in dieser Arbeit betrachteten Karosseriebau von Automobilen werden deshalb duromere Matrixsysteme mit Kohlenstofffasern betrachtet. Im Folgenden wird sich deshalb auf die relevanten Fertigungsverfahren von CFK-Bauteilen mit duromerer Matrix fokussiert; für einen weiteren umfassenden Überblick zu den FVK sei auf die Literatur verwiesen [Fle96; Sch07; AVK13; Nei14; Len15].

2.3.1 Einsatz kohlenstofffaserverstärkter Kunststoffe in Karosseriestrukturen

Die Herstellverfahren für duromere CFK Bauteile lassen sich in die Verwendung trockener und vorimprägnierter¹ textiler Halbzeuge unterteilen. Generell werden die Fasern zunächst zu Filamenten bzw. Rovings zusammengefasst bevor eine trockene Weiterverarbeitung erfolgt oder die Imprägnierung durchgeführt wird. Die Imprägnierung erfolgt dabei i.d.R. heutzutage im Verfahren der sogenannten Schmelzharzimprägnierung. Dazu wird zunächst das Harzsystem in einem externen Prozess bei Temperaturen von 60 °C bis 95 °C auf ein Trägerpapier appliziert [Nei14]. Anschließend werden die Rovings durch beheizte Walzen kontinuierlich mit dem Harz der Trägerfolie imprägniert und vor der finalen Prepregaufwicklung gekühlt. Zu Beachten ist bei der Weiterverarbeitung von Prepregs, dass durch den Herstellungsprozess bereits eine Vernetzungsreaktion eingeleitet ist und diese dementsprechend zeitnah weiterverarbeitet werden müssen². Durch eine gekühlte Lagerung kann das Fortschreiten der Vernetzungsreaktion gehemmt werden. Die erhöhten Ansprüche an die Weiterverarbeitung bzw. Lagerung stellen Anforderungen für die Verwendung von Prepregs im großindustriellen Einsatz der Serienfertigung [Len15].

Sehr kurze Prozesszeiten und komplexe Geometrien lassen sich durch die Verwendung von Sheet Moulding Compounds (SMC) erreichen. Die Verarbeitung erfolgt in einem Fließpressverfahren bei denen die imprägnierten Kurz- bzw. Langfaser unter Temperatur und Druck in die finale Bauteilgeometrie fließen und anschließend aushärten. Durch die Verwendung schnellhärtender Harzsysteme und hohen Werkzeugdrücken können Gesamtzykluszeiten von Bauteilen von unter 1 Minute erreicht werden [AVK13].

Bei den trockenen Verfahren eignet sich vor allem das Resin Transfer Moulding (RTM) zur automatisierten Herstellung endkonturnaher Bauteile aus CFK. Beim

¹Nach dem englischen Begriff preimpregnated hat sich auch im deutschen Sprachraum die Bezeichnung Prepregs für vorimprägnierte Halbzeuge durchgesetzt.

²Dieser Prepreg-Zustand wird auch als B-Stage bezeichnet. Hat noch keine Vernetzungsreaktion stattgefunden werden Prepregs in diesem Zustand als A-Stage bezeichnet.

RTM-Verfahren werden trockene Textilhalbzeug zunächst vorgeformt und in eine Kavität eingelegt. Anschließend startet der Harzinjektionsprozess, wo das finale Bauteil unter Druck und Temperatur entsteht [VDI13]. Beim Nasspressen erfolgt die Applikation des Harzes nicht durch einen Injektionsprozess, sondern innerhalb des geöffneten Werkzeuges. Durch das Schließen des Werkzeuges kommt es zu einem Fließvorgang und einer gleichmäßigen Verteilung des Harzes innerhalb der Kavität auf dem textilen Halbzeug, welches bereits zuvor in die Kavität eingelegt wird. Bei den textilen Verarbeitungsverfahren von CFK Bauteilen lassen sich, durch die Trennung von Imprägnierung und Aushärtung, eher schnellaushärtende Matrixsysteme verwenden [Nei14].

In der Karosserie des BMW G12 aus Abbildung 2.2 werden mehrere Komponenten aus CFK eingesetzt. Zur Herstellung kommen die Verfahren RTM (A-Säule), Nasspressverfahren (Dachstruktur) und SMC (C-Säule) zum Einsatz. Die extensive Verwendung von CFK Komponenten in der Dachstruktur der Karosserie führt zu einer Absenkung der Fahrzeugschwerpunktes und neben der Gewichtseinsparung zu einem verbesserten fahrdynamischen Verhalten [Tec16]. Abbildung 2.10 fasst die Verfahren für den serientauglichen Einsatz zur Herstellung von CFK Bauteilen für den Karosseriebau zusammen.

2.4 Hybride Materialkombinationen

Unter hybriden Materialkombination wird die Kombination artverschiedener Werkstoffe verstanden. Nach HUMMELBERGER [Hum19] kann eine Klassifizierung unterschiedlicher hybrider Materialkonzepte in die Scheiben-/ Plattenebene, Strukturebene und Bauteilebene vorgenommen werden. Bei der Hybridisierung auf Scheiben-/ Plattenebene werden unterschiedliche Materialien in Schichten variabler Dicke miteinander kombiniert. Hybride Konzepte auf der Strukturebene sind Sandwichmaterialien, welche aus zwei Deckschichten und einem Kern geringer Dichte bestehen. Hybride Bauteilkomponenten sind die Kombination von einzelnen Komponenten zu

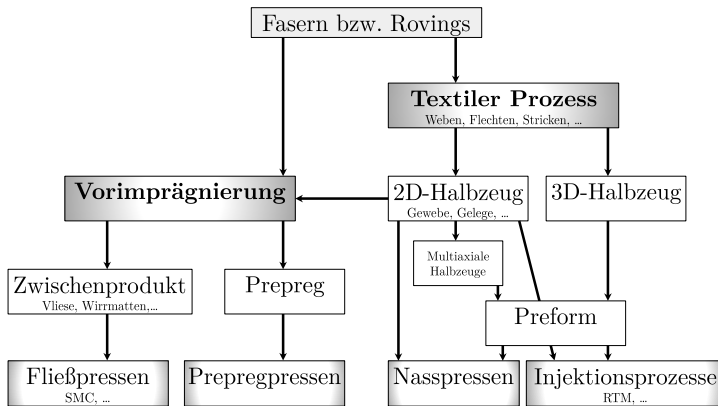


Abbildung 2.10: Serientaugliche Verfahren zur Herstellung von duromeren CFK Bauteilen für den Karosseriebau nach [Lau14]

einem komplexen Gesamtbauteil. Die Verbindung der unterschiedlichen Materialien kann dabei während (intrinsisch) oder nach (extrinsisch) der Herstellung einzelner Teilkomponenten erfolgen [Hum19]. Die Kombination der Werkstoffe geschieht dabei in der Weise nachdem die Nachteile des jeweiligen Werkstoffes kompensiert und die Vorteile kombiniert werden. Übergeordnetes Ziel bei der Werkstoff- bzw. Materialauswahl ist dabei stets das beste Material für den jeweiligen Anwendungsfall zu finden [Ash17].

Ein populärer Vertreter für ein hybrides Werkstoffkonzept auf der Scheiben-/ Platten-ebene ist der Schichtwerkstoff GLARE³, welcher an der TU Delft entwickelt worden ist und in der Außenhaut des AIRBUS A380 zum Einsatz kommt. Das hybride Material besteht aus alternierenden Schichten von Aluminium und glasfaserverstärktem Kunststoff (GFK) und bietet eine erhöhte Schadenstoleranz gegenüber konventionellen solitären Werkstoffen [Vlo01; NKU18]. Ähnlich wie klassische Doppel-T-Träger verfolgen Sandwichaufbauten das Ziel durch die Deckschichten die Zug- und Druckspannungen in den Randbereichen bei Biegebelastung aufzunehmen. Der wei-

³Glass Laminate Aluminium Reinforced Epoxy

chere Kern erhöht durch den Abstand der Deckschichten den STEINER-Anteil des Flächenträgheitsmomentes und nimmt die Schubbelastungen auf [Pet99]. Abbildung 2.11 fasst die Kategorisierung unterschiedlicher Hybridmaterialien zusammen.

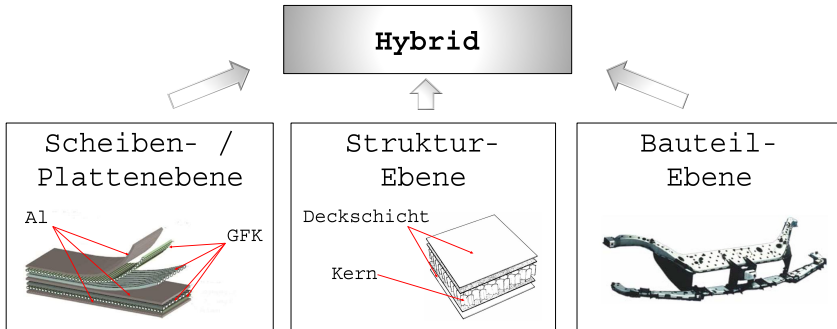


Abbildung 2.11: Kategorisierung unterschiedlicher Hybridkonzepte nach Hummelberger [Hum19]; Abbildungen [NKU18; Pet99; Lan08]

Nachfolgend werden unterschiedliche Konzepte von hybriden Materialien im Automobil dargestellt. Die Unterteilung erfolgt dabei nach den verwendeten Kunststoffen (Thermoplast oder Duromer). Da der Bereich der hybriden Materialien ein relativ junges Gebiet ist, erfolgt eine Betrachtung von Forschungsprojekten und etablierten Serienprozessen im Automobil.

2.4.1 Thermoplastische FKV-Metall-Hybride im Automobil

In der Abbildung 2.11 der Bauteilebene ist eines der ersten großserientauglichen Hybridkonzepte dargestellt. Das Front End Modul des FORD Focus aus dem Jahr 1999 erlaubte dabei durch die Verwendung von Stahleinlegern und eines Hybrid-Spritzgießprozess eine enorme funktionale Integrationsdichte im Vergleich zu einer solitären Werkstoffvariante. Als GFK Material wurde für das Front End Modul ein PA 6 mit 30 % Kurzfasern eingesetzt. Durch die adäquate simulative Prognostizierung

des Bauteilverzuges konnte das hybride Front End Modul auch einen nachgeschalteten KTL Prozess durchlaufen [Lan08]. Das Konzept der hybriden Front End Module wurde auch von weiteren OEMs wie bspw. AUDI mit Aluminium als Metalleinleger verwendet, wodurch im Vergleich zu einer hybriden Stahlvariante weitere 15 % an Gewicht eingespart werden konnten [Lan07]. Mit Stückzahlen von über 100.000 Bauteilen pro Jahr zeigte sich die Fähigkeit hybride Bauteilkonzepte in die Automobile Serienproduktion zu überführen [Bad19].

In Abbildung 2.12 sind eine hybride A- und B-Säule dargestellt, welche in Forschungsprojekten entwickelt wurden. Bei beiden Varianten wird ein PHS-Bauteil mit einer thermoplastischen Rippenstruktur gefügt. Durch die gute Formbarkeit der thermoplastischen Matrix lassen sich die dreidimensionalen Rippenstrukturen im Spritzgieß - bzw. Fließpress-Verfahren herstellen. Durch die schlechte Benetzbarkeit der

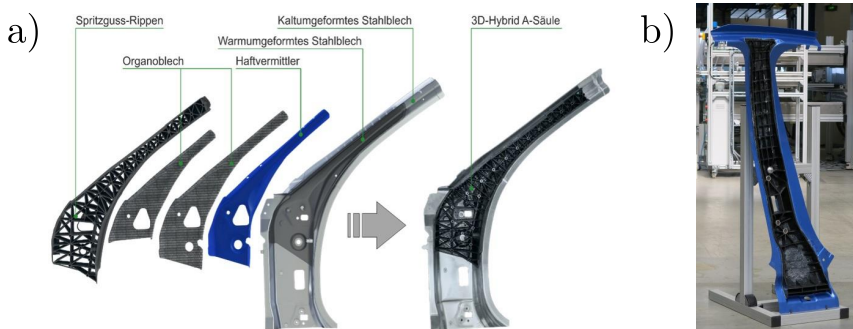


Abbildung 2.12: a) Hybride A-Säule entwickelt im Forschungsprojekt Q-Pro [Rot+18]

b) Hybride B-Säule, ILK, TU Dresden [Ind14]

Thermoplaste sind allerdings haftvermittelnde Zwischenschichten bzw. oberflächenvergrößernde Verfahren notwendig, um für eine dauerhaft intakte Verbindung zwischen Stahl und Kunststoffkomponente zu sorgen. Zur Vergrößerung der Oberfläche kommt bei der hybriden A-Säule nach Abbildung 2.12 (a) eine laserbasierte Oberflächenstrukturierung der PHS-Komponente zum Einsatz. Auf das Verfahren der Laser-

strukturierung wird in Kapitel 2.4.3 noch näher eingegangen. Zusätzlich zu der Oberflächenvergrößerung wird eine Haftvermittlerschicht zwischen GFK und der PHS-Komponente appliziert. Bei der B-Säule wird ebenfalls eine haftvermittelnde Folienschicht zwischen Stahl und Thermoplast eingesetzt. Durch das hybride Materialkonzept konnte bei beiden Komponenten eine Gewichtsreduktion von 20 % (A-Säule) bzw. 14 % (B-Säule) erzielt werden. Des Weiteren konnte für beide Komponenten auch eine Steigerung der Energieaufnahme erreicht werden [Rot+18; Ind14].

2.4.2 Duomere FKV-Metall-Hybride im Automobil

Die ersten Überlegungen zur Herstellung einer hybriden B-Säulenstruktur mit duomeren Matrixsystem gehen auf das Jahr 1999 zurück. Im Vergleich zu einer pressgehärteten B-Säule inklusive Stahlverstärkung konnte mit der hybriden Konzeptstudie eine Massenreduzierung von 29 % bei äquivalenter Intrusion und Energieabsorption im Seitencrash erreicht werden [Tou99]. In einer Forschungsstudie des Automobilzulieferers GESTAMP wurde ebenfalls eine pressgehärtete B-Säule mit einem CFK-Patch kombiniert. Die hybride B-Säule wurde anschließend einem Intrusionstest unterzogen und konnte bei den Crasheigenschaften, verglichen mit der Stahlvariante, ein ähnliches Kraftniveau bei leicht verbesserter Intrusionsresistenz erlangen. Mit dem hybriden Konzept konnte eine Gewichtsreduktion von 17 % erreicht werden. Für den Patch wurde in diesem Fall ein quasiisotroper Aufbau gewählt, wobei die Autoren zu dem Schluss kommen, dass eine weitere Gewichtsreduktion durch die lastpfadgerechte Optimierung des Lagenaufbaus möglich ist. In Abbildung 2.13 (a) ist die hybride B-Säule von GESTAMP dargestellt. Das Schadensbild nach dem Pfahlaufpralltest zeigt ein Ablösen des CFK-Patches von der metallischen Grundstruktur und lässt folglich den Schluss zu, dass mit dem dargestellten Konzept noch weiteres Potential zur Energieabsorption und folglich zur Gewichtseinsparung vorhanden ist [Öst19]. Die Verbindung zwischen PHS-Komponente und dem duomeren CFK-Patch erfolgt dabei in einem intrinsischen Prepreg-Pressverfahren, indem der CFK-Patch in die zuvor

pressgehärtete Komponente eingeformt und ausgehärtet wird. Basierend auf den Voruntersuchungen von WIKSTRÖM und GOLLING [Wik19] kann bei der Verwendung von 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung auf eine isolierende Klebeschicht zur Vermeidung galvanischer Korrosion verzichtet werden und das Epoxidharz des Prepregs für eine direkte stoffschlüssige Verbindung zwischen Stahl und CFK sorgen. Zur Untersuchung der Korrosionsneigung hybrider Probenkörper wurden diese einem 9-wöchigen Klimakammertest⁴ unterzogen und zeigten ähnliches Korrosionsverhalten, wie solitäre Referenzproben aus 22MnB5 mit Al-Si-Beschichtung [Wik19].

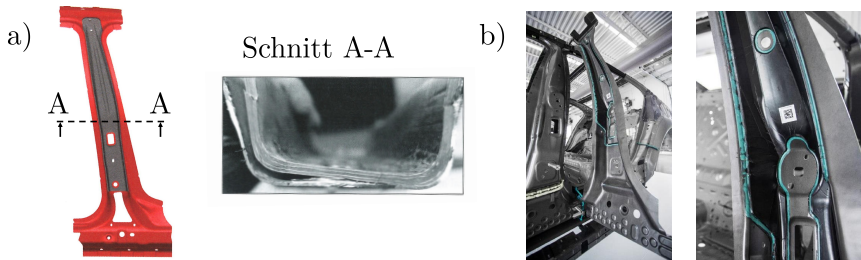


Abbildung 2.13: a) Hybride B-Säule Gestamp [Öst19]

b) Hybride B-Säule BMW [Sta16]

Die erste Anwendung einer hybriden B-Säule bestehend aus PHS und duromeren CFK in einem automobilen Serienprozess wurde von BMW in der Karosserie des 7ers aus Abbildung 2.2 realisiert, siehe Abbildung 2.13 (b). In dem Prozess wird nach der Umformung der B-Säule diese in ein entsprechendes Werkzeug transferiert. Zuvor findet eine Stapelung der einzelnen Prepregschichten statt. Anschließend erfolgt die Applikation eines Strukturklebers und es findet eine simultane Umformung (Prepreg) und Härtung (Prepreg und Strukturkleber) statt. Bei dem Laminataufbau handelt es sich, wie bei der Studie von GESTAMP um einen quasiisotropen Aufbau. Durch die Verwendung des hybriden Materialkonzeptes konnte BMW das Gewicht der B-Säule um 1,4 kg pro B-Säule im Vergleich zum Vorgängermodell reduzieren [Sta16].

⁴VOLVO ACT-1 Norm

2.4.3 Mechanismen zum Fügen hybrider Werkstoffkonzepte

Wie bereits hervorgehoben, kann eine verbesserte Anbindung, zu einer signifikanten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften für hybride Komponenten führen. Das Fügen der artverschiedenen Werkstoffe kann dabei durch unterschiedliche Verfahren und Mechanismen erfolgen. Fügetechniken lassen sich generell in die drei Hauptgruppen Kraft-, Stoff- und Formschluss unterteilen. Dabei ist die Kategorisierung nicht ausschließend, sondern es können durchaus auch mehrere der einzelnen Mechanismen wirken. Eine Schraubverbinung vereint bspw. die beiden Prinzipien Kraft- und Formschluss. Der Kraftschluss wird durch die axial elastische Dehnung des Schraubenschaftes erzeugt und der radiale Formschluss durch die passigen Bohrungen der Fügepartner [Wit21]. Eine extrinsische Fügung hybrider Bauteile kann z.B. durch Nietverfahren erfolgen [Mes+14; DPL14]. Allerdings erschweren die anisotropen Eigenschaften von FVK-Bauteilen in Dickenrichtung die schadlose Fügung der artverschiedenen Werkstoffe. Bei den Untersuchungen von MESCHUT ET AL. [Mes+14] wurden nach dem Stanznieten von Stahl-CFK Proben Delaminationen der einzelnen Laminatschichten detektiert. Des Weiteren erhöht sich durch den extrinsischen Fügeprozess die Taktzeit und Kosten zur Herstellung hybrider Bauteile.

Die intrinsische Fügung hybrider Bauteile bietet ein größeres Potential die Herstellung in automobilen Serienprozesse zu applizieren, wie dies auch die in Kapitel 2.4.1 und 2.4.2 vorgestellten Bauteile zeigen, bei denen es sich allesamt um intrinsische Verbindungen der Bauteile handelt. Bei der intrinsischen Kombination artverschiedener Werkstoffe ist die Grenzfläche ein entscheidender Faktor der zur Performance des Bauteils beiträgt. Kommt es bspw. im Crashlastfall zu einem Versagen der Grenzfläche und damit zum Ablösen der FVK-Komponente, führt dies dazu, dass es zu einem schlagartigen Abfall der Energieaufnahme kommt, was zu einer großen Deformation der Stahlkomponente führt, siehe Abbildung 2.13 (a).

Bei der Realisierung hybrider Bauteilkomponenten für den Karosseriebau ist es deshalb essentiell ein (großflächiges) Versagen der Grenzfläche für die jeweiligen relevanten Belastungsfälle zu verhindern. Eine großflächige und stoffschlüssige Verbindung zwischen den Fügepartnern lässt sich durch das Kleben erreichen. Durch die

großflächige Anbindung der FVK-Komponente an die Metallkomponente kann das vollständige Potential der hybriden Materialkombination genutzt werden. Allerdings stellen die adhäsiven Wirkmechanismen konventioneller Klebungen häufig den limitierenden Faktor für die Strukturintegrität hybrider Bauteile dar [Lau14]. Deshalb wurden in den letzten Jahren viele Forschungsarbeiten getätigt, die die Behandlung der Grenzfläche auf mikroskopischer Ebene zur Herstellung hybrider Materialkombinationen in den Mittelpunkt stellen [Hau02; HS14; Dru+15; Kie+17; Rot+18; Str+18; Zin+18; Vos21].

Mit Hilfe laserbasierter Oberflächenmodifizierungen wird die effektive Oberfläche bei metallischen Komponenten vergrößert. Durch die vergrößerte Oberfläche kommt es zu einer verbesserten Haftung des Matrixsystems an den metallischen Oberflächen. Ein ähnlicher Effekt lässt sich bspw. durch Sandstrahlen hervorrufen [Zin+18; Vos21]. Die jeweilige Form und Tiefe der Laserstrukturierung hängt dabei von den Parametern des Lasers wie Laserleistung und Scangeschwindigkeit ab. Abbildung 2.14 (a) zeigt die Rasterelektronenmikroskop (REM) Aufnahme einer laserstrukturierten Probe. Deutlich zu erkennen ist die Einbringung von Kavitäten und der damit einhergehenden Vergrößerung der Oberfläche. Die Kavitäten werden während der intrinsischen Fügevorgänge durch das jeweilige Matrixsystem gefüllt. Dadurch kommt es bei der laserbasierten Oberflächenstrukturierung neben der stoffschlüssigen Klebeverbindung zu einer Ausbildung von Formschlüssen auf der Mikroebene [Zin+18; Vos21]. Mit der Laserstrukturierung lassen sich Mikrostrukturierungen in Höhen bis 50 µm herstellen [Rot+18]. Abbildung 2.14 (b) zeigt die REM-Aufnahme einer laserstrukturierten duromeren CFK-Stahl Hybridprobe nach dem Scherzugversuch. Es zeigt sich, dass es nach dem Versagen der Grenzfläche zu Harzrückständen in den Kavitäten der Stahlprobe kommt [Vos21].

Weitere klassische Verfahren die zur mikrostrukturellen Oberflächenmodifikation für adhäsive Klebverbindungen zwischen Metall und FVK eingesetzt werden sind bspw. Sandstrahlen, Schleifen und Bürsten. Der wesentliche Effekt dieser mechanischen Behandlungen besteht ebenfalls in der geometrischen Veränderung der Oberfläche bzw. der Oberflächenvergrößerung durch Aufrauen [Hau02]. Eine reine Oberflächenvergrößerung kann ebenfalls durch Walztechniken erzielt werden. Hierbei kann die Oberflä-

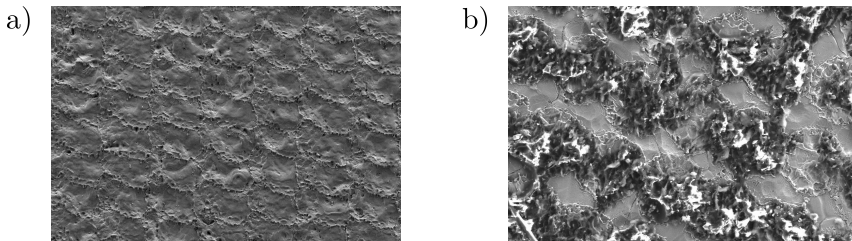


Abbildung 2.14: a) Laserstrukturierte Stahloberfläche

b) Versagensbild einer duromeren CFK-Stahl Probe mit Harzrückständen in den Kavitäten [Vos21]

che von Feinblechen gezielt durch unterschiedliche Arbeitswalzen bearbeitet werden (Dressieren) [Bro02]. Die Einstellung einer gezielten Oberflächenbeschaffenheit beim Dressieren kann für nachfolgende Umformoperationen den Schmierstoff länger auf der Blechoberfläche halten und somit zu verbesserten Reibbedingungen im Umformprozess führen [Sin19].

Von DEMES ist ein Verfahren entwickelt worden, welches die Restwärme nachdem Presshärtprozess zur Anbindung eines thermoplastischen GFK nutzt (Thermoformen). In dem integrierten Prozess erfolgt eine Anbindung des endlosfaserverstärkten Thermoplasten bei einer Blechtemperatur von ca. 170 °C, was zu einer deutlich verbesserten Verbindungsfestigkeit im Vergleich zur Raumtemperatur führt. Bei Biegeuntersuchungen konnte ein stabiles Grenzflächenverhalten nachgewiesen werden und somit eine Steigerung der statischen und dynamischen Lastaufnahme zu gewichtsäquivalenten solitären pressgehärteten Strukturen gezeigt werden. Die Festigkeitssteigerung beruht auf dem Effekt, dass der Haftvermittler in dem Bereich erhöhter Temperaturen des Stahlbleches einen Mikroformschluss mit der Al-Si-Schicht eingeht [Dem22].

Ein weiterer Ansatz zur Erhöhung der Haftungseigenschaften von polymeren Matrixsystem an metallischen Oberflächen sind makroskopische Formschlusselemente. Ziel ist es hierbei, die Belastung im Grenzflächenbereich der ungleichen Materialien nicht über eine Zwischenschicht, sondern direkt vom Metall über einen Formschluss in die

FVK-Komponente einzuleiten. Im Lastfall kann es folglich zu einer Verklammerung der eingebetteten Fasern mit den makroskopischen Formschlusselementen kommen. Mit speziellen Zerspanungswalzen können in der GRIP METAL Technologie Oberflächen von ebenen Blechhalbzeuge mit einer gezielt hakenförmigen Oberflächenstruktur versehen werden [NuG]. Durch die Technologie kann eine hohe Bandbreite an Werkstoffen wie Stahl-, Aluminium-, Kupfer- oder Messingbleche mit einer charakteristischen Hakenstruktur auf der Oberfläche versehen werden. Die grundsätzliche Ausrichtung der Strukturen ist durch das Walzverfahren vorgegeben, die Strukturen selbst können jedoch in ihrer Ausprägung und Dichteverteilung auf dem Blech variiert werden [NuG]. Durch die spezielle Strukturausprägung kann ein zusätzlicher Verklammerungseffekt zwischen zwei unterschiedlichen Materialpaarungen wie Metall und FVK erzielt werden, der sich positiv auf die Strukturintegrität des Verbundes auswirkt. Allerdings sind die auf diese Weise hergestellten Blechhalbzeuge nicht mehr für eine Bauteilherstellung durch Umformen geeignet, da hierdurch die erzeugte Struktur zerstört würde. In Abbildung 2.15 (a) ist eine im GRIP METAL Verfahren strukturierte Blechoberfläche dargestellt.

Eine weitere Möglichkeit zur Erzeugung von Formschlusselementen auf der Metallstruktur stellen additive Verfahren dar. Von HÜLSBUSCH ET AL. [Hül+15] wurden dazu per selektivem Laserschmelzen additive Stifte auf Titanblechen aufgebracht, welche anschließend mit einem duromeren CFK in einem RTM Prozess gefügt wurden. Bei der Prüfung der Scherzugeigenschaften der hybriden CFK-Titan Versuchskörper konnte ein linearer Anstieg der Scherzugeigenschaften festgestellt werden der mit der Anzahl und Länge der aufgetragenen Stifte korreliert. Für eine Stiftlänge von 2 mm konnte im Vergleich zu einer blanken Metalloberfläche eine Erhöhung der Scherzugfestigkeit von über 500 % erreicht werden, wobei der Durchmesser der Stifte etwa 0,4 mm beträgt. Des Weiteren konnte die Dauerfestigkeit der hybriden Materialien um ca. 250 % gesteigert werden. Abbildung 2.15 (b) zeigt eine hybride Probe aus CFK-Titan nach dem Scherzugversuch. Zu erkennen ist die Durchdringung von Titan Stiften und CFK Gewebe [Hül+15].

Vom Schweißtechnik Hersteller FRONIUS ist ein ähnlicher Ansatz verfolgt worden, indem per Lichtbogenschweißen Stiftstrukturen auf die Blechoberfläche aufgetragen

werden. Das sogenannte Cold Metal Transfer (CMT) Verfahren sorgt dabei ebenfalls für eine erhöhte Kraftübertragung in der Grenzfläche zwischen Metall und Kunststoffkomponente, siehe Abbildung 2.15 (c) [Sch09].

Im Rahmen des Forschungsprojektes HYTENSILE wurde am IWF der TU Braunschweig und dem PuK der TU Clausthal ein Verfahren zur Einbringung von makroskopischen Verklammerungsstrukturen in Aluminium untersucht. In dem Vorhaben wurden dazu in einem Umformprozess Strukturen auf der metallischen Oberfläche erzeugt, welche nachfolgend einen Formschluss mit einem GFK (PA6GF30) im Hybrid-Spritzgießverfahren ermöglichen. Das Einbringen der Strukturierungen fand dabei an Aluminiumblechen bei Raumtemperatur statt, welche anschließend mit dem GFK gefügt wurden. Abbildung 2.15 (d) zeigt eine strukturierte Aluminium Oberfläche. Auf eine zusätzliche Haftvermittlerschicht wurde bei den thermoplastischen GFK-Aluminium Hybriden verzichtet. Um die isolierte Festigkeitssteigerung durch Formschluss zu untersuchen, wurde des Weiteren ein Trennmittel auf der Aluminium Oberfläche appliziert, wodurch adhäsive Verbindungsmechanismen unterbunden werden. Durch das Einbringen der Formschlüsse konnten die Scherzugeigenschaften der hybriden Materialien signifikant verbessert werden, wobei auch hier ein linearer Zusammenhang zwischen der Größe bzw. der effektiven Hinterschneidung und der Anzahl der Strukturierungen festgestellt werden konnte [Mül15; Bra16; Drö+17; DBK17].

Von KÜHN ist ein Strukturierungsverfahren entwickelt worden, welches PHS und GFK kombiniert. Dazu wurden die Strukturierungen vor dem Presshärteprozess in die ungehärtete Ausgangsplatine eingebracht. Anschließend erfolgte der konventionelle direkte Presshärteprozess. Um eine Verformung der eingebrachten Strukturierungen zu verhindern, wurden dazu Kavitäten in dem Presshärtewerkzeug vorgesehen. Der Einfluss der Größe der Kavitäten wurde experimentell untersucht. Kleine Werkzeugkavitäten (\varnothing 6 mm) führen zu einer höheren mittleren Härte als größere Werkzeugkavitäten (\varnothing 50 mm), jedoch überwiegt für beide Varianten eine martensitische Gefügeausbildung der Strukturierung. Eine direkte Korrelation der unterschiedlichen Härteausprägungen auf die mechanischen Eigenschaften des Hybridverbundes konnte nicht festgestellt werden, so dass das entwickelte Verfahren zur indirekten Strukturierung

im Presshärteprozess als robust angesehen werden kann [Küh19].

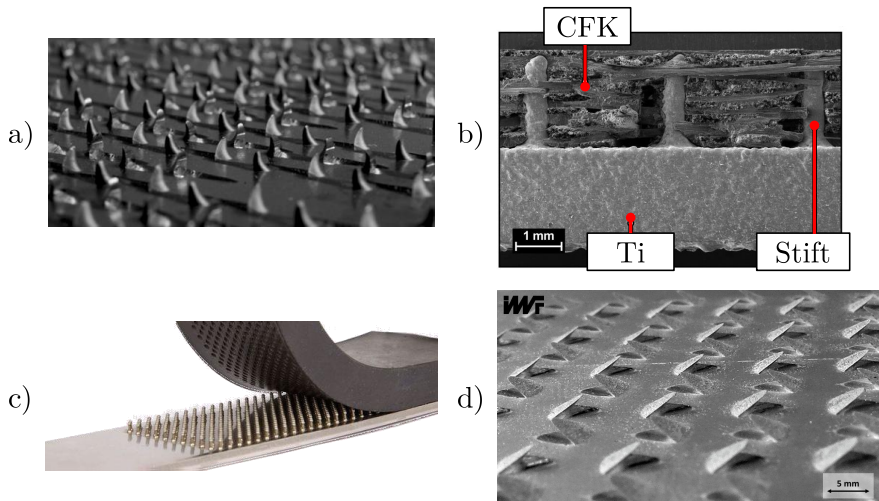


Abbildung 2.15: Unterschiedliche Verfahren zum Einbringen makroskopischer Formschlüsse:

- a) GRIP Metal Technologie [NuG]
- b) Schadensbild einer hybriden Scherzugprobe aus CFK-Titan mit additiv aufgetragenen Stiften [Hül+15]
- c) CMT Technologie von Fronius [Sch09]
- d) Im Forschungsprojekt HyTensile entwickelte Strukturierung von Aluminium [Drö+17]

3 Zielsetzung der Arbeit

Ausgehend von dem in Kapitel 2 dargestellten aktuellen Stand der Technik wird in diesem Kapitel der aktuelle Wissensstand diskutiert, woraus sich nachfolgend die Zielstellung der vorliegenden Arbeit ergibt. Anschließend wird die methodische Vorgehensweise zur Erreichung der einzelnen Teilaspekte zusammenfassend dargelegt.

3.1 Diskussion zum aktuellen Wissensstand und Ableitung der Zielsetzung

Hybride Materialkombinationen können zu einem signifikanten Leichtbau im Automobil beitragen, wie durch die unterschiedlichen Konzepte von Karosseriebauteilen in Kapitel 2.4.1 und 2.4.2 gezeigt wurde. Der Kombination von pressgehärteten Stahl und FVK kann dabei ein sehr hohes Leichtbaupotential zugeschrieben werden, da es die heutzutage im Presshärteprozess erreichbaren Festigkeiten von Stahl mit den Vorteilen von FVK kombiniert. Dies ist bereits in mehreren Konzeptstudien und Serienprozessen nachgewiesen worden, siehe Abbildung 2.12 und 2.13. Nichtsdestotrotz, besteht zu einer weiteren Marktdurchdringung im Karosseriebau weiterer Forschungsbedarf hinsichtlich der Auslegungsmethodik und der Sicherstellung einer durchgängigen Verbindung der beiden ungleichen Fügepartner.

Bei den in Abbildung 2.13 vorgestellten hybriden B-Säulenstrukturen mit duromerer

CFK-Verstärkung ist für beide Varianten ein quasiisotroper Lagenaufbau gewählt worden. Hinsichtlich des Leichtbaus mit Hilfe von Endlos-FVK besteht in diesem Zuge noch weiteres Potential bei einer Anordnung der Fasern entsprechend der vorliegenden Lastpfade innerhalb der B-Säulenverstärkung. Zu diesem Fazit kamen auch die Autoren ÖSTLUND und HEDSTRÖM, welche die von GESTAMP entwickelte hybride B-Säule vorgestellt haben [Öst19]. Des Weiteren zeigt das Schadensbild nach Abbildung 2.13 (a) ein Ablösen des CFK-Patches nach dem Pfahlintrusionstest und somit noch weiteres Potential hinsichtlich der Energieabsorption der hybriden B-Säule. Bezüglich der Prozesstechnik ist der von GESTAMP vorgestellte Ansatz zur direkten intrinsischen Fügung des duromeren CFK-Patches mit der pressgehärteten B-Säule ein vielversprechender Ansatz, da keine zusätzlichen Klebstoffe oder Zwischenschichten verwendet werden müssen wie dies bei der hybriden B-Säule von BMW (Abbildung 2.13 (b)) und den thermoplastischen Konzepten nach Abbildung 2.12 der Fall ist.

Die Autoren des Forschungsprojektes Q-PRO [Rot+18] kamen bei der Analyse der Materialkosten der hybriden A-Säule nach Abbildung 2.12 (a) zu dem Schluss, dass der Hauptkostentreiber die Haftvermittlerschicht und der zusätzliche Prozessschritt der Laserstrukturierung sind. Für die reinen Materialkosten ergab sich für die hybride A-Säule eine Kostensteigerung von 40 % im Vergleich zu einer konventionellen Stahlvariante einer A-Säule. Die Fertigungskosten werden durch das Nutzen eines Haftvermittlers bzw. der Laserstrukturierung exorbitant um mindestens 200 % gesteigert. Als vielversprechenden Ansatz geben die Autoren den Verzicht auf Stoffschluss und das Nutzen von Formschlussmechanismen bei der Herstellung hybrider Strukturen an.

In Kapitel 2.4.3 wurde aufgezeigt, dass durch das Einbringen von makroskopischen Formschlusselementen die Grenzflächenfestigkeit hybrider Materialkombinationen enorm gesteigert werden kann. Bei der Verwendung eines duromeren FVK und makroskopischer Formschlusselemente kann dies dazu führen, dass keine zusätzlichen Zwischenschichten oder Prozessschritte zur Erzeugung hybrider Werkstoffkombinationen notwendig sind.

Für die Auslegung von Hybridstrukturen fehlt nach heutigem Wissenstand ein ganzheitlicher Ansatz, welcher Ausgehend von einer Komponente den Lagenaufbau der FVK-Komponente optimiert. Wie bereits zuvor ausführlich dargelegt ergeben sich

dadurch zwangsläufig Anforderungen an die Grenzfläche zwischen den beiden artverschiedenen Werkstoffen. Für die optimale und ganzheitliche Auslegung hybrider Werkstoffsysteme muss deshalb auch die Grenzfläche betrachtet werden, da andernfalls das Potential zur Gewichtsreduzierung nicht vollständig ausgeschöpft werden kann, wie die zuvor erwähnten Beispiele bekräftigen. Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die ganzheitliche Auslegung von hybriden Leichtbaustrukturen für automobiler Karosseriesbauteile. Zur Gewichtsreduzierung eignen sich die beiden Werkstoffe PHS und CFK, wie die Ausführungen in Kapitel 2.2, 2.3 und 2.4.2 gezeigt haben. Zur Sicherstellung der Grenzflächenfestigkeit sollen die Fügemechanismen des Stoff- und Formschlusses kombiniert werden. Der Stoffschluss erfolgt durch die intrinsische Verbindung vom Epoxidharz des FVKs und der Formschluss wird durch die Einbringung von makroskopischen Formschlusselementen für die PHS-Komponente betrachtet, siehe Abbildung 2.15. Zur Erreichung einer effizienten Fertigungsstrategie wird das Einbringen der makroskopischen Formschlüsse im Presshärteprozess untersucht. Am Beispiel der hybriden Materialkombination von PHS und duromeren CFK soll ein Verfahren zur Herstellung anforderungsgerechter Hybridkomponenten entwickelt werden, welche durch die Verwendung von Endlos-FVK ein maximales Potential zum Leichtbau von Automobilkomponenten besitzen.

3.2 Methodische Vorgehensweise

Grundlage zur Potentialanalyse für die hybride Werkstoffkombinationen PHS-CFK bildet die Analyse bestehender Karosseriestrukturen. Es ist dabei essentiell diese Komponenten auf der Gesamtfahrzeugebene zu betrachten, da ansonsten die Randbedingungen wie z.B. Lagerung nicht korrekt abgebildet werden können. Zur Identifizierung der Komponenten, die sich für einen Hybridaufbau eignen, werden deshalb Gesamtfahrzeugcrashsimulationen durchgeführt. Auf diese Crashsimulationen wird in Kapitel 4.2 noch näher eingegangen. Auf Grund der mechanischen Eigenschaften von PHS bietet sich der Einsatz in Seitenwandstrukturen einer Karosserie an, wie

in Kapitel 2.2.3 dargestellt wurde. Die in Kapitel 2.4 vorgestellten Konzepte hybrider Bauteile zeigen, dass dem Bereich der A- und B-Säule ein hohes Potential hinsichtlich des Einsatzes hybrider Bauteile zugeschrieben wird. Für die Potentialanalyse hybrider Werkstoffkombinationen wird sich deshalb auf die Seitenwandstruktur einer automobilen Fahrzeugkarosserie beschränkt. Um das maximale Leichtbaupotential ausschöpfen zu können, sollen Endlos-FVK als lokale Verstärkungen der pressgehärteten Bauteile eingesetzt werden, da auf Grund der erhöhten Kosten für hybride Bauteile eine Verwendung dieser Bauteile in Bereichen der maximalen Effizienz zielführend ist. Eine Verwendung von Endlos-FVK ist insbesondere dort sinnvoll, wo es zu einer ausgeprägten anisotropen Belastung von Karosseriekomponenten kommt. Ebenso lässt sich eine erhöhte Akzeptanz von hybriden Materialkombinationen sicherstellen, wenn bestehende Komponenten durch hybride Verbünde ersetzt werden, so wie dies in Kapitel 2.4 gezeigt wurde. Um die anforderungsgerechte Auslegung der Grenzfläche PHS-CFK durchzuführen, ist es essentiell die Grenzflächeneigenschaften für bestehende Karosseriekomponenten zu analysieren. Daraus ableitend ergeben sich die Zielforderungen für die mechanischen Eigenschaften der Grenzfläche hybrider Materialverbünde. Die Methode zur virtuellen Analyse bestehender Karosseriestrukturen und Evaluierung der Grenzflächeneigenschaften wird in Kapitel 5 erarbeitet.

Ableitend aus den Anforderungen aus Kapitel 5 wird ein Verfahren zur Einbringung von makroskopischen Strukturierungen in PHS-Komponenten entwickelt. Ziel des kombinierten Strukturier- und Härteprozesses ist die Ausbildung makroskopischer Strukturierungen und die gleichzeitig vollständige martensitische Gefügeausbildung. Auf Grund des neuartigen Ansatzes zur Einbringung von Formschlusselementen im Presshärteprozess erfolgt die Entwicklung eines geeigneten Simulationsmodells mit Hilfe der Finiten-Elemente-Methode (FEM), welches die geometrische Ausprägung der Strukturierungen vorhersagen kann. Die Entwicklung des kombinierten Strukturier- und Härteprozesses erfolgt in Kapitel 6.

Aufbauend auf die Ergebnisse aus Kapitel 6 folgt die experimentelle Untersuchung zu hybriden Werkstoffkonzepten bestehend aus PHS und CFK. Der Fokus der experimentellen Untersuchungen in Kapitel 7 liegt dabei auf der Evaluierung der Grenzflächeneigenschaften. Anhand der experimentellen Untersuchungen lässt sich die For-

schungsfrage beantworten, wo im PHS-Bauteil eine Platzierung der Formschlusselemente sinnvoll ist, um die Grenzflächenfestigkeit bei charakteristischen Belastungen sicherzustellen.

Die in Kapitel 5, 6 und 7 entwickelten grundlegenden Untersuchungen zur Struktureinbringung im Warmumformprozess und Hybridisierung geeigneter Werkstoffkombinationen werden in Kapitel 8 zur Anwendung gebracht. Es erfolgt die Auslegung und Analyse einer hybriden Bauteilkomponente aus PHS-CFK. Ebenso erfolgt in diesem Kapitel die Entwicklung von virtuellen Modellen zur Abbildung der mechanischen Eigenschaften hybrider Bauteile, da dies unerlässlich für einen Übertrag der Ergebnisse auf einen konkreten Anwendungsfall ist. Am Beispiel eines realen Serienbauteils soll untersucht werden, wie die Einbringung von Formschlusselementen im Presshärteprozess gestaltet werden kann.

Abbildung 3.1 zeigt eine zusammenfassende Darstellung der Zielstellung und methodischen Vorgehensweise dieser Arbeit. Jedes Kapitel orientiert sich dabei an den aufgelisteten Leitfragen, die die anforderungsgerechte Auslegung von Hybridkomponenten in den Mittelpunkt stellen. Der Fokus dieser Arbeit liegt in der Kombination von PHS und CFK; die entwickelten Methoden zur Auslegung der Bauteile und Fertigungsprozesse sollen sich aber allgemeingültig auf hybride Materialkombination bestehend aus Metallen und Endlos-FVK anwenden lassen.

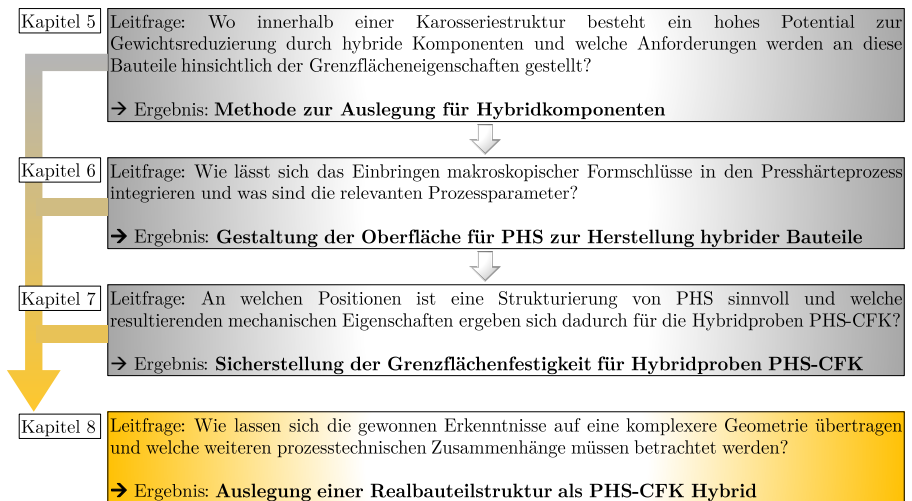


Abbildung 3.1: Methodische Vorgehensweise dieser Arbeit und Leitfragen der einzelnen Teilaspekte

4 Werkstoffe und Methoden

In diesem Kapitel werden die untersuchten Werkstoffe dieser Arbeit dargestellt. Ebenso wird auf die simulativen und experimentellen Methoden eingegangen. Des Weiteren kommen im Rahmen der vorliegenden Arbeit unterschiedliche Verfahren der mathematischen Optimierung zum Einsatz, welche vorgestellt werden.

4.1 Werkstoffe

Für die hybride Kombination von PHS und einem duromeren CFK werden zwei industriell verbreitete Grundwerkstoffe betrachtet. Als metallischer Grundwerkstoff wird der konventionelle Bor-Mangan-Stahl 22MnB5 mit Al-Si-Schicht eingesetzt. Der Handelsname des verwendeten Werkstoffes lautet Usibor1500 der Firma ARCELORMITTAL. Tabelle 4.1 zeigt die chemische Zusammensetzung des verwendeten Stahlwerkstoffes, welche mit Hilfe einer EDX-Analyse bestimmt wurde. Das Ausgangsgefüge im Anlieferungszustand zeigt eine ferrit-perlitische Struktur, siehe auch Kapitel 2.2. Die nominale Blechdicke beträgt 1,5 mm, wie sie z.B. in B-Säulenstrukturen eingesetzt wird.

Als CFK Werkstoff wird das Prepreg Sigrafil CE 1250-420-30 der Firma SGL eingesetzt. Das Epoxidharzsystem E201 fungiert als Matrixwerkstoff. Die unidirektionalen Fasern sind Multifilament-Kohlenstofffasern. Der Faservolumenanteil des konsolidierten Prepregs beträgt 60 %. Zur Verarbeitung der Prepregs werden die in der Dissertation von LAUTER [Lau14] ermittelten optimalen Parameter verwendet. Der Druck

Tabelle 4.1: Chemische Zusammensetzung für die verwendete Legierung 22MnB5

| C | Si | Mn | P | S | Cr | B |
|------|------|------|------|--------|------|--------|
| 0,22 | 0,29 | 1,26 | 0,01 | <0,001 | 0,15 | 0,0037 |

während der Aushärtung beträgt dementsprechend 0,3 MPa bei einer Aushärtetemperatur von 180 °C und einer Aushärtezeit von 20 Minuten. Das verwendete Prepreg erreicht nach 90 s dabei bereits eine mehr als 90 %ige Aushärtung. Eine Nachhärtung kann anschließend drucklos bei Temperaturen um 180 °C erfolgen, wozu bspw. zur späteren effizienten Prozessgestaltung die KTL genutzt werden kann [Lau14]. Die Tabelle 4.2 fasst die mechanischen Eigenschaften des verwendeten CFK-Prepregs zusammen.

Tabelle 4.2: Eigenschaften des verwendeten CFK-Prepregs [SGL10]

| | | |
|---------------------------------------|----------------------|---------------------|
| Dichte | $1,55 \cdot 10^{-6}$ | kg mm ⁻³ |
| Flächengewicht | 0,377 | kg mm ⁻² |
| Schichtdicke | 0,23 | mm |
| E-Modul in Faserrichtung | 130000 | MPa |
| Zugfestigkeit in Faserrichtung | 1900 | MPa |
| Interlaminare Scherfestigkeit | 75 | MPa |

4.2 Gesamtfahrzeugcrashsimulationen

Wie bereits in Kapitel 3.2 erwähnt, ist die Auslegung von automobilen Hybridbauteilen sinnvollerweise auf der Gesamtfahrzeugebene durchzuführen. Somit wird si-

chergestellt, dass die Anforderungen an die Hybridbauteile derer von realen Belastungsfällen entsprechen. Für die Seitenwandstruktur einer Karosserie sind dabei die Crashanforderungen von sehr hoher Bedeutung [BHS13].

Auf Grund des jahrelangen Entwicklungsprozesses eines Automobils und deren Karosseriestrukturen spielen heutzutage virtuelle Prozesse eine entscheidende Rolle. Dabei hat sich in der Gesamtfahrzeugentwicklung der sogenannte Top-Down-Ansatz durchgesetzt. Ungefähr 2-3 Jahre vor SOP¹ wird das Design des Fahrzeuges finalisiert (Designfreeze). Aber auch schon vor Designfreeze erfolgt die Entwicklung der einzelnen Bauteilkomponenten einer Karosserie ausgehend von der vorgegebenen äußeren Form der sichtbaren Flächen des Automobils. Durch die Verwendung von virtuellen Methoden wie der FEM können die Entwicklungszeiten einzelner Bauteile bzw. des Gesamtfahrzeuges verkürzt und die Anzahl der real gefertigten Prototypen signifikant reduziert werden [BHS13; Kai18].

Der Entwicklungsprozess hat sich dabei von einer in der Vergangenheit geprägten Entscheidungsfindung durch physikalische Prototypen hin zu digitalen Prototypen verschoben. Der Einfluss der Simulation ist dadurch in der Entwicklung signifikant gestiegen bzw. die Simulation bildet in der frühen Entwicklungsphase maßgeblich die Entscheidungsgrundlage zur Bewertung aller Fahrzeugfunktionen. Die Fahrzeugfunktionen lassen sich in die Kategorien Schwingungen², Festigkeit, Betriebsfestigkeit und Crashesicherheit unterteilen, welche maßgeblich durch den Aufbau des Rohbaus bestimmt werden. Zur virtuellen Abbildung der Crashesicherheit wird der Rohbau mit einem hohen Detaillierungsgrad abgebildet und die Interaktion mit weiteren Baugruppen wie den Aggregaten berücksichtigt [Koh06].

Die Entwicklung einer Karosseriestruktur bezüglich der Crashesicherheit kann dem Bereich der passiven Sicherheit zugeordnet werden. Bei der passiven Sicherheit werden die Unfallfolgen durch bestimmte Maßnahmen gemindert, wie dies z.B. in Kapitel 2.2.3 durch die Lastumleitung einer im Tailored-Property Prozess hergestellten B-Säule erläutert wurde. Zur Erlangung einer Betriebserlaubnis eines PKW ist die Erfüllung von Anforderungen der Crashesicherheit obligatorisch, wobei die Gesetzgebung

¹Start of Production

²NVH = Noise, Vibration, Harshness

für den europäischen Markt durch die ECE³-Regelungen der UN vorgegeben werden. Diese bestimmen die unterschiedlichen Anforderungen für experimentelle Crashtests im Front-, Seiten- und Heckbereich eines PKWs. Neben den gesetzlichen Regelungen gibt es auch Verbraucherschutz Gesellschaften wie EURO NCAP⁴ für den europäischen Markt und IIHS⁵ für den US-Markt, welche die Sicherheit eines Fahrzeuges nach einem vorgegebenen Schema bewerten. Bei den EURO NCAP Tests kann bspw. eine Bewertung von 0 Sternen (= Erfüllt die gesetzlichen Mindestanforderungen) bis zu 5 Sternen (= Hervorragende Sicherheit) vorgenommen werden [Kra09].

Durch die Gesamtfahrzeugcrashsimulation lässt sich das Crashverhalten einer entwickelten Fahrzeugstruktur evaluieren. Nach dem Aufbau eines Gesamtmodells des Fahrzeuges werden die unterschiedlichen Crashlastfälle simuliert, wobei das Modell des Fahrzeuges unverändert bleibt und nur die entsprechenden Barrieren ausgetauscht werden. Dementsprechend lässt sich das passive Sicherheitsverhalten für die unterschiedlichen Crashlastfälle wie Front-, Seiten- oder Heckcrash untersuchen. Aufgrund des hohen Detaillierungsgrad der einzelnen Komponenten und Baugruppen besteht ein Gesamtfahrzeugmodell i.d.R. aus mehreren Millionen finiten Elementen (FE). Des Weiteren handelt es sich um ein hochgradig dynamisches und nichtlineares Problem, weshalb zur Lösung der FE-Simulation explizite Zeitintegrationsverfahren zum Einsatz kommen. Zur Validierung der Modelle können die Beschleunigungen an unterschiedlichen Punkten im Modell ausgewertet werden, welche auch bei den experimentellen Crashtests evaluiert werden. Dies sind z.B. die Beschleunigungen in den Sitzen oder im Motorraum. Des Weiteren kann das Materialverhalten der unterschiedlichen Komponenten zwischen Experiment und Simulation validiert werden. Abbildung 4.1 (a) zeigt das Modell eines TOYOTA Camry aus 2012, welches im Reverse Engineering Verfahren vom CENTER FOR COLLISION SAFETY AND ANALYSIS der George Mason University erstellt worden ist [Cen16]. Dazu wurde das Fahrzeug in seine Einzelteile zerlegt und anschließend die Geometrie (Form und Dicke) und das Material jedes Bauteils bestimmt. Aus diesen Daten konnte anschließend ein komplettes FE-Modell

³Economic Commission for Europe

⁴European New Car Assessment Programme

⁵Insurance Institute for Highway Safety

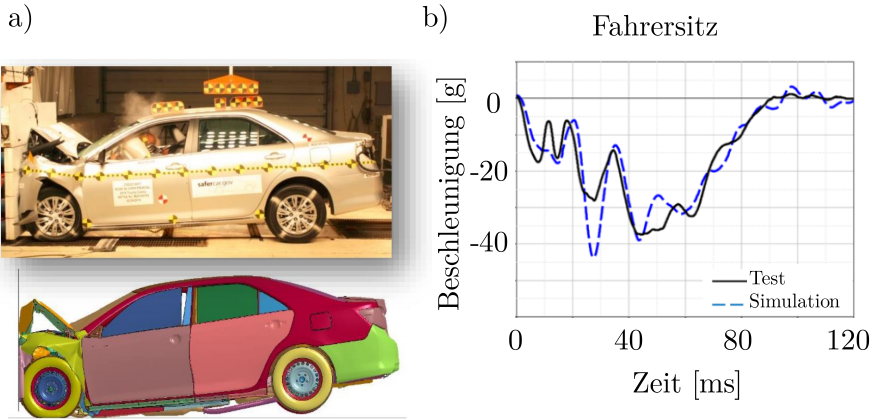


Abbildung 4.1: a) Vergleich von Experiment und Simulation für den Frontcrash des Toyota Camry 2012
 b) Beschleunigung auf der Fahrerseite im Vergleich von Experiment und Simulation [Cen16]

des Fahrzeuges erstellt werden, welches zu Forschungszwecken öffentlich zugänglich gemacht wurde. Des Weiteren wurde anschließend zur Validierung des Modells ein Frontcrash mit vollständiger Überdeckung durchgeführt. Abbildung 4.1 zeigt die Beschleunigungen in den Sitzen auf Fahrer- und Beifahrerseite im Vergleich von Simulation und Experiment. Das Modell besteht in etwa aus 2,3 Millionen FE und ca. 1100 Einzelbauteilen. Zur effizienten Berechnung von Crashtests werden in der Crashtsimulation i.d.R. nur Schalelemente eingesetzt. Die Berechnung des Frontcrashes bei einer Crashdauer von 120 ms dauert ungefähr 11 Stunden bei der Nutzung von 16 parallelen Prozessoren. Zur Analyse von Karosseriestrukturen und dem Einsatz hybrider Materialien wird im Rahmen dieser Arbeit das FE-Modell des TOYOTA Camry genutzt [Cen16].

Die durchschnittliche Elementkantenlänge der Schalelemente beträgt 6 mm. Da im expliziten Zeitintegrationsverfahren die Elementkantenlänge maßgeblich die Größe des Zeitschrittes bestimmt, ist es in der Gesamtfahrzeugsimulation nicht möglich,

detailgetreue Modellierungen zu nutzen. Dies macht Abstraktions- oder Mapping-Verfahren notwendig, um die effektiven Materialeigenschaften in der Gesamtfahrzeugsimulation abzubilden. Als Beispiel sei das lokale Versagen eines Bauteils erwähnt. Die Rissentstehung auf der Mikroebene kann dabei durch die Größe der FE geometriebedingt nicht abgebildet werden. Zur Abbildung solcher und ähnlicher Effekte bestehen Regularisierungsverfahren, welche die effektiven Eigenschaften des Elementes nach der Schädigungsinitierung reduzieren können [Koh06].

4.3 Experimentelle Methoden

4.3.1 Isotherme Tiefungsversuche

Die Entwicklung eines virtuellen Modells zur Abbildung des Strukturierungsprozess im Presshärteprozess erfordert die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften von 22MnB5 unter Temperatureinwirkung. In der Umformtechnik ist die Durchführung von Tiefungsversuchen zur Bestimmung des charakteristischen Materialverhaltens bei unterschiedlichen Dehnungszuständen ein etabliertes Verfahren [Mer06; Ban09]. Insbesondere bei der Strukturierung im erhöhten Temperaturbereich sind hohe Umformgrade des Werkstoffes 22MnB5 zu erwarten, weshalb die Durchführung von Zugversuchen nicht ausreichend ist zur Beschreibung des Materialverhaltens [BHS13]. Des Weiteren ist von einer Verfestigung des Werkstoffes bei erhöhten Dehnraten auszugehen. Zur Bestimmung der isothermen Umformeigenschaften von 22MnB5 wird der von TRIEBUS ET AL. [Tri21a] entwickelte Versuchsstand genutzt.

Der Versuchsstand besteht aus einem umgebauten Umlufthärteofen bei dem in isothermer Ofenatmosphäre Tiefungsversuche durchgeführt werden. Bei der Durchführung von Tiefungsversuchen werden unterschiedlich tailierte Proben genutzt um unterschiedliche Dehnungszustände zwischen uni- und biaxialen Zug abzubilden. Anschließend erfolgt durch die Auswertung nach der DIN EN ISO 12004-2 die Bestimmung der Formänderungskurve (FLC), welche die Umformgrenzen des Werkstoffes über

die Haupt- (ϵ_1) und Nebenformänderung (ϵ_2) darstellt, siehe Abbildung 4.2. Für den Hochtemperatur-Tiefungsprüfstand sind die Probengeometrien nach HAŠEK [Haš73] um eine entsprechende Aufnahme für den Greifer erweitert worden. Die Modifizierung betrifft allerdings nur die Aufnahme für den Greifer während die Einspannung der Blechproben durch den Niederhalter mit Ziehsecke um den relevanten Bereich der HAŠEK-Proben erfolgt, siehe Probe HVoll in Abbildung 4.2.

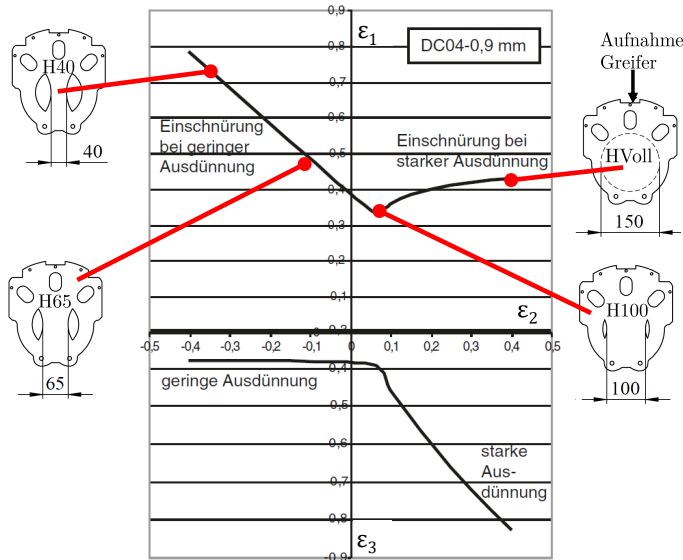


Abbildung 4.2: FLC zur Bewertung der Umformgrenzen eines Werkstoffes mit den dazugehörigen unterschiedlich taillierten Proben nach Hašek; Abbildung der FLC aus [BHS13]

Durch ein Schleusensystem werden die unterschiedlich taillierten Proben der Ofenatmosphäre zugeführt. Anschließend erfolgt eine Einspannung der Proben zwischen Niederhalter und Matrice, bevor der Versuch durch die Bewegung des NAKAJIMA-Stempels [Nak68] gestartet wird. Die Umformgeschwindigkeit kann dabei durch den angeschlossenen servohydraulischen Zylinder geregelt werden. Die Kraftaufzeichnung erfolgt durch eine Kraftmessdose, welche sich zwischen Zylinder und NAKAJIMA-

Stempel befindet. Die Kühlung der Werkzeuge erfolgt durch additiv hergestellte Kühlzylinder. Mit dem Versuchsstand lassen sich isotherme Tiefungsversuche bis zu einer Temperatur von 850 °C durchführen. Die Versuchsdurchführung orientiert sich dabei an der DIN EN ISO 12004-2. Abbildung 4.3 (a) zeigt den Versuchsstand in der Gesamtansicht. Nach Öffnen der Schleuse kann die Probe in die isotherme Ofenatmosphäre abgelassen und eingespannt werden, siehe Abbildung 4.3 (b). Anschließend wird die Schleuse wieder geschlossen und der Versuch durch die Bewegung des Stempels gestartet.

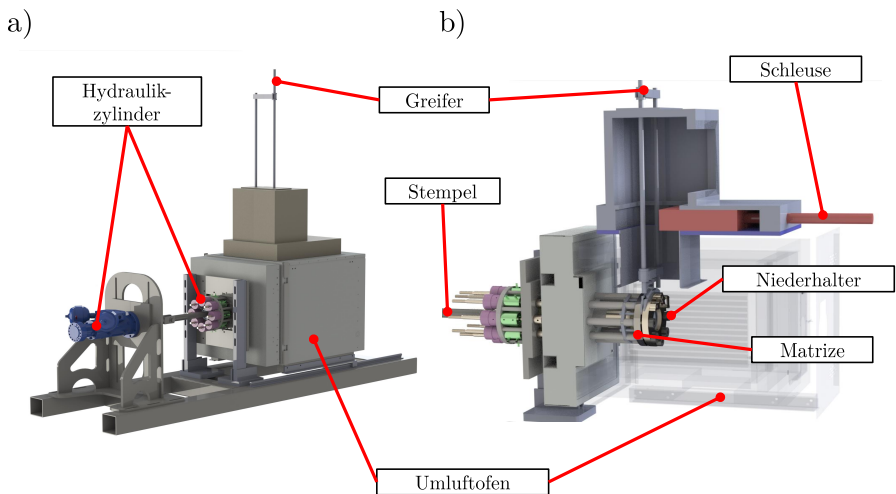


Abbildung 4.3: a) Isometrische Ansicht des Versuchsstandes zur Durchführung isothermer Tiefungsversuche
b) Innenansicht des Versuchsstandes bei Einspannung der Probe

4.3.2 Versuchsstand zur Bestimmung der Scherfestigkeit hybrider Materialkombinationen

Die Scherfestigkeit hybrider Materialien ist ein wichtiger Parameter um die Verbindungsfestigkeit der artverschiedenen Materialien zu bewerten. Wie in Kapitel 2.4.3 erläutert stellen unterschiedliche, mikro- und makroskopische Verfahren die Steigerung der Scherfestigkeit der hybriden Materialkombinationen in den Mittelpunkt. Die Evaluierung der Scherfestigkeit kann sich dabei an der Norm DIN EN 1465 orientieren, welche die Bestimmung der Scherfestigkeit von Überlappungsklebungen normiert. Dazu werden einfach überlappende Scherzugproben hergestellt, welche auch als Single Lap Joint (SLJ) bezeichnet werden. Bei dieser Probenform wird ein definierter Überlappungsbereich durch spanende Verfahren zwischen den Werkstoffschichten hergestellt. Die Einstellung des Überlappungsbereiches erfolgt durch das Einbringen wechselseitiger 2 mm breiter Nuten in der Probenmitte. Anschließend wird die Probe in eine Zugprüfmaschine eingespannt und durch Zugbelastung die Kraft gezielt in die Grenzschicht zwischen den beiden Fügepartnern eingeleitet. Abbildung 4.4 zeigt die SLJ-Probe, welche zur Bestimmung der Scherfestigkeit hybrider Materialkombinationen genutzt werden kann.

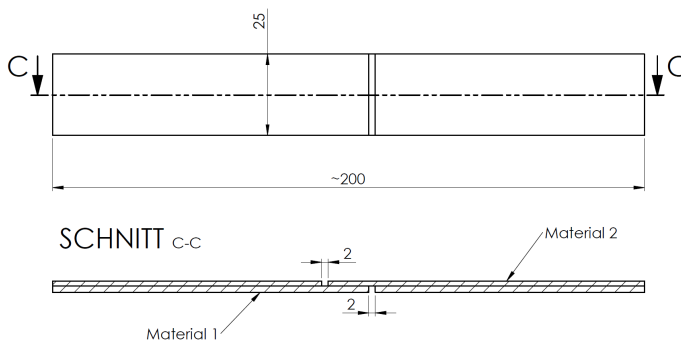


Abbildung 4.4: SLJ-Probe zur Bestimmung der Scherfestigkeit hybrider Materialpaarungen nach der DIN EN 1465

I.d.R. entstehen bei der Herstellung von hybriden Materialkombinationen, insbesondere bei der Verwendung duromerer Matrixsysteme, ausgeprägte Eigenspannungen, welche durch die unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden beteiligten Materialien hervorgerufen werden. Da die Aushärtung des Matrixsystems bei erhöhten Temperaturen (vgl. Kapitel 4.1) erfolgt, kommt es bei der anschließenden Abkühlung zu einer Ausbildung eines Eigenspannungszustandes. Dies erschwert das Einbringen der gezielten Nuten bei der Herstellung von SLJ-Proben. Des Weiteren kommt es bei der Belastung der Proben durch die unterschiedlichen Steifigkeiten der Fügepartner zu einem Verkippen der Proben im Überlappungsbereich. Die messbare Größe der Scherfestigkeit entspricht einer gemittelten scheinbaren Scherfestigkeit, da die Schädigung zunächst in einer lokalen Spitze initiiert wird, von der aus anschließend das Versagen der Grenzschicht eingeleitet wird [Zin+18].

Eine Alternative zu den SLJ-Proben bietet das von WEIDENMANN ET AL. [WBH15] entwickelte Shear Edge Testverfahren. In Anlehnung an das Shear Edge Verfahren ist eine Testvorrichtung entwickelt worden, welche zur Bestimmung der Scherzu-
eigenschaften der hybriden Kombination von PHS-CFK eingesetzt wird, siehe Abbildung 4.5. Die Größe der Proben orientiert sich dabei an den Abmessungen des

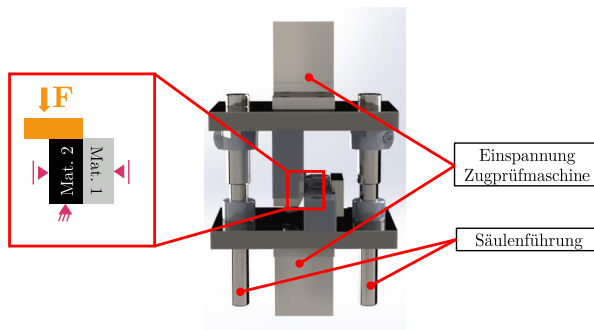


Abbildung 4.5: Vorrichtung zur Durchführung der Shear Edge Versuche und Verdeutlichung des Testprinzips

Überlappungsbereichs der SLJ-Proben mit einer Breite von 25 mm und einer Höhe von 12,5 mm. Hier erfolgt eine gezielte Einleitung einer Scherbelastung in einen der beteiligten Fügepartner. Das Shear Edge Testverfahren kann zu einer verbesserten Krafteinleitung in die hybride Materialkombination führen und verringert den Materialeinsatz enorm, da sich nur auf den relevanten Überlappungsbereich fokussiert wird. Des Weiteren kann durch das Testverfahren eine Scherfestigkeit gemessen werden, welche näher an der realen Scherfestigkeit liegt.

4.3.3 Zugversuche nach der DIN EN ISO 50125

Die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch von Halbzeugen in Blechform ist der DIN EN ISO 50125 normiert. Die geometrischen Abmessungen für Flacherzeugnisse mit einer Dicke von 0,1 bis 3 mm sind dabei in der Probenform H vorgegeben, siehe Abbildung 4.6. Für diese Probenform ergibt sich eine

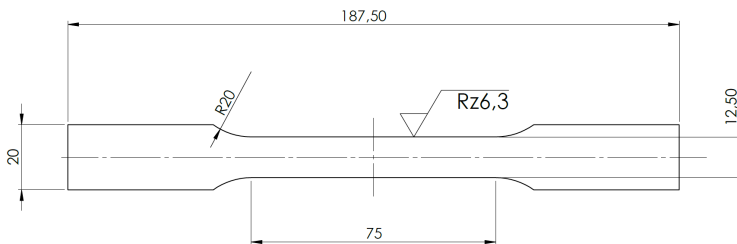


Abbildung 4.6: Zugprobe zur Durchführung von Zugversuchen nach der DIN EN ISO 50125 - Form H

Anfangsmesslänge L_0 von 50 mm. Die Bestimmung der Zugfestigkeit erfolgt hierbei unter quasistatischen Bedingungen mit einer vorgegebenen Geschwindigkeit in der Zugprüfmaschine von 3 mm min^{-1} . Da es im Zuge der Zugbelastung zu einer elastischen Verformung der Traverse der Zugprüfmaschine kommt, werden optische

Messverfahren zur Aufzeichnung der Dehnung der Probe genutzt. Die resultierende Kraft wird mit einer Kraftmessdose der Zugprüfmaschine aufgezeichnet. Aus dem resultierenden Kraft-Weg-Diagramm lässt sich entsprechend der Norm das Spannungs-Dehnungs-Diagramm ermitteln. Die Zugversuche werden genutzt, um den Einfluss der makroskopischen Strukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der PHS-Komponente zu untersuchen.

4.4 Methoden der mathematischen Optimierung

Zur anforderungsgerechten Auslegung von hybriden Bauteilen werden Verfahren der mathematischen Optimierung eingesetzt. Der Hybridaufbau wird dabei in derart bestimmt, dass er den Anforderungen aus den Gesamtfahrzeugcrashsimulationen nach Kapitel 4.2 entspricht. Des Weiteren werden Optimierungsverfahren zur Bestimmung der Parameter für die Simulation verwendet. Ziel in der Parameteridentifikation ist dabei die möglichst exakte Übereinstimmung von Experiment und Simulation.

In seiner allgemeinen Form lässt sich ein mathematisches Optimierungsproblem in der Form

$$F(\kappa) \rightarrow \min \quad \text{mit} \quad \mathbf{h}(\kappa) = \mathbf{0} \quad \text{und} \quad \mathbf{g}(\kappa) \leq \mathbf{0}, \quad (4.1)$$

darstellen. Dabei handelt es sich bei \mathbf{h} um die Gleichheitsnebenbedingungen und bei \mathbf{g} um Ungleichheitsnebenbedingungen. Bei der Existenz von Nebenbedingungen wird das Optimierungsproblem als restringiert bezeichnet. Soll nur die Funktion $F(\kappa)$ minimiert werden, ohne Nebenbedingungen, handelt es sich um ein unrestringiertes Optimierungsproblem. κ beschreibt den Vektor der möglichen Designvariablen, dies können bei der Optimierung von FVK bspw. die Winkel der jeweiligen Laminatschicht sein. Eine mögliche Restriktion in Form einer Ungleichheitsnebenbedingung wäre z.B. die Beschränkung auf positive Winkel der Faseranordnung. Die Zielfunktion der Optimierung kann bspw. die Minimierung des Gewichtes eines Bauteils sein.

Zur Lösung des Problems nach Gleichung 4.1 werden Verfahren der mathematischen Optimierung eingesetzt. Je nach Ausprägung der Zielfunktion werden die Methoden

der linearen oder nichtlinearen Optimierung verwendet, wobei für die vorliegende Arbeit lediglich die relevanten Optimierungsverfahren zur Lösung nichtlinearer Problemstellungen erörtert werden. Eine umfassende Darstellung des sehr umfangreichen Feldes der mathematischen Optimierung liefern z.B. die Werke von ALT [Alt02] und NOCEDAL UND WRIGHT [NW06].

Optimierungsverfahren lassen sich nach den ermittelten Gradienteninformationen unterteilen. Beim bekannten NEWTON-Verfahren handelt es sich um ein Verfahren 2. Ordnung, weil die Informationen des 2. Gradienten durch die HESSE-Matrix bereitgestellt werden. Ein Verfahren 1. Ordnung wird dementsprechend dadurch charakterisiert, dass nur Informationen des 1. Gradienten bzw. der 1. Ableitung benötigt werden. Bei Methoden 0. Ordnung müssen lediglich Funktionsauswertungen und keinerlei Gradienteninformationen berechnet werden. Dementsprechend gestaltet sich die Implementation relativ einfach. Dadurch, dass keinerlei Gradienteninformationen notwendig sind, können diese Verfahren auch für die Lösung nicht-differenzierbarer Funktionen angewendet werden. Nachteilig ist allerdings die langsamere Konvergenzgeschwindigkeit im Vergleich zu gradientenbasierten Verfahren. Als Vertreter seien zum Beispiel das Monte-Carlo-Verfahren, das Simplex-Verfahren oder die Evolutionsalgorithmen genannt. Im Folgenden soll sich auf die evolutionären bzw. genetischen Algorithmen beschränkt werden, welche nach Inspiration des Evolutionsverhalten aus Selektion und Mutation der Natur entwickelt wurden.

4.4.1 Nichtlineare Optimierung mit Hilfe evolutionärer Algorithmen

Es gibt eine Vielzahl an Verfahren und Varianten der evolutionären Algorithmen. Ein relativ allgemeiner Überblick in die Theorie der evolutionären Algorithmen findet sich zum Beispiel in [Nis97].

Die evolutionären Algorithmen sind ein stochastisches Verfahren, d.h., dass die Ergebnisse des Optimierungsverfahrens auch bei gleichen Startbedingungen nicht zwingend reproduzierbar sind. Durch diesen zufälligen Charakter sind diese Algorithmen in der

Lage das globale Minimum einer Funktion zu ermitteln, während hingegen gradientenbasierte Verfahren in der Regel nur ein lokales Minimum einer Funktion finden. Box 4.4.1 zeigt ein einfaches Beispiel für einen evolutionären Algorithmus.

- 1.) Erstelle zufällige Elterngeneration $\kappa^{p,i} = [\kappa_1^{p,i}, \dots, \kappa_n^{p,i}]^T$
- 2.) Ermittle Funktionswerte $F(\kappa_1^{p,i}), \dots, F(\kappa_n^{p,i})$
- 3.) Generiere Nachkommen durch **Mutation** $\kappa^{o,i} = \kappa^{p,i} + z^i$
- 4.) **Selektion** - behalte die besten Individuen für die gilt $F \rightarrow \min$, diese werden die neue Elterngeneration $\kappa^{p,i+1}$
- 5.) Abbruchbedingung erfüllt? Wenn nicht erfüllt - erhöhe i und gehe zu 2.)

Box 4.4.1: Beispiel für einen evolutionären Algorithmus

Die Hauptaufgabe bei der Implementierung eines evolutionären Algorithmus besteht in der Realisierung der Mutation z^i (3.). Es existieren vielfältige Möglichkeiten wie diese Mutation durchgeführt werden können. Eine einfache Mutation kann z.B. mit der GAUSSschen Normalverteilung durchgeführt werden [Nis97]. Die Nachkommen des aktuellen Iterationschrittes berechnen sich dann zu

$$\kappa^{o,i} = \kappa^{p,i} + \Psi_i \cdot r_n, \quad (4.2)$$

wobei Ψ_i die Standardabweichung aller Parameter $\kappa^{p,i}$ kennzeichnet und r_n eine normalverteilte Zufallszahl um 0. Durch die Normalverteilung werden kleine Mutationen wahrscheinlicher als große Mutationen, ebenso wie bei dem Vorbild Natur. Anschließend erfolgt die Selektion, in dem zum Beispiel ein gewisser Prozentsatz der besten Individuen überlebt⁶, wobei auch für die Selektionsverfahren eine Vielzahl an Möglichkeiten bestehen.

⁶Dieses Elite-Selektionsverfahren wird in Anlehnung an CHARLES DARWIN auch als „Survial of the fittest“ bezeichnet.

4.4.2 Grundlagen der Parameteridentifikation

Ein Beispiel für eine nichtlineare Problemstellung in der Modellierung von Materialien ist die Parameteridentifikation. Die FEM ist ein Näherungsverfahren bei dem durch die Lösung eines Gleichungssystems eine Näherungslösung für die Antwort eines Systems bei gegebenen Anfangsbedingungen ermittelt wird. Bei der Gesamtfahrzeug-crashsimulation nach Kapitel 4.2 wird durch die Lösung im expliziten Zeitintegrationsverfahren die Bewegung der Punkte eines Systems durch die Vorgabe von Anfangsbedingungen ermittelt. Das plastische Materialverhalten der metallischen Werkstoffe kann dabei durch die mathematischen Modelle abgebildet werden, welche das reale Verhalten des Metalls möglichst exakt abbilden. Diese Problemstellung wird auch als direktes Problem bezeichnet.

Soll die Fragestellung beantwortet werden, wie aus einer gegebenen Systemantwort das zugrunde liegende mathematische Modell entwickelt werden kann, so wird diese Problemstellung als das inverse Problem bezeichnet. Die Materialmodelle in der FEM werden durch jeweils charakteristische Parameter für das zugrunde liegende Material beschrieben. Bei der Simulation linearer Verformungen von Metallen kann zum Beispiel auf den Elastizitätsmodul zurückgegriffen werden, welcher aus einachsigen Zugversuchen bestimmt werden kann.

Bei der Modellierung von nichtlinearen Verformungsverhalten, wie Plastizität, sind für die Materialmodelle dagegen eine Mehrzahl an Parametern notwendig. Aus einer großen Datenmenge an Versuchsdaten, die bspw. im Zugversuch ermittelt werden können, ist also die Frage zu beantworten, für welche Werte dieser Parameter das reale Materialverhalten möglichst exakt abgebildet wird. Dieser Prozess wird als Parameteridentifikation bezeichnet. Die Menge der Versuchsdaten ist in der Regel größer als die Anzahl der Parameter, so dass es sich bei der Parameteridentifikation um ein überbestimmtes Problem handelt. Eine eindeutige Lösung für die Werte der Parameter existiert für diesen Fall nicht. Mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate können die optimalen Parameter κ^* gefunden werden, die den Fehler zwischen den Simulationsdaten $\mathbf{u}(\kappa)$ und den Versuchsdaten \mathbf{u}^{exp} minimieren. Gleichung (4.3) beschreibt

mathematisch die Methode der kleinsten Quadrate.

Finde κ^* , so dass

$$F(\kappa) = \frac{1}{2} \|\mathbf{u}(\kappa) - \mathbf{u}^{exp}\|^2 \rightarrow \min_{\kappa \in \mathcal{K}}. \quad (4.3)$$

$F(\kappa)$ ist dabei das zu minimierende Fehlerquadrat-Funktional und \mathcal{K} beschreibt den Raum der zulässigen Materialparameter κ .

Die Versuchsdaten entsprechen i.d.R. einem diskreten Datensatz an Messpunkten. Für N Messpunkte ergibt sich dann das Fehlerquadrat-Funktional nach Gleichung (4.3) zu

$$F(\kappa) = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^N (u_k(\kappa) - u_k^{exp})^2 \rightarrow \min_{\kappa \in \mathcal{K}}. \quad (4.4)$$

Beim Verfahren der Parameteridentifikation mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate wird zwischen den Simulationsdaten $\mathbf{u}(\kappa)$ und den experimentellen Daten \mathbf{u}^{exp} eine optimale Interpolation zwischen den Datensätzen entwickelt. Die optimale Interpolation wird durch Erreichen des Minimums des Fehlerquadrat-Funktionalen gewährleistet, dessen Wert aber i.d.R. nicht auf 0 minimiert werden kann. Zur Minimierung des Fehlerquadrat-Funktionalen können bspw. die evolutionären Algorithmen nach Kapitel 4.4.1 eingesetzt werden.

4.4.3 Metamodell-basierte Optimierungsverfahren

Bei der Optimierung von Bauteilen lassen sich die Verfahren in die Bereiche Topologie-, Struktur- und Parameteroptimierung unterteilen. In dieser Arbeit ist vor allem die Optimierung der Parameter einer vorgegebenen Struktur relevant. Wie in Kapitel 3 aufgezeigt, soll die Substituierung von bestehenden Komponenten einer Karosseriestruktur durch alternative Werkstoffkonzepte evaluiert werden. Die zu optimierenden Parameter können in diesem Fall bspw. die Ausrichtung der einzelnen FVK-Lagen sein. Die Optimierung kann dabei mit Hilfe von FEM-Simulationen von

unterschiedlichen Parametersätzen erfolgen. Bei dieser Optimierungsstrategie ist der mit Abstand größte Rechenaufwand für die einzelnen Simulationen zu erwarten. Soll bspw. ein Bauteil einer Karosserie hinsichtlich seiner Crasheigenschaften optimiert werden, können die Gesamtfahrzeugmodelle nach 4.2 genutzt werden. Für die Optimierung von 3 Laminatschichten mit jeweils 3 unterschiedlichen Winkeln würden sich bereits 27 (3^3) Gesamtfahrzeugcrashsimulationen ergeben. Die Betrachtung mehrerer Schichten, variabler Dicken oder mehrerer Crashlastfälle lässt das Optimierungsproblem exponentiell ansteigen. Durch dieses Beispiel wird verdeutlicht, dass eine direkte Optimierung bei komplexen und nichtlinearen Problemstellungen nicht zielführend ist.

Zur Reduktion des Rechenaufwandes lässt sich die Metamodell-basierte Optimierung mit Hilfe der Response Surface Methode⁷ (RSM) verwenden. Dazu wird mit Hilfe einer diskreten Anzahl an Simulationen aus den Simulationsergebnissen eine Regressionsfläche (Response Surface) aufgebaut. Die Auswahl der diskreten Simulationspunkte erfolgt mit den Methoden des Design of Experiments (DOE) bzw. der statistischen Versuchsplanung, um eine möglichst breite Abbildung des gesamten Designraums zu erlangen [Ban79]. Zur Auswahl der Simulationspunkte können faktorielle Versuchspläne oder sogenannte Space-Filling-Methoden ausgewählt werden [Sie10; Jos16]. Bei der Space-Filling-Methode im Latin Hypercube Verfahren wird eine vorgegebene Anzahl an Designpunkten im Raum der zulässigen Designs derart verteilt, dass der minimale Abstand zwischen den einzelnen Punkten maximiert wird [Jos16].

Die eigentliche Optimierung findet anschließend auf der Response Surface statt und liefert eine Vorhersage für ein Optimum im Raum der Simulationen. Die Güte der Vorhersage ist dabei maßgeblich durch die Prognosefähigkeit des Metamodells bzw. der Response Surface abhängig. Abbildung 4.7 fasst die RSM zusammen. Die Optimierungsstrategie kann dabei auch sequentiell durchgeführt werden, indem der Raum der Designvariablen sukzessiv in jeder weiteren Iteration verkleinert wird. Dabei wird um den Punkt des aktuellen Optimums der Designraum des neuen Iterationsschrittes erstellt.

Für die Erstellung der Response Surface existieren mehrere Ansätze, welche je nach

⁷Im Deutschen wird die englische Bezeichnung beibehalten.

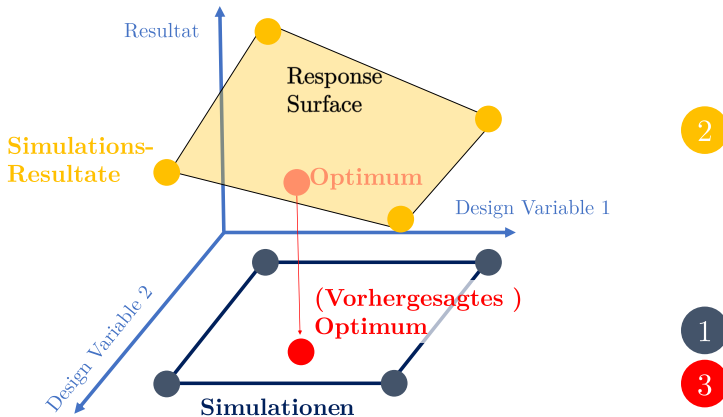


Abbildung 4.7: Metamodell-basierte Optimierung mit Hilfe der RSM:

- 1) Durchführung der mit dem DOE bestimmten Simulationspunkte
- 2) Aufbau des Metamodells durch die Simulationsresultate
- 3) Optimierung auf der Response Surface und Vorhersage des Optimums im Raum der Designvariablen nach [Dyn10]

der Ausprägung des Optimierungsproblems gewählt werden können. Als einfacher Ansatz wird ein linearer Ansatz einer Response Surface gewählt; die Fläche eignet sich vor allem zur Abbildung linearer Zusammenhänge für die unterschiedlichen Designvariablen. Eine weitere Möglichkeit bilden quadratische Funktionen, welche auch in der Lage sind komplexere Abhängigkeiten der einzelnen Variablen untereinander abzubilden. Eine möglichst flexible Anpassung an die Simulationsresultate bilden künstliche neuronale Netzwerke, welche aus den diskreten Simulationspunkten ein angepasstes Metamodell erstellen.

Ein neuronales Netzwerk besteht aus einzelnen Funktionen bzw. Neuronen, welche entsprechend der Funktionsvorschrift aus einer Menge an Eingangsvariablen einen Ausgangswert berechnen. Das Zusammenschalten von mehreren einzelnen Neuronen zu einem gesamten Netzwerk erlaubt eine flexible Anpassung von Eingangs- zu Aus-

gangsdaten. Abbildung 4.8 zeigt die Funktionsweise eines einzelnen Neurons innerhalb eines neuronalen Netzwerkes. Die unterschiedlich gewichteten Eingangsvaria-

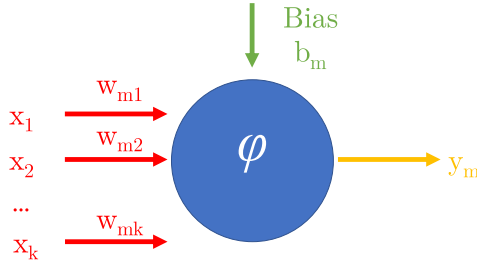


Abbildung 4.8: Funktionsweise eines einzelnen Neurons m innerhalb eines neuronalen Netzwerkes nach [RBN12]

blen $\mathbf{x} = [x_1, x_2, \dots, x_k]^T$ werden zu einem Bias Wert b_m addiert und anschließend in eine Aktivierungsfunktion φ gegeben, welche den Ausgangswert y_m des Neurons m liefert. Die Anpassung von Eingangsdaten an den (vorgegebenen) Ausgangswert kann durch die Variation der Gewichte $[w_1, w_2, \dots, w_n]^T$, des Bias Wertes b_m und die Form der Aktivierungsfunktion φ erfolgen. Der Ausgangswert eines Neurons ergibt sich dann nach [RBN12] zu

$$y_m(\mathbf{x}) = f(b_m + \sum_{i=1}^k w_{mi}x_i) = f(\varphi). \quad (4.5)$$

Da es sich bei der Anpassung der Parameter an die vorhandenen Ausgangsdaten um einen iterativen Prozess handelt, wird diese Anpassung bei der Erstellung von künstlichen neuronalen Netzwerken auch als Training bezeichnet. Durch das Hinzufügen weiterer Eingangsdaten kann das neuronale Netzwerk lernen und weitere Zusammenhänge abbilden.

Eine Möglichkeit zur Gestaltung der Aktivierungsfunktion φ bilden radiale Basisfunktionen (RBF). Eine RBF ist radialsymmetrisch um einen Stützpunkt x_i und kann in der allgemeinen Form zu

$$\varphi(\mathbf{x}, \mathbf{x}_i) = \varphi(||\mathbf{x} - \mathbf{x}_i||) \quad (4.6)$$

ausgedrückt werden. Die Norm $||\dots||$ wird i.d.R. in ihrer euklidischen Form berechnet und kann als Radius $r = ||\mathbf{x} - \mathbf{x}_i||$ eines Kreises um das Zentrum x_i interpretiert werden⁸. Die RBF kann durch unterschiedliche Funktionsvorschriften abgebildet werden, wie z.B. die GAUSS-Funktion in der Form

$$\varphi(r) = e^{-(cr)^2}. \quad (4.7)$$

Der Parameter c bildet hier die Form der GAUSS-Funktion ab und kann während der Entwicklung des Metamodells eigenständig optimiert werden. Durch die lineare Kombinationen von RBF lässt sich ein Metamodell in der Form

$$s(\mathbf{x}) = \sum_{i=1}^n w_i \varphi(r) \quad (4.8)$$

entwickeln. Für jeden Stützpunkt x_i kann dementsprechend eine RBF genutzt werden, so dass sich für n vorgegebene Punkte (x_i, y_i) eine Anzahl von n RBF ergeben⁹. Die Bestimmung der einzelnen Gewichte erfolgt durch die Lösung des linearen Gleichungssystems

$$\begin{aligned} \mathbf{s} &= \mathbf{A} \cdot \mathbf{w}, & \text{mit} & \quad \mathbf{A} := \varphi(||\mathbf{x}_i - \mathbf{x}_j||), \\ i &= 1, \dots, n_s & \text{und} & \quad i = 1, \dots, n_{RBF}. \end{aligned} \quad (4.9)$$

\mathbf{A} bezeichnet hierbei die Interpolationsmatrix, welche die ausgewerteten Funktionswerte der RBF enthält. Die Dimension der Matrix wird durch die Anzahl der Stützpunkte n_s und der RBF n_{RBF} vorgegeben. Zur Lösung des Gleichungssystems und Bestimmung der einzelnen Gewichte kann bspw. die Inverse der Interpolationsmatrix gebildet werden

$$\mathbf{A}^{-1} \cdot \mathbf{s} = \mathbf{w}. \quad (4.10)$$

⁸Gilt für die Beschreibung zweidimensionaler Probleme. Für ein dreidimensionales Problem würde sich entsprechend eine Kugel ergeben usw. für die äquivalenten Formen in höheren Dimensionen.

⁹Dies ist keine zwingende Voraussetzung zur Erstellung eines Metamodells. Es können auch durchaus weniger RBF als Stützpunkte gewählt werden, wenn z.B. die Daten der Stützpunkte stark verrauscht sind, kann durch die Verwendung weniger RBF ein höherer (gewünschter) Approximationsgrad erreicht werden.

Ein Metamodell, welches durch das Zusammenwirken mehrerer RBF erstellt wird, kann als ein künstliches neuronales Netzwerk implementiert werden. Dies besteht aus einer Eingangsschicht (die Stützpunkte bzw. Trainingsdaten), einer verdeckten Schicht in Form der Aktivierungsfunktionen (RBF) und der linearen Kombination der Schichten zu einer Ausgabeschicht, siehe Gleichung 4.8. Für die verdeckte Schicht hat dabei jeder Stützpunkt in Form der Gewichte Einfluss auf jede Aktivierungsfunktionen, über die Gewichtung wird der jeweilige Einfluss gesteuert. Es handelt sich um eine nichtlineare Gewichtung. Die nach der Aktivierungsfunktion wirkende lineare Gewichtung ist ein charakteristisches Merkmal von neuronalen Netzwerken mit RBF und reduziert den Rechenaufwand zur Bestimmung der jeweiligen Gewichte im Vergleich zu bspw. Feed Forward neuronalen Netzwerken. Die Ausgabeschicht kann ebenfalls wie ein einzelnes Neuron mit einem Bias Faktor ergänzt werden. Abbildung 4.9 zeigt den prinzipiellen Aufbau eines künstlichen neuronalen Netzwerkes aus RBF, wobei der Bias Faktor zur Vereinfachung nicht dargestellt wird [Bis10; RBN12; Buh19].

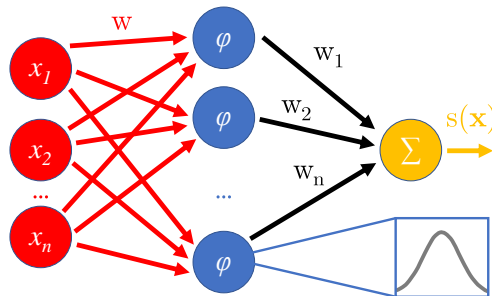


Abbildung 4.9: Architektur eines künstlichen neuronalen Netzwerkes auf Basis von RBF

4.5 Eingesetzte Software

In Tabelle 4.3 wird die in dieser Arbeit verwendete Software aufgelistet. Für optische Aufnahme von Versuchen mit dem Verfahren der digitalen Bildkorrelation (DIC) kommen die Systeme der Firma GOM zum Einsatz. Zur Modellierung des Zeit-Temperatur Umwandlungsverhaltens von Stahllegierungen wird das thermodynamische Kalkulationsprogramm JMatPro verwendet. Für die FE-Simulation werden Hyperworks (Pre- und Post-Processing) und LS-Dyna (Solver) eingesetzt. Für die in Kapitel 4.4 dargestellten Algorithmen der mathematischen Optimierung wird das Programm LS-Opt genutzt.

Tabelle 4.3: Relevante Software und ihr Verwendungszweck

| Software | Version | Hersteller | Verwendungszweck |
|----------------------|---------|----------------------|--|
| GOM Correlate | 2019 | GOM mbH | Auswertung von in-situ DIC Messungen mit dem System GOM Aramis 4M |
| GOM Argus | v6.3.1 | GOM mbH | Auswertung von a-posteriori DIC Messungen mit dem System GOM Argus |
| Hyperworks | 2017 | Altair, Inc. | Pre- und Post-Processing von FE-Modellen |
| JMatPro | 10.1 | Sente Software, Ltd. | Thermodynamische Werkstoffmodellierung von Stahllegierungen |
| LS-Dyna | R13 | LSTC / Ansys, Inc. | Implizite und Explizite FE-Berechnungen |
| LS-Opt | 6.0.0 | LSTC / Ansys, Inc. | Algorithmen zur mathematischen Optimierung von LS-Dyna Simulationsmodellen |

5 Methode zur Auslegung für Hybridkomponenten

Ausgehend von Gesamtfahrzeugsimulationen werden in diesem Kapitel Bauteile identifiziert, die für die Kombination von pressgeharteten Stahl und FKV geeignet sind. Ebenso werden die notwendigen Grenzflächeneigenschaften hybrider Werkstoffkombinationen analysiert. Anschließend erfolgt eine Optimierung der Faserausrichtung hinsichtlich der Mehrzieloptimierung. Aus den gewonnenen Erkenntnissen lassen sich die Anforderungen für den kombinierten Strukturier- und Warmumformprozess definieren.

5.1 Spannungsbasierte Evaluierung einer Karosseriestruktur

Die in Kapitel 2.1 dargestellten Ansätze zur Entwicklung lastpfadgerechter Karosseriestrukturen sind ebenso für die Betrachtung hybrider Werkstoffkonzepte relevant. Auf Grund der enormen Entwicklungszeit einer Karosseriestruktur, wie sie in Kapitel 4.2 dargelegt wurde, ist es zweckmäßig, bestehende Komponenten einer Karosseriestruktur in einem Top-Down Ansatz durch hybride Materialkombinationen zu substituieren. Durch dieses Vorgehen werden, ausgehend von den vorherrschenden Belastungen einer Referenzstruktur, Bereiche mit ausgeprägter anisotroper Belastung für

den Einsatz von FVK ausgewählt. Dieses Konzept des Leichtbaus durch Werkstoffsubstitution erlaubt es, bestehende Strukturen als Referenz zu nutzen.

In Anlehnung an die von TRÖSTER ET AL. [Trö+21] und HIELSCHER ET AL. [Hie+20] entwickelte Methodik zur Potentialanalyse von Hybridkomponenten können Karosseriekomponenten hinsichtlich des Einsatzes von unidirektionalen Fasern evaluiert werden. Dazu wird der skalare Uniaxialitätsparameter U definiert, welcher eine Quantifizierung des Spannungszustandes zwischen isotrop ($U = 0$) und uniaxial ($U = 1$) vornimmt. Für Schalenelemente ergibt sich mit den Hauptspannungen σ_1 und σ_2 der Uniaxialitätsparameter zu

$$U = 1 - \frac{|\sigma_2|}{|\sigma_1|}. \quad (5.1)$$

Die vorherrschenden Spannungen innerhalb einer Karosseriestruktur lassen sich über mehrere Lastfälle superpositionieren, so dass die Werkstoffsubstitution hinsichtlich einer Mehrzieloptimierung erfolgt. Wie in Kapitel 4.2 erwähnt, gelten für Automobile diverse Anforderungen hinsichtlich unterschiedlicher Crashbelastungen. Dementsprechend werden zur Analyse der Seitenwand einer bestehenden Karosserie die folgenden drei relevanten Lastfälle betrachtet:

1.) UN R095 Moving Deformable Barrier (MDB)

Bei diesem Lastfall trifft eine bewegliche deformierbare Barriere mit einer Kollisionsgeschwindigkeit von 50 km h^{-1} seitlich auf ein stehendes Fahrzeug. Die Trajektorie der Längsmittlebene Barriere verläuft dabei senkrecht zur Längsmittlebene des Fahrzeuges. Die bewegliche Masse der Barriere beträgt 950 kg .

2.) UN R135 Pole Side Impact (PSI)

Der seitliche Pfahlaufprall wird mit einer festen Barriere und einem bewegten Fahrzeug durchgeführt. Unter einem Auftreffwinkel von 75° trifft das Fahrzeug mit einer Geschwindigkeit von 35 km h^{-1} auf den Pfahl, wobei der Winkel zwischen dem Schwerpunkt des Kopfes des Fahrers bzw. Dummys und Fahrzeugmittelebene gemessen wird.

3.) IIHS Roof Crush (RC)

Der Dacheindrücktest entspricht einer statischen Belastung der seitlichen Dachstruktur eines Automobils und soll das Überrollverhalten des Automobils nachempfinden. Eine starre Platte wird unter einem Winkel von 75° zur Aufstandsfläche über einen Weg von 127 mm in die Dachstruktur eingedrückt. Die resultierende Kraft gibt anschließend einen Aufschluss über die Belastbarkeit der Dachstruktur. Das Fahrzeug liegt bei diesem Test mit der Unterbodenstruktur auf einer starren Fläche auf, um die elastische Komprimierung der Reifen zu verhindern.

Zur Simulation der Lastfälle wird das in Kapitel 4.2 dargestellte Gesamtfahrzeugmodell des TOYOTA Camry von 2012 als Referenz verwendet. Wie in der Gesamtfahrzeugsimulation üblich, wird ein explizites Lösungsverfahren für die FEM Simulation genutzt. Die Gesamtdauer der Simulation beträgt für den MDB Lastfall 0,35 s, für den PSI 0,15 s und für den RC 0,50 s. Abbildung 5.1 zeigt die Simulation der relevanten Lastfälle für die Seitenstruktur.

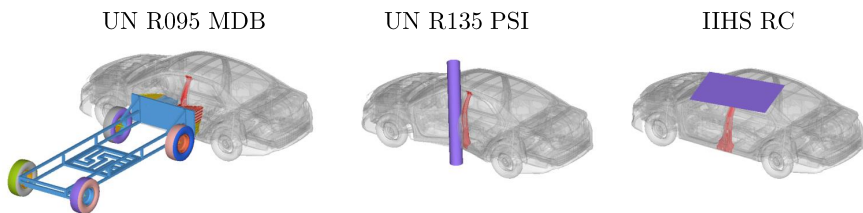


Abbildung 5.1: Ausgewählte Lastfälle für die Referenzanalyse der Seitenstruktur des Toyota Camry 2012 Modells

Über den gesamten expliziten Iterationsprozess der drei verschiedenen Lastfälle lassen sich dabei die Spannungen in den einzelnen Elementen der Seitenwandkomponenten speichern. Jedes der unterintegrierten Schalelemente besitzt 5 Integrationspunkte (IP) in Dickenrichtung. Die Spannungstensenoren werden dabei für den mittleren und die beiden äußeren IP nachverfolgt. Dabei wird der Maximalwert der jeweiligen

Spannungskomponente für die Superpositionierung der Komponenten des Spannungstensors beibehalten. Anschließend wird der Winkel θ_{ij}^e in Bezug auf das Elementkoordinatensystem bestimmt und durch die Hauptachsentransformation die absoluten Hauptspannungen des Schalelementes bestimmt. Durch die Äquivalenz von Zug- und Druckspannungen wird sichergestellt, dass es nicht zu einer Verringerung der jeweiligen Spannungskomponente kommt. Mit dem ursprünglichen Winkel der Hauptspannungen wird folglich ein modifizierter Elementspannungsvektor σ_{ij}^{e*} berechnet. Danach werden alle Spannungskomponenten über die jeweiligen Zeit- und Lastschritte zum modifizierten Spannungstensor σ_{ij}^{e**} akkumuliert. Der skalare Uniaxilitätsparameter wird im letzten Schritt aus den Hauptspannungen von σ_{ij}^{e**} bestimmt. Box 5.1.1 fasst den Algorithmus zur elementweisen Berechnung der Uniaxilität zusammen.

- 1.) Lade den lokalen Elementspannungstensor für den aktuellen Zeitschritt i und den Lastfall j

$$\sigma_{ij}^e = [\sigma_{x,ij}^e \ \sigma_{y,ij}^e \ \tau_{xy,ij}^e]^T$$

- 2.) Berechne die Beträge der Hauptspannungen $|\sigma_{1,ij}^e|, |\sigma_{2,ij}^e|$ und den dazugehörigen Winkel θ_{ij}^e mit

$$\tan(2\theta_{ij}^e) = \frac{2\tau_{xy,ij}^e}{\sigma_{x,ij}^e - \sigma_{y,ij}^e}$$

- 3.) Berechne den modifizierten Spannungstensor mit θ_{ij}^e zu

$$\sigma_{ij}^{e*} = [\sigma_{x,ij}^{e*} \ \sigma_{y,ij}^{e*} \ \tau_{xy,ij}^{e*}]^T$$

- 4.) Akkumulierte den Elementspannungstensor über alle Lastfälle und Zeitschritte

$$\sigma_{ij}^{e**} = \sum_i^n \sum_j^m \sigma_{ij}^{e*}$$

- 5.) Berechne den Uniaxilitätsparameter auf Elementebene zu

$$U_e = 1 - \frac{|\sigma_2^{e*}|}{|\sigma_1^{e*}|}$$

Box 5.1.1: Algorithmus zur Ermittlung des superpositionierten Uniaxilitätsparameters nach [Hie+20; Trö+21]

Abbildung 5.2 zeigt die Uniaxialität der Seitenwandkomponenten des Referenzmodells TOYOTA Camry für die Lastfälle nach Abbildung 5.1. Es ist deutlich zu erkennen, dass es bei einer Überlagerung der Lastfälle zu einer signifikanten Ausprägung der Uniaxialität kommt. Insbesondere die Komponenten wie A-, B-Säule und Seitenaufprallträger, welche im Rumpfbereich der Insassen liegen, eignen sich zur lokalen Verstärkung durch FKV mit ausgeprägter Anisotropie.

Uniaxialität

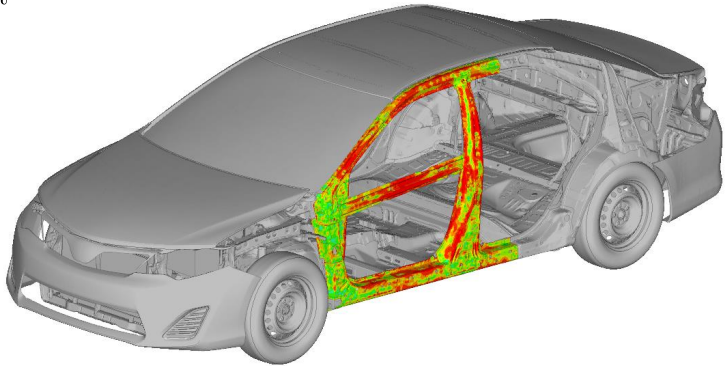
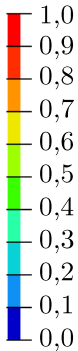


Abbildung 5.2: Uniaxialität der Seitenwandkomponenten der Karosserie des Referenzmodells Toyota Camry 2012

In Analogie zu dem von BMW vorgestellten Konzept der lokalen Verstärkung einer B-Säule durch CFK aus Abbildung 2.13 (b) wird für die weiteren Betrachtungen zur Substituierung durch eine Hybridkomponente die B-Säule inklusive Verstärkung des TOYOTA Camry betrachtet, siehe Abbildung 5.3. Die Referenzstruktur nach Abbildung 5.3 (a) besteht im Gesamtfahrzeugmodell aus Stahl mit einer Zugfestigkeit von 600 MPa und einer Blechdicke von 1,48 mm. Die B-Säulenverstärkung hat im Referenzmodell eine Blechdicke von 1,85 mm und das gleiche Material wie die B-Säule. Im Gegensatz zu dem quasiisotropen Aufbau bei den in Kapitel 2.4.2 vorgestellten B-Säulen wird im Folgenden der Lagenaufbau der CFK-Verstärkung bezüglich der

vorherrschenden Belastungsrichtung optimiert. Die Referenz B-Säule wird dabei auf den heutigen Stand der Technik hinsichtlich der Verwendung von pressgehärteten Komponenten mit maßgeschneiderten Eigenschaften aktualisiert, siehe Kapitel 2.2.3. Der Rumpfbereich und die B-Säulenverstärkung werden durch vollständig gehärtetes martensitisches Material modelliert und der B-Säulenfuß durch weiches ferritisch-perlitisches Gefüge abgebildet. Auf die Modellierung der schmalen Übergangszone wird für die Gesamtfahrzeugcrashsimulationen verzichtet. Die Fließkurven für den harten und weichen Bereich werden von ELLER ET AL. [Ell14] übernommen, siehe Abbildung 2.8 (a).

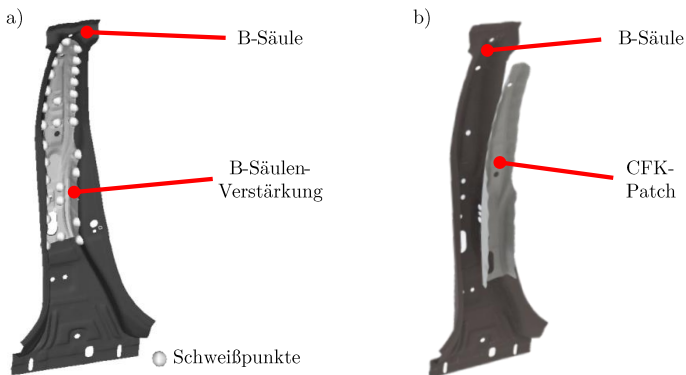


Abbildung 5.3: a) Referenz B-Säule inklusive Verstärkung und Schweißpunkte des Toyota Camry
b) Konzeptentwurf für die hybride B-Säule mit CFK-Verstärkung

5.2 Analyse der Grenzflächeneigenschaften

Zur Analyse der Belastungen in der Grenzschicht zwischen B-Säule und B-Säulenverstärkung wird die Referenz B-Säule nach Abbildung 5.3 (a) betrachtet. Die

Schweißpunkte werden in dem Camry Gesamtfahrzeugmodell als Balkenelemente ohne Versagen modelliert (LS-Dyna Beam-Element 9). Die resultierenden Knotenkräfte in Axial- und Scherrichtung lassen sich dementsprechend für alle drei Lastfälle analysieren und über die Zeit auftragen. Der hier untersuchte Ansatz einer punktuellen Verbindung entspricht zwar nicht der geplanten flächigen Anbindung von CFK an der PHS Komponente, allerdings lässt sich somit das generelle Niveau und die Orientierung der vorherrschenden Kräfte evaluieren. Des Weiteren können somit die für Auslegung der Grenzfläche relevanten Lastfälle identifiziert werden.

Tabelle 5.1 zeigt die Ergebnisse der Lastverteilungen für die drei Lastfälle MDB, PSI und RC. Aufgetragen ist der jeweilige absolute Maximalwert der Belastung in Axial- und Scherrichtung für die 29 Schweißpunkte nach Abbildung 5.3 (a). Des Weiteren ist der absolute Mittelwert für die Maxima der jeweiligen Schweißpunkte gebildet worden. Durch die Verwendung der absoluten Werte in Axialrichtung werden Zug- und Druckbelastungen der Verbindungspunkte äquivalent behandelt.

Tabelle 5.1: Auftretende Belastungen in den Verbindungspunkten zwischen B-Säule und B-Säulenverstärkung während der Gesamtfahrzeugsimulation der drei Lastfälle MDB, PSI und RC

| Lastfall | Belastung | Absolutes Maximum [N] | Absoluter Mittelwert [N] |
|------------|-----------|-----------------------|--------------------------|
| MDB | Axial | 2501 | 707 |
| | Scherung | 9095 | 3943 |
| PSI | Axial | 2854 | 966 |
| | Scherung | 11340 | 5502 |
| RC | Axial | 855 | 328 |
| | Scherung | 5236 | 2340 |

Die Analyse der Kräfte zwischen den beiden Komponenten zeigt, dass die Scherbelastung in der Grenzfläche dominiert. Bei der Verbindung von PHS-CFK Hybriden im Bereich der B-Säule muss dementsprechend besonderes Augenmerk auf der Scherfes-

tigkeit liegen. Nichtsdestotrotz zeigt die Analyse der Grenzflächeneigenschaften, dass auch die Belastungen in Normalenrichtung eine Relevanz haben. Die in Abbildung 2.15 (b) und (c) dargestellten Pin-Strukturen führen lediglich zu einer Festigkeitssteigerung Scherrichtung.

Als vielversprechender Ansatz hinsichtlich der Festigkeitssteigerung in Normalen- und Scherrichtung sind die in Abbildung 2.15 (d) dargestellten makroskopischen Formschlüsse zu bewerten. Durch Variation des effektiven Hinterschnittes der Formschlüsse lässt sich ein gezielter Verklammerungseffekt zwischen den beteiligten Werkstoffen einstellen. Dies führt dazu, dass die Festigkeit in der Grenzschicht in allen Belastungsrichtungen erhöht wird.

Durch die Analyse der resultierenden Kräfte nach Tabelle 5.1 kann ebenfalls der PSI als kritischster Lastfall für die Belastung der Grenzfläche zwischen B-Säule und B-Säulenverstärkung identifiziert werden. Für den PSI sind zum einen die Maximalkräfte am höchsten und zum anderen erreicht der absolute Mittelwert über alle Schweißpunkte ein Maximum.

5.3 Lastpfadgerechte Auslegung für Hybridkomponenten

Aus der Sicht der mathematischen Optimierung handelt es sich bei der Optimierung des Lagenaufbaus für die B-Säulenverstärkung um ein restringiertes Problem, siehe Kapitel 4.4. Die Zielfunktion nach Gleichung 4.1 ist die Verringerung der Fahrzeugmasse bzw. auf Komponentenebene die Reduzierung der Komponentenmasse. Die Nebenbedingungen nach Gleichung 4.1 ergeben sich aus den jeweiligen Anforderungen für die verschiedenen Lastfälle während der Belastung nach Abbildung 5.1. Bei der Optimierung einer Komponente hinsichtlich des Leichtbaus durch Werkstoffsubstituierung soll dabei die Deformation der Karosseriekomponenten konstant im Vergleich zur Referenzstruktur bleiben. Dies führt dazu, dass das Gesamtfahrzeug auf globaler Ebene das gleiche Deformationsverhalten zeigt.

Der MDB Lastfall wird anhand der Intrusion der Karosseriekomponenten innerhalb des Fahrgastraums bewertet. Als Referenzlinie dient die Mittellinie des Fahrersitzes, siehe Abbildung 5.4. Je nach Höhe der Intrusion erfolgt die Abstufung dabei mit den Kriterien des IIHS nach Gut, Akzeptabel, Marginal und Schlecht [Cen21]. Zur Definition der Gleichheitsnebenbedingung h für die Verformung der B-Säule in der Gesamtfahrzeugsimulation werden die Knoten N1 bis N8 genutzt, welche gleichmäßig über die gesamte Höhe der B-Säule in der Mitte verteilt sind, siehe Abbildung 5.4. Die Verschiebung der Knoten in den drei Raumrichtungen ist durch die hybride B-Säule äquivalent zu erfüllen.

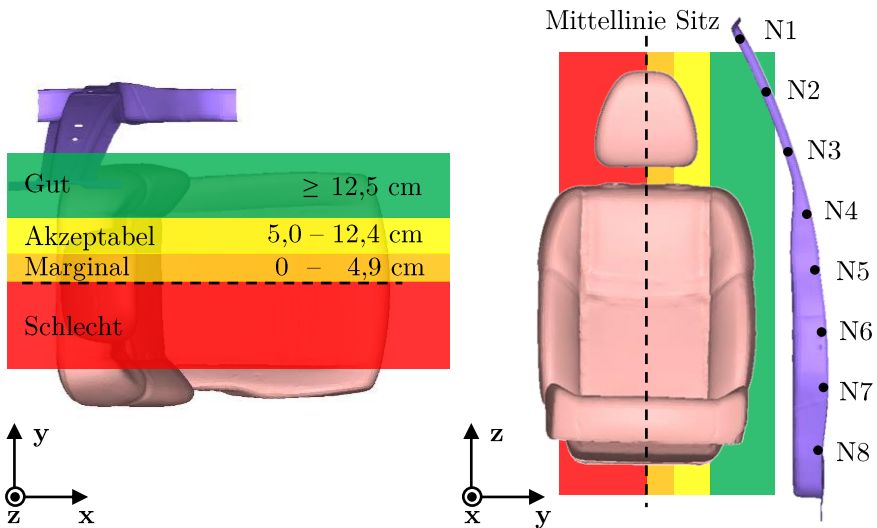


Abbildung 5.4: Bewertungskriterium der Intrusion in den Fahrerraum für den MDB Lastfall [Rei+18; Cen21]

Beim PSI wird die strukturelle Bewertung ebenfalls anhand der Intrusion in den Fahrerraum bewertet. Auf Grund des stark lokalen Angriffspunktes des Impaktors kommt es zu einer erhöhten lokalen Deformation im Fahrerraum. Grundlegendes Bewertungskriterium ist deshalb die Intrusion des Pfahles in Richtung des Fahrerkopfes. Für die Optimierung hinsichtlich der PSI Performance der hybriden B-Säule werden deshalb

ebenfalls die Knotenverschiebungen der Knoten N1 bis N8 betrachtet, siehe Abbildung 5.4. Als Gleichheitsnebenbedingung h wird dabei erneut die Beibehaltung des Deformationsverhaltens der Referenz B-Säule gewählt.

Beim RC handelt es sich um einen statischen Lastfall mit vorgegebener Verschiebung der starren Platte. Eine Bewertung verschiedener Fahrzeuge im RC Lastfall erfolgt über die resultierende Kontaktkraft zwischen Impaktor bzw. Platte und der belasteten Dachstruktur. In der Gesamtfahrzeugsimulation lässt sich die entsprechende Kontaktkraft ausgeben. Das Kraft-Zeit Diagramm ergibt sich als Nebenbedingung für die Optimierung der hybriden B-Säule. Es handelt sich um Gleichheitsnebenbedingung h indem beide Kraft-Zeit Kurven möglichst exakt übereinstimmen.

Die Designvariablen κ für die drei Lastfälle MDB, PSI und RC sind die Dicke der CFK-Schichten und die Ausrichtung der Fasern in der jeweiligen Laminatschicht. Die Zielfunktion ergibt sich durch die jeweilige Auslegung der CFK-Verstärkung auf die gleichbleibende strukturelle Performance wie für die Referenzstruktur. Auf Grund der ausgeprägten Anisotropie im Bereich der B-Säulenverstärkung wird es als ausreichend betrachtet maximal drei Laminatschichten zu berücksichtigen, siehe Abbildung 5.2. Als weitere Nebenbedingung wird die Dicke der drei einzelnen Laminatschichten als gleich groß angenommen. Die Gesamtdicke der CFK-Verstärkung wird in diskreten 0,5 mm Schritten im Bereich von 2 mm bis 5 mm variiert. Als Vektor für die mögliche Gesamtdicke des Laminataufbaus ergibt sich κ_t zu

$$\kappa_t = \begin{bmatrix} 2,0 & 2,5 & 3,0 & 3,5 & 4,0 & 4,5 & 5,0 \end{bmatrix}^T. \quad (5.2)$$

Der Vektor κ_β für die möglichen Orientierungen der einzelnen Laminatschichten wird zu

$$\kappa_\beta = \begin{bmatrix} -45 & 0 & 45 & 90 \end{bmatrix}^T \quad (5.3)$$

festgelegt. Mit der Anzahl der Variablen in Dickenrichtung n_t und Winkel n_β ergeben sich insgesamt $n_t \cdot n_\beta^3 = 7 \cdot 4^3 = 448$ verschiedene Designs für die CFK-Verstärkung. Bei der Betrachtung von drei Lastfällen, würde dies zu einer Gesamtzahl von 1344 Gesamtfahrzeugcrashsimulationen führen, was noch einmal verdeutlicht, dass lediglich Metamodell basierte Optimierungsverfahren zur Lösung des Optimierungsproblems zielführend sind, siehe Kapitel 4.4.3.

Als Materialmodell für den CFK-Patch wird ein orthotropes Modell genutzt (LS-Dyna Materialmodell 54), welches auch ein sprödes Versagen abbilden kann. Die Materialparameter für ein unidirektionales CFK Prepreg werden von REUTER ET AL. übernommen [Reu17]. Die Balkenelemente zur punktuellen Anbindung nach Kapitel 5.2 werden aus den Modellen entfernt und mit einer flächige Anbindung ersetzt (LS-Dyna Tied-Kontaktformulierung). B-Säule und CFK-Patch werden dementsprechend fest miteinander verbunden, so dass ein Versagen der Grenzfläche nicht betrachtet wird.

Das Metamodell basierte Verfahren zur Optimierung der Hybridstruktur ist in Abbildung 5.5 dargestellt und nutzt die in Kapitel 4.4.3 erläuterten Methoden. Die Auswahl der diskreten Simulationspunkte erfolgt durch das DOE Latin Hypercube Verfahren. Zur Bildung des Metamodells werden acht Designpunkte berechnet. Der Aufbau des Metamodells erfolgt durch RBF. Die Optimierung auf dem Metamodell findet durch einen evolutionären Algorithmus statt, welcher eine Populationsgröße von 100 Individuen besitzt und über maximal 250 Generationen läuft, vgl. Kapitel 4.4.1. Es

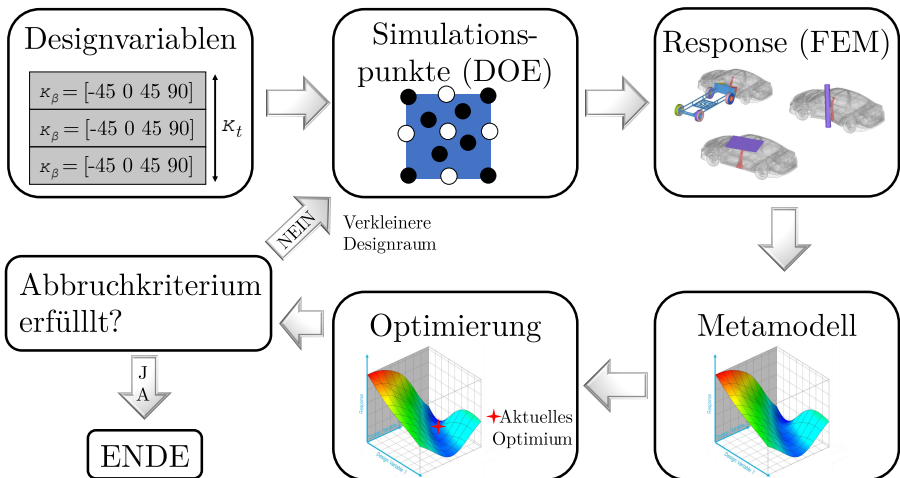


Abbildung 5.5: Ablaufschema der Metamodell-basierten Optimierung zur Auslegung von Hybridstrukturen

wird eine sequentielle Optimierungsstrategie gewählt, bei der der Designraum in jedem Optimierungsschritt verkleinert wird. Die Anzahl der Iterationen wird auf fünf beschränkt, wobei es ebenfalls zu einem Abbruch der Iteration kommt, sobald die relative Änderung des Fehlerquadrat-Funktional unter 1 % fällt. Die Optimierung wird mit dem Programm LS-OPT durchgeführt.

Abbildung 5.6 zeigt die Ergebnisse der lastpfadgerechten Optimierung für den MDB und PSI Lastfall. Gegenübergestellt sind die jeweiligen resultierenden Knotenver-

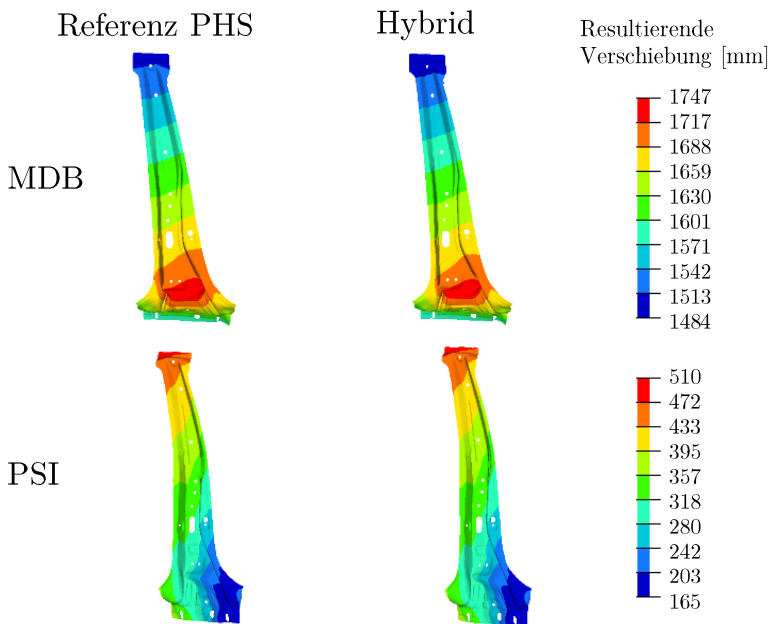


Abbildung 5.6: Vergleich der resultierenden Knotenverschiebungen für die Referenz B-Säule und die optimierte hybride Variante

schiebungen im Referenzfall und für die hybride B-Säulenvariante. Es ist deutlich zu erkennen, dass die strukturelle Deformation für den letzten Lastschritt sehr gut übereinstimmt. In Abbildung 5.7 ist der Kraft-Zeit-Verlauf für den RC Lastfall dargestellt. Hier zeigt sich ebenfalls eine sehr gute Übereinstimmung von Referenz und hybrider B-Säulenvariante.

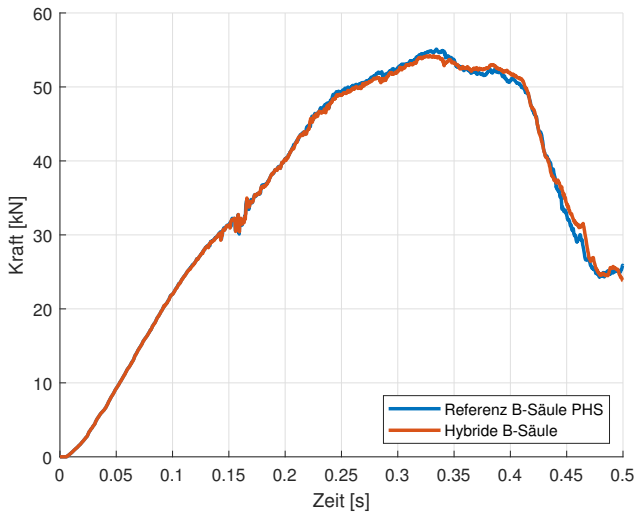


Abbildung 5.7: Vergleich des Kraft-Zeit Verlaufes für den RC Lastfall

Das Ergebnis der Metamodell-basierten Mehrzieloptimierung liefert eine Gesamtdicke für die CFK-Verstärkung von 4 mm. Die Ausrichtung der einzelnen Laminatschichten erfolgt unidirektional mit Faserrichtung in Z-Richtung des Fahrzeugkoordinatensystems (vgl. Abbildung 5.4) über alle drei Schichten des CFK-Patches in Dickenrichtung. Im Vergleich zur Referenzstruktur mit einer Stahlblechdicke von 1,85 mm für die B-Säulenverstärkung ergibt sich durch die Verwendung der 4 mm starken CFK-Verstärkung eine Massenreduzierung von etwa 57 %, wodurch der dargestellte Ablauf zur lastpfadgerechten Optimierung für Hybridkomponenten validiert werden konnte.

Die in diesem Kapitel dargestellte Methode zur lastpfadgerechten Optimierung für Hybridkomponenten kann das vollständige Potential des Leichtbaus nur erfüllen, sofern es während der Belastung zu keinem Grenzflächenversagen zwischen den beiden solitären Werkstoffen kommt. Da im Simulationsmodell keine Versagenskriterien der Grenzfläche hinterlegt sind, gilt die erreichbare Massenreduzierung ausschließlich bei Unterbindung eines großflächigen Grenzflächenversagens. Darauf aufbauend wird

in den folgenden Kapiteln die Sicherstellung der Grenzflächenfestigkeit für hybride PHS-CFK Komponenten untersucht.

6 Warmformprozess-integrierte Oberflächenstrukturierung

Zur Festigkeitssteigerung in der Grenzfläche von Hybridkomponenten aus PHS und CFK wird in diesem Kapitel ein Verfahren zur makroskopischen Oberflächenstrukturierung im Presshärteprozess betrachtet. Dazu wird zunächst das Konzept der kombinierten Warmumformung und Strukturierung experimentell validiert. Aufbauend auf die Anforderungen der Grenzflächeneigenschaften der Hybridkomponenten aus PHS und CFK aus Kapitel 5.2 wird die geometrische Ausprägung der Formschlüsse entwickelt. Dabei sollen die Normal- und Scherzugeigenschaften des Hybridverbundes betrachtet werden. Grundlage der Entwicklung des warmformprozess-integrierten Strukturierens bildet dabei die Modellierung dieses Prozesses mit Hilfe der FEM.

6.1 Untersuchungen zum kombinierten Presshärte- und Strukturierungsprozess

Zur Ausbildung makroskopischer Oberflächenstrukturierungen für PHS-Komponenten ist es notwendig den Werkstoff lokal zu trennen. Die Trennung des Werkstoffes erfolgt hierbei allerdings nur bis zu dem Grad, der gewünschten Ausbildung des Formschlusses. Die Einteilung des Fertigungsverfahrens ergibt sich

nach der DIN 8580 zwischen den Verfahren des Umformens und Trennens [Awi20]. Zur Gruppe der Trennverfahren gehört das Zerspanen mit geometrisch bestimmter Schneide, welches allerdings dadurch charakterisiert wird, dass Späne abgetragen werden. Die angestrebte makroskopische Ausprägung der Strukturierungen kann als Zerspanprozess interpretiert werden, welcher vor der Ausbildung des Spans gestoppt wird.

Zur Einbringung der Strukturierungen eignen sich dementsprechend Werkzeugschneiden mit geometrisch bestimmter Form, welche allesamt den Schneidkeil als Grundform besitzen [Eur10]. Dabei determinieren der Freiwinkel α_0 , der Keilwinkel β_0 und der Spanwinkel γ_0 die Ausprägung der Strukturierung, siehe Abbildung 6.1 (a). Auf Grund des gewünschten Hinterschnittes in Normalenrichtung sollte der Keilwinkel nicht größer als der Spanwinkel sein, da es ansonsten zum ungewollten Ausbrechen der Späne bzw. Strukturierung kommen kann. Für den Strukturierungsprozess sollte das Ziel die Ausbildung eines Fließspanes sein, welcher durch einen etwa gleich großen Span- und Keilwinkel begünstigt wird [Klo17].



Abbildung 6.1: a) Freiwinkel α_0 , Keilwinkel β_0 und Spanwinkel γ_0 am Schneidkeil
b) Wendeschneidplatte zur Einbringung der Strukturierung in den Warmumformprozess

Die geforderten geometrischen Parameter für die Werkzeugschneide sollen durch die Verwendung von Normteilen erreicht werden, wozu Wendeschneidplatten für Drehmeißel untersucht werden. Die Wendeschneidplatte VCMT 110304 F U 9035 besitzt dabei die geometrischen Parameter nach Abbildung 6.1 (b). Die Bezeichnung von Wendeschneidplatten ist in der DIN ISO 1832 normiert. Bei der verwendeten Wende-

schneidplatte handelt es sich um eine Vollhartmetallschneide mit TiCN-Beschichtung. Die TiCN-Beschichtung sorgt für eine hohe Warm- und Verschleißfestigkeit [Eur10]. Abbildung 6.2 zeigt den Versuchsstand, welcher zur Einbringung der Strukturierungen entwickelt worden ist. Die Kraft zur Strukturierung wird dabei von einem Pneumatikzylinder vom Typ CP95SDB100 - 125 der Firma SMC bereitgestellt. Durch die Verwendung eines Druckregelventils lässt sich die Kraft im Bereich von 1 - 10 kN regeln. Mittels der Regelung der Kraft lässt sich die Eindringtiefe der Wendeschneidplatten modifizieren. Der Auftreffwinkel der Wendeschneidplatten kann durch die Verwendung unterschiedlicher Aufnahmeplatten variiert werden. Die Linearführung sorgt für eine konstante Linearbewegung während des Strukturierungsprozesses.

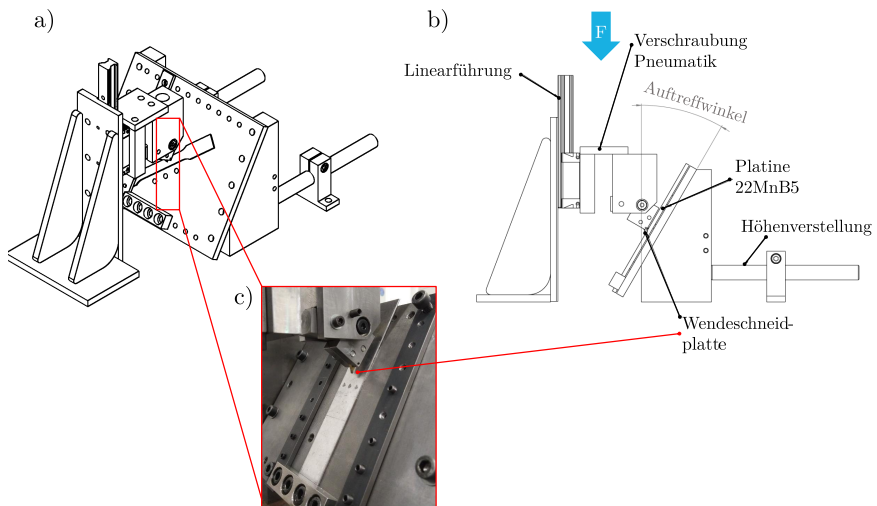


Abbildung 6.2: a) Isometrische Gesamtansicht des Versuchsstandes
 b) Seitenansicht mit Beschreibung der einzelnen Komponenten
 c) Detailansicht des Strukturierungsprozesses mit Wendeschneidplatten

Zur Untersuchung des Strukturierungsprozesses werden zunächst Stahlplatten mit reduzierten Abmessungen von 30 x 80 mm untersucht. Es wird der 22MnB5 Werk-

stoff aus Kapitel 4.1 mit einer Ausgangsdicke 1,5 mm verwendet. Die Erwärmung der Platinen erfolgt in einem externen Härteofen auf die Austenitisierungstemperatur von 930 °C. Im konventionellen Presshärteprozess beträgt die Temperatur der Platine nach Transfer in das Werkzeug ca. 700 °C bis 800 °C, siehe Kapitel 2.2.2. Dieser Temperaturbereich gilt für den Strukturierungsprozess dementsprechend als Zieltemperatur für den Umformstart, da gerade in den äußeren Randbereichen die Härtung des Stahls am schnellsten vonstatten geht. Die finale Umformstarttemperatur im Presshärteprozess hängt von verschiedenen Parametern wie der Ausgangsblechdicke, Transferzeit und Austenitisierungstemperatur ab. Nach der Austenitisierung erfolgt der manuelle Transfer der Platine in den Versuchsstand. Zur Temperaturaufzeichnung wird die Probengeometrie mit Thermoelementen vom Typ K nach DIN EN 60584-1 ausgestattet. Abbildung 6.3 zeigt den Temperaturverlauf für den kombinierten Strukturierungs- und Presshärteprozess. Die im Durchschnitt erreichte Abkühlrate von über 100 K s^{-1} nach Umformstart verdeutlicht die Unterschreitung der kritischen

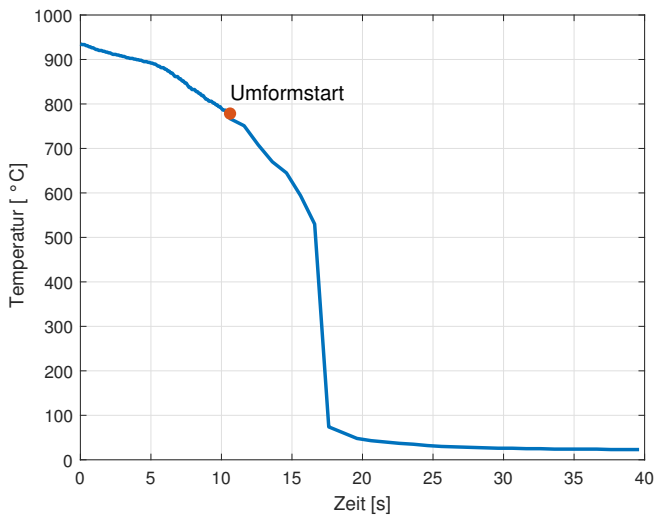


Abbildung 6.3: Temperaturverlauf der Strukturierung im Versuchswerkzeug aus Abbildung 6.2

Abkühlgeschwindigkeit zur vollständigen martensitischen Härtung. Beim vorgestellten Versuchsstand ist eine aktive Kühlung der Umformwerkzeuge deshalb nicht notwendig.

Abbildung 6.4 (a) zeigt die Ausprägung der Strukturierung nach dem kombinierten Strukturierungs- und Umformprozess. Durch Härtemessungen kann die vollständige martensitische Härtung der Probengeometrie bestätigt werden. Dazu wird der Härteverlauf in der Strukturierung und im Grundblech vermessen. Die minimale Härte im Grundblech beträgt 452HV1. Das Maximum der Härtewerte wird in der Spitze der Strukturierung erreicht, da es in diesem Bereich zum ersten Kontakt zwischen Wendeschneidplatte und Platine kommt, siehe Abbildung 6.4 (b). Zur Gefügedarstellung wurde die eingebettete Probenform anschließend mit einer 5-prozentigen Nital-Lösung geätzt. In Abbildung 6.4 (c) sind dabei deutlich die martensitischen Lanzette zu sehen, was eine vollständige Härtung der Platine zeigt. In Abbildung 6.4 (a) und (c) ist des Weiteren zu erkennen, dass es Strukturierungsbereich zu einer Ablösung der Al-Si-Beschichtung kommt. Da es bei der geplanten Hybridisierung

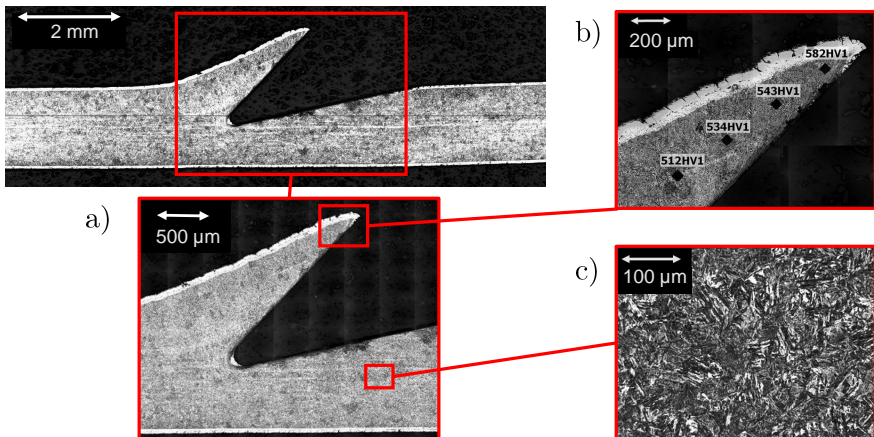


Abbildung 6.4: a) Makroskopische Ausprägung der Strukturierung
 b) Härteverlauf in der Spitze der Strukturierung
 c) Martensitisches Gefüge im Grundblech

zu einer Füllung dieses Bereiches durch Epoxidharz kommt, wird dies als unkritisch angenommen. Mit der vorgestellten Versuchsmethodik kann folglich die kombinierte Strukturierung und Härtung im Warmformprozess durchgeführt werden.

6.2 Bestimmung der isothermen Umformeigenschaften von 22MnB5

6.2.1 Isotherme Tiefungsversuche des Stahlwerkstoffes 22MnB5

Die finale Ausprägung der Strukturierung nach Abbildung 6.4 hängt von den mechanischen Eigenschaften der Stahllegierung 22MnB5 im Temperaturbereich der Strukturierung ab. Zur Prognostizierung der geometrischen Form der Strukturierung soll deshalb ein FEM-Modell des Strukturierungsprozesses entwickelt werden. Die Charakterisierung des Werkstoffes 22MnB5 erfolgt dabei zunächst unter der Annahme einer isothermen Umformung. Zur realitätsnahen Modellierung des Strukturierungsprozesses wird zunächst der isotherme Temperaturbereich um 800 °C betrachtet, welcher dem Temperaturbereich im realen Presshärteprozess und auch des Strukturierungsprozess nach Abbildung 6.3 entspricht.

Basierend auf den Untersuchungen von LECHLER [Lec09] kann für diesen Temperaturbereich ein annähernd isotropes Materialverhalten für die Legierung 22MnB5 angenommen werden. Das isotrope Materialverhalten ergibt sich durch die Austenitisierung des Grundwerkstoffes, infolgedessen die durch Walzprozesse usw. eingebrachten Anisotropien nahezu vollständig annihiliert werden.

Zur isothermen Charakterisierung des Grundwerkstoffes 22MnB5 wird das isotrope Fließverhalten bestimmt. Die Fließkurve determiniert dabei das plastische Materialverhalten. Zur Ermittlung der isothermen Fließkurven werden isotherme Tiefungsversuche mit dem Hochtemperatur-Prüfstand nach Kapitel 4.3.1 durchgeführt. Die Probengeometrien für den Stahl werden dabei für die Stegbreiten H40, H65, H100 und

der Vollgeometrie (HVoll) variiert, um den Dehnungsraum zwischen uniaxialen und äquibiaxialen Zug abzubilden, siehe Abbildung 4.2. Für die spätere Anwendung des kombinierten Strukturierungs- und Härteprozesses wird neben den Fließkurven von 22MnB5 auch die FLC bestimmt, da durch die effektive Reduzierung der Blechdicke im Bereich der Strukturierung und dem fortschreitenden Umformvorgang eine spezifische Betrachtung der Grenzformänderungen in den strukturierten Bereichen erfolgen muss. Die Tiefungsversuche werden dabei zunächst für die isotherme Temperatur von 800 °C durchgeführt.

Die Proben werden in einem externen Härteofen bei 930 °C austenitisiert und anschließend in den Greifer des Tiefungsprüfstandes nach Abbildung 4.3 (b) transferiert. Danach wird die Probe durch die Schleuse in die isotherme Ofenatmosphäre hinabgelassen, wo der Tiefungsversuch bei der entsprechenden isothermen Umformtemperatur durchgeführt wird. Der Weg und die Reaktionskraft des NAKAJIMA-Stempels werden aufgezeichnet. Ebenso erfolgt a posteriori eine optische Auswertung der Tiefungsproben nach der DIN EN ISO 12004-2 mit dem GOM Argus System. Die Umformgeschwindigkeit des NAKAJIMA-Stempels wird ebenfalls nach der Norm zu 2 mm s^{-1} festgelegt. Zur Minimierung der Reibung werden die beiden temperaturstabilen Schmiermittel Bornitrid und Graphit in Lackform auf die Unterseite der Bleche appliziert. Zur nachträglichen Auswertung der Tiefungsproben ist es notwendig, diese mit einem temperaturstabilen regelmäßigen Kreismuster zu berastern. Dazu wird der Markierungslaser KEYENCE MD X1520C mit den Parametern nach Tabelle 6.1 verwendet.

Tabelle 6.1: Parameter des Markierungslasers zur temperaturstabilen Berasterung von 22MnB5

| Ausgangsleistung | Abtastgeschwindigkeit | Pulsfrequenz | Wellenlänge |
|------------------|-----------------------|--------------|-------------|
| 25 W | 50 mm/s | 70 kHz | 1064 nm |

Abbildung 6.5 (a und b) zeigt die optische Auswertung zur Bestimmung der Hauptformänderung ϵ_1 für die Vollprobe. Anschließend erfolgt die Auswertung der Instabilität

mit der Schnittlinienmethode nach der DIN EN ISO 12004-2, siehe Abbildung 6.5 (c). Dazu werden mindestens drei Schnitte über die Probenbreite senkrecht zum Riss der Probe platziert. Über die gesamte Schnittlänge wird die Hauptformänderung ϵ_1 und Nebenformänderung ϵ_2 aufgetragen. Anschließend werden jeweils 15 Punkte links und rechts des Risses zur Bildung einer Parabel zweiter Ordnung genutzt, deren Maximum ϵ_1 für den jeweiligen Schnitt bestimmt.

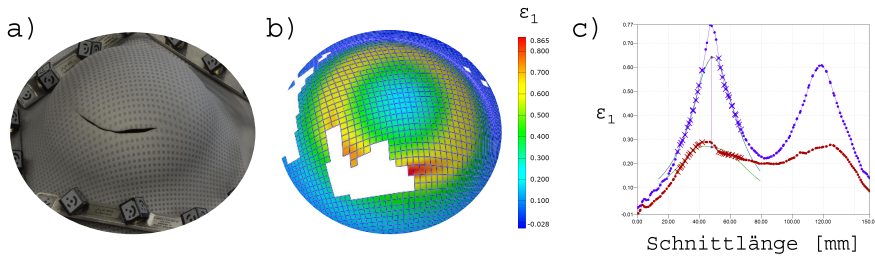


Abbildung 6.5: a) *Optisches Muster nach der Durchführung der isothermen Tiefungsversuche*
 b) *Bestimmung der Hauptformänderung*
 c) *Auswertung der Umformgrenzen durch die Schnittlinienmethode*

Die DIN EN ISO 12004-2 verlangt für die normgerechte Durchführung von Tiefungsversuchen bei Raumtemperatur einen Riss, welcher maximal 15 % von der Domkappe abweicht. Für die isothermen Tiefungsversuche bei 800 °C konnte dieses Kriterium nicht für alle Probengeometrien erfüllt werden. Dies liegt an den erhöhten Reibwerten, welche besonders bei der Warmumformung von Stahl im Bereich der Rotglühung ansteigen. Dadurch ergeben sich teilweise außermittige Risse der Proben und es kann bspw. bei der Durchführung der äquibiaxialen Versuche kein vollständiger biaxialer Zustand erreicht werden. In [AUY12] geben die Forscher einen Reibwert von $\mu = 0,4$ bei der Warmumformung von Stahl mit Schmierstoffen an. Bei der Analyse von ZHUANG ET AL. [ZZC14] zu den Reibbedingungen bei Tiefungsversuchen ergab sich ein maximaler Reibwert von $\mu = 0,1$ zur Erfüllung des Risskriteriums der DIN EN 12004-2. Diese außermittigen Versagensmechanismen wurden auch von an-

deren Wissenschaftlern beobachtet, welche FLCs unter Warmumformungsbedingungen identifizierten [HCV08; Bar+08; Kup15; Mah+20]. Nichtsdestotrotz können die erhöhten Reibbedingungen in der Simulation betrachtet werden, um somit die dazugehörigen Materialparameter zu identifizieren.

Abbildung 6.6 zeigt die Kraft-Weg-Kurven der isothermen Tiefungsversuche bei 800 °C. Pro Probengeometrie sind jeweils drei Versuche durchgeführt worden. Die Übereinstimmung der jeweiligen Kurven verdeutlicht die hohe Temperaturhomogenität des Umluftofens und die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse. Nach der in Abbildung 6.5 dargestellten Methode werden die Haupt- und Nebenformänderungen für die unterschiedlich taillierten HAŠEK Proben ermittelt. Abbildung 6.7 zeigt die FLC für die isotherme Umformung von 22MnB5 bei 800 °C.

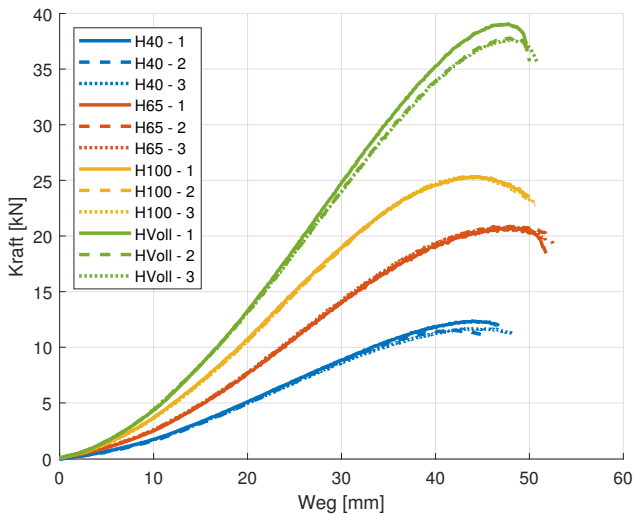


Abbildung 6.6: Kraft-Weg-Verlauf isothermer Tiefungsversuche des Werkstoffes 22MnB5 bei 800 °C für die Probengeometrien H40, H65, H100 und HVoll

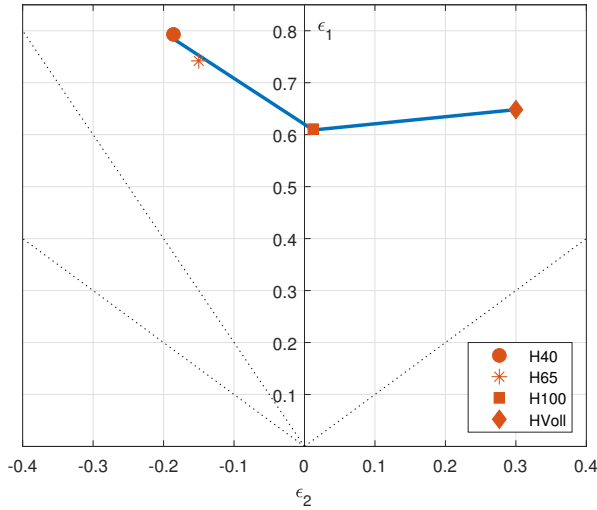


Abbildung 6.7: FLC für die Warmumformung von 22MnB5 bei 800 °C

6.2.2 Parameteridentifikation der Materialparameter

Zur Modellierung der isothermen Umformung wird ein isotropes Materialmodell mit implementierter VON MISES-Plastizität verwendet (LS-Dyna Materialmodell 24). Die Parameter für das Fließverhalten des Stahls bei der isothermen Umformtemperatur von 800 °C werden durch das Parameteridentifikationsverfahren nach Kapitel 4.4.2 bestimmt. Für die Fließkurven wird der Ansatz nach STOUGHTON-YOON verwendet, welcher sich mit den Materialparametern A , B , C , D und H zu

$$\sigma = A - B \cdot \exp^{-C \epsilon_{pl}^H} + D \cdot \epsilon_{pl} \quad (6.1)$$

ergibt [SY09]. Der Ansatz von STOUGHTON-YOON kann als eine Erweiterung der Fließkurvenmodellierung nach HOCKETT-SHERBY [HS75] betrachtet werden. Für $D = 0$ reduziert sich Gleichung 6.1 auf den Ansatz nach HOCKETT-SHERBY. Insbesondere im Bereich hoher plastischer Dehnungen neigt der Ansatz nach HOCKETT-SHERBY dazu die Fließspannung zu unterschätzen [BHS13]. Die Erweiterung nach

STOUGHTON-YOON zeigt für eine große Breite an verschiedenen Metallen eine gute Prognosegüte im Bereich erhöhter plastischer Dehnungen, wie sie im Bereich der Warmumformung zu erwarten ist.

Für den Parameteridentifizierungsprozess ergibt sich ein Mehrzieloptimierungsproblem mit den Kraft-Weg-Kurven nach Abbildung 6.6 als diskreter experimenteller Datensatz u_k^{exp} , siehe Gl. 4.4. Zur Erstellung der Simulationsdaten $\mathbf{u}(\kappa)$ werden die Tiefungsversuche aus Kapitel 6.2.1 nachsimuliert. Die Modellierung der Tiefungsversuche wird mit Schalenelementen mit einer Elementkantenlänge von 2 mm durchgeführt. Zur Reduzierung des Rechenaufwandes werden die Symmetriebedingungen genutzt und der Prozess als $1/4$ -Modell aufgebaut. Der E-Modul bei 800 °C wird nach HOCHHOLDINGER [Hoc13] zu 125 000 MPa angenommen. Als zu optimierende Parameter ergeben sich nach Gleichung 6.1 die Materialparameter A , B , C , D und H . Des Weiteren kommt es im Rahmen der Tiefungsversuche insbesondere im Bereich der geringen Stegbreiten von H40 und H65 zu einer Dehnungslokalisierung in dessen weiteren Verlauf ein Anstieg der Dehnrates zu erwarten ist. Bei der experimentellen Durchführung von isothermen Zugversuchen nach HOCHHOLDINGER [Hoc13] konnte eine moderate Dehnratesensitivität für 22MnB5 bei 800 °C nachgewiesen werden. Bei einer Erhöhung der Dehnrates kommt es folglich zu einer Verfestigung des Werkstoffes. Zur Abbildung dieser Verfestigung wird das Modell nach COWPER und SYMONDS [Cow57] verwendet, welches im Materialmodell implementiert ist. Die Fließspannung ergibt sich in Abhängigkeit der Dehnrates $\dot{\epsilon}_{pl}$ zu

$$\sigma(\dot{\epsilon}_{pl}) = 1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}_{pl}}{\tilde{C}}\right)^{1/p}, \quad (6.2)$$

wobei \tilde{C} und p die materialabhängigen Parameter sind.

Zur Bestimmung der unbekannten Materialparameter wird ein 2-stufiger Optimierungsansatz gewählt. Da es bei der Vollprobe zu einem globalen Versagen ohne erhöhte Dehnungslokalisierung kommt, zeigt das Fließverhalten dieser Probe eine geringe Abhängigkeit von der Dehnrates. Zur Bestimmung der Materialparameter zur Abbildung der Fließfunktion wird deshalb zunächst das Kraft-Weg-Signal der Vollprobe als Zielfunktion vorgegeben. Die dadurch ermittelten Materialparameter werden als Startvariablen der folgenden Mehrzieloptimierung genutzt, in dessen Zuge auch die Dehn-

ratenparameter \tilde{C} und p optimiert werden. Die Optimierung erfolgt erneut mit einem Metamodell-basierten Verfahren und sequentieller Strategie, siehe Kapitel 4.4.3 und 5.3. Zur Bestimmung des Minimums auf dem neuronalen Netzwerk wird ein evolutionärer Algorithmus verwendet, siehe Kapitel 4.4.1.

Abbildung 6.8 zeigt den Vergleich zwischen den optimierten Simulationen und den experimentellen Daten nach Kapitel 6.2.1. Es zeigt sich eine gute Übereinstimmung der simulierten und experimentellen Daten für alle Probengeometrien. Auf Grund der extremen Ausdünnung im Bereich der Probe HVoll (vgl. Abbildung 4.2) wird die Kraft durch die Schalenelemente leicht überschätzt. Der Reibwert für die Simulation wurde durch die Verwendung von Schmierstoffen im Experiment zu $\mu = 0,2$ gesetzt. Die finalen Materialparameter sind in Tabelle 6.2 dargestellt.

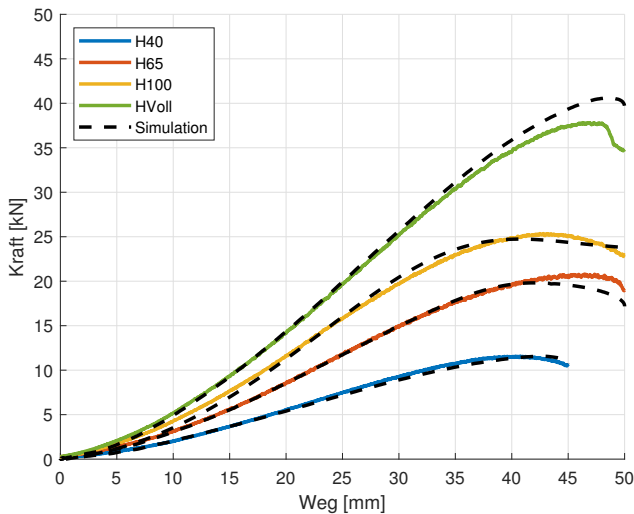


Abbildung 6.8: Vergleich der experimentellen und simulierten Kraft-Weg-Kurven für die isothermen Tiefungsversuche von 22MnB5 bei 800 °C

Tabelle 6.2: Materialparameter zur Modellierung des Fließverhaltens von 22MnB5 bei 800 °C

| Fließfunktion nach Gl. 6.1 | | | | | Dehnratensensitivität nach Gl. 6.2 | |
|----------------------------|---------|-------|-------|---------|------------------------------------|-------|
| A [MPa] | B [MPa] | C [-] | H [-] | D [MPa] | \tilde{C} [s ⁻¹] | p [-] |
| 350 | 296,9 | 0,412 | 0,216 | 35,65 | 18037 | 1,76 |

6.2.3 Erweiterung des Modells zur Modellierung des kombinierten Warmumform- und Strukturierungsprozesses

Zur Detailsimulation des Strukturierungsprozesses wird ein Simulationsmodell aus 3-D Solid-Elementen aufgebaut. Das Fließverhalten von 22MnB5 kann dabei mit den in Kapitel 6.2.2 ermittelten Materialparametern beschrieben werden. Zur adäquaten Modellierung der geometrischen Ausprägung der Strukturierung werden Solid-Elemente in der Größe von $l_e \approx 50 \mu\text{m}$ verwendet. Des Weiteren ist eine Prognostizierung der Materialtrennung unter Scherbelastung notwendig. Wie in Kapitel 6.1 erwähnt, ähnelt der Strukturierungsprozess einem klassischen Zerspanprozess von Metallen. Die Materialscherung ist in der Zerspanung die Grundlage der Materialtrennung durch den Schneidkeil [Klo17; Awi20].

Zur Abbildung der Schädigung des Materials durch den Strukturierungsprozess wird das Damage Initiation and Evolution Model (DIEM) verwendet [Bor+13]. Die Instabilität wird durch die plastische Dehnung ϵ_{pl} über der Triaxialität η abgebildet, wobei der Parameter der Triaxialität das Verhältnis von mittlerer Normalspannung σ_m zu VON MISES Vergleichsspannung σ_{vm} beschreibt. Nach Erreichen des Instabilitätskriteriums ($F = 1$) bei der charakteristischen Spannung von σ_{y0} kommt es zu einer linearen Degradierung des Spannungstensors bis zum Erreichen der Schädigungsvariable von $D = 1$, siehe Abbildung 6.9 (a). Ein duktiles Versagen der finiten Elemente wird bei einer kritischen Bruchenergie erreicht. Die Bruchenergie berechnet sich zu

$$G_f = \frac{1}{2} \cdot \sigma_{y0} \cdot u_p^f. \quad (6.3)$$

Dabei bezeichnet u_p^f die relative plastische Verschiebung nach der Schädigungsinitiation des Elementes. Auf Grund der Formulierung der Schädigungsdegradation in Abhängigkeit der relativen plastischen Verschiebung handelt es sich bei der Bruchenergie um eine vernetzungssensitive Größe. Abhängig von der Dimension der FE muss diese Größe dementsprechend angepasst werden. Die resultierende Bruchenergie wird über das Versagen der Tiefungsversuche nach 6.2.1 ermittelt und ergibt sich für die Solid-Elementgröße von $50\text{ }\mu\text{m}$ zu $G_f = 1\text{ N mm}^{-1}$.

Die Haupt- und Nebenformänderungen der Tiefungsversuche nach Abbildung 6.7 lassen sich nach der Beziehung

$$\eta = \frac{1}{\sqrt{3} \cdot \frac{1+\alpha}{\sqrt{1+\alpha+\alpha^2}}} \quad \epsilon_{pl} = \epsilon_1 \cdot \frac{2}{\sqrt{3} \cdot \sqrt{1+\alpha+\alpha^2}} \quad \text{mit} \quad \alpha = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \quad (6.4)$$

in den gemischten Spannungs-Dehnungsraum transformieren [Lee05]. In Abbildung 6.9 (b) ist die plastische Dehnung in Abhängigkeit der Triaxialität dargestellt.

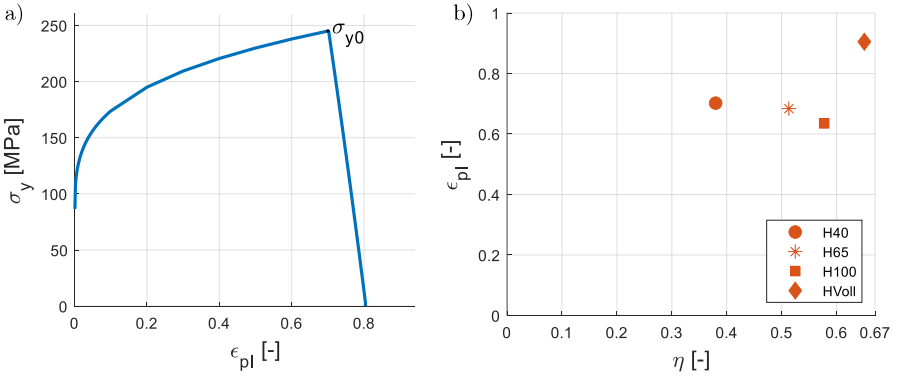


Abbildung 6.9: a) Spannungs-Dehnungsdiagramm inklusive Schädigung für die isotherme Umformung von 22MnB5 bei $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ für eine uniaxiale Zugbelastung
b) Instabilitätspunkte zur Initiierung der Schädigung im gemischten Spannungs-Dehnungsraum

Die Tiefungsversuche bilden dabei den Instabilitätsbeginn für die isotherme Blechumformung ab. Zur Simulation des Strukturierungsprozesses ist eine Erweiterung der Instabilitätspunkte nach Abbildung 6.9 (b) um den Bereich der Scherbelastung ($\eta = 0$) notwendig. Die Bestimmung des Instabilitätsparameters für die Scherbelastung erfolgt durch den Versuchsaufbau der Strukturierung nach Kapitel 6.1. Die Umformstarttemperatur für den Strukturierungsprozess wird dabei zu 800 °C gewählt und der Freiwinkel der Schneide zu 15° eingestellt.

Anschließend wird die resultierende Strukturierung optisch mit dem 3-D Makroskop VR-3100 der Firma KEYENCE vermessen. Abbildung 6.10 (a) zeigt das Ergebnis der optischen Vermessung der resultierenden Strukturierung. Die Messung des Hinterchnittes unterhalb der Strukturierung ist durch das Messprinzip der Lasertriangulation nicht möglich. Nichtsdestotrotz lässt sich ein Flächenabgleich zwischen der simulierten und realen Ausprägung der Strukturierung durchführen. Dazu erfolgt eine Flächenrückführung für die experimentelle Form der Strukturierung in ein neutrales STEP-Format. Anschließend lassen sich die beiden Flächen miteinander abgleichen. Dazu werden Schnittlinien der resultierenden Strukturierung über die simulierte Form der Strukturierung gelegt und somit die Prognosegüte des 3-D Simulationsmodells evaluiert. Der Instabilitätspunkt der Scherbelastung wird dabei iterativ angepasst bis der Flächenabgleich zwischen der simulierten und realen Struktur ein Minimum erreicht. Für $\epsilon_{pl} = 0,7$ bei $\eta = 0$ kommt es zum Best-Fit zwischen simulierter und experimenteller Strukturierung. In Abbildung 6.10 (b) ist der Vergleich zwischen experimenteller und simulierter Strukturierung dargestellt. Die farbliche Skala zeigt die Differenz zwischen den Schnittlinien der rückgeführten Fläche und der simulierten Strukturierung, welche in grau dargestellt ist.

Die maximale Abweichung zwischen der realen geometrischen Form und der simulierten Strukturierung beträgt ca. 0,1 mm. Zu den größten Abweichungen kommt es dabei an der äußeren Ausformung der Strukturierung, da in diesem Bereich die Annahme eines isothermen Umformungsprozesses am wenigsten zulässig ist. Sowohl die Härtemessungen nach Abbildung 6.4, als auch die Aufzeichnung des Temperaturverlaufes nach Abbildung 6.3 verdeutlichen, dass es sich bei der in Kapitel 6.2.2 getroffenen Annahme der isothermen Umformung nur um eine Näherung handelt. Allerdings

wird insbesondere die Höhe und Ausprägung der Strukturierung und somit der effektive Hinterschnitt zwischen Stahl- und FVK-Komponente sehr genau vorhergesagt.

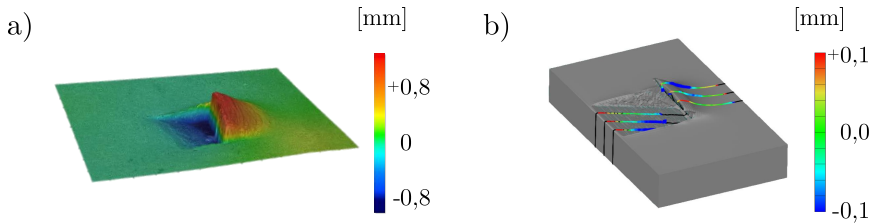


Abbildung 6.10: a) Optische Vermessung der geometrischen Ausprägung bei einer Umformstarttemperatur von 800°C
 b) Flächenabgleich zwischen simulierter Struktur (grau) und experimenteller Struktur (farblich)

6.3 Untersuchungen zur Ausprägung der makroskopischen Strukturierung

Mit Hilfe der virtuellen Modellierung des Strukturierungsprozesses soll im Folgenden untersucht werden, welchen Einfluss die Prozessparameter auf die Ausprägung der Strukturierung haben und somit auf die mechanischen Eigenschaften der hybriden Komponenten. Variiert wird dazu der Freiwinkel der Schneide, welcher maßgeblich die Form des effektiven Hinterschnittes bestimmt. In Abbildung 6.11 ist die unterschiedliche geometrische Form der Strukturierungen für die Freiwinkel von 15° , 20° und 25° dargestellt. Der Keilwinkel ist für den untersuchten Keil dabei konstant bei 35° . Die Restblechdicke wird für die untersuchten Spanwinkel aus Abbildung 6.11

dabei auf 0,6 mm begrenzt. Bei einem kleineren Freiwinkel kommt es zu einem erhöhten Hinterschnitt der Schneide bzw. der finalen Strukturierung. Ein erhöhter Freiwinkel führt hingegen zu einem verminderten Eingriff der Schneide.

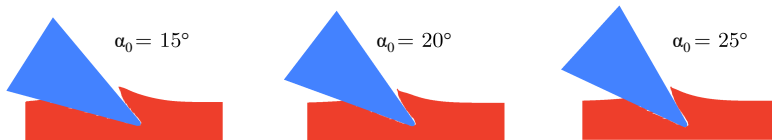


Abbildung 6.11: Einfluss des Freiwinkels α_0 auf die Ausprägung der Strukturierung

Im weiteren Verlauf wird untersucht inwiefern die Hybrideigenschaften durch die Ausprägung der Strukturierung beeinflusst werden. Dazu werden die Ergebnisse des Simulationsmodells aus Abbildung 6.11 in ein 2-D Hybridmodell überführt. Es wird die Annahme eines ebenen Verzerrungszustandes getroffen. Zur Simulation der hybriden formschlüssigen Verbindung wird eine Komponente aus FVK hinzugefügt. Die Einspannung der Stahlkomponente erfolgt an den Rändern. Es wird von einem elastischen Materialverhalten ausgegangen, wobei die E-Moduln für die Stahlkomponente zu 210 000 MPa und für die FVK Komponente zu 3000 MPa festgelegt werden. Für die FVK Komponente wird zur Untersuchung der formschlüssigen Verbindung ein isotropes Matrixmaterial betrachtet. Anschließend erfolgt eine Belastung der FVK-Komponente in Scherzug- und Normalenrichtung mit einer vorgegebenen Verschiebung von 0,01 mm. Die Reibungsbedingungen zwischen den beiden Komponenten werden vernachlässigt, um den isolierten Einfluss der formschlüssigen Verbindung zu analysieren. Abbildung 6.12 (a) zeigt das 2-D Modell zur Untersuchung des Einflusses der Geometrie der Strukturierungen auf die Reaktionskräfte. Nach Aufbringen der Verschiebung wird die Reaktionskraft der FVK-Komponente in Scherzug- und Normalenrichtung ausgegeben. Abbildung 6.12 (b) zeigt die Ergebnisse für die jeweiligen Reaktionskräfte bei unterschiedlichen Freiwinkeln. Für den Freiwinkel von 15° ergibt sich die maximale Normalkraft und ein Minimum an resultierender Scher-

kraft. Für den Freiwinkel von 25° erreicht die Scherkraft ihr Maximum, während die Normalkraft auf ein Minimum fällt. In Anbetracht der in Tabelle 5.1 dargestellten Belastungen in der Grenzschicht zwischen B-Säule und B-Säulenverstärkung ergibt sich für den Freiwinkel von 15° die Erreichung eines guten Kompromisses zwischen Scherzug- und Normalenrichtung. Der ermittelte Parameter bildet die Grundlage für weitere Untersuchungen zum kombinierten Strukturierungs- und Härteprozess für die Herstellung hybrider PHS-CFK Komponenten.

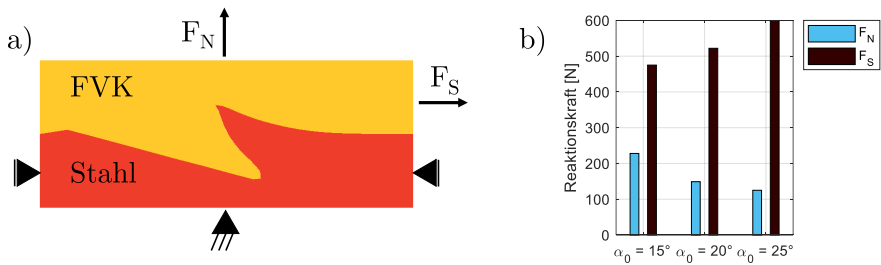


Abbildung 6.12: a) 2-D Modell zur Untersuchung der Reaktionskräfte der FVK-Komponente durch den Formschluss mit der Stahlkomponente
b) Resultierende Reaktionskräfte in Normalen- und Scherzugrichtung für unterschiedliche Freiwinkel

7 Analyse der mechanischen Eigenschaften der hybriden Materialkombinationen

Nach Auslegung der warmformprozess-integrierten Strukturierung werden in diesem Kapitel die mechanischen Eigenschaften der hybriden Materialkombination aus PHS und CFK untersucht. Es wird der Einfluss der makroskopischen Strukturierung auf die Scherfestigkeit der hybriden Materialpaarungen analysiert. Anschließend wird eine bauteilähnliche Belastung anhand von 3-Punkt-Biegeversuchen durchgeführt.

7.1 Experimentelle Untersuchung der Scherfestigkeit für PHS-CFK

Zur Herstellung geeigneter hybrider Materialproben werden zunächst die Strukturierungen eingebracht. Die Prozessführung folgt dabei den in Kapitel 6.1 dargestellten Prozessparametern. Anschließend erfolgt ein Entfetten und Reinigen der PHS-Platinen. Mit den in Abbildung 7.1 dargestellten Plattenwerkzeug werden darauffolgend Hybridproben hergestellt. Dazu werden die in Kapitel 4.1 dargelegten Fertigungsparameter für die CFK-Prepregs verwendet. Zur Einstellung einer Dicke von

insgesamt ca. 2 mm der CFK-Komponente werden 9 Lagen der CFK-Prepregs verwendet. Die Ausrichtung der CFK-Prepregs wird dabei in unidirektionaler Faserrichtung vorgenommen, wie sie in Kapitel 5 als Vorzugsrichtung der lastpfadgerechten Auslegung ermittelt wurde. Nach der Aushärtung werden die hybriden Probenkörper an definierten Stellen aus den 150 x 150 mm großen Platten herausgetrennt. Dazu wird das Wasserstrahlschneiden verwendet, da es keine thermischen Belastungen in die hybride Struktur einbringt.

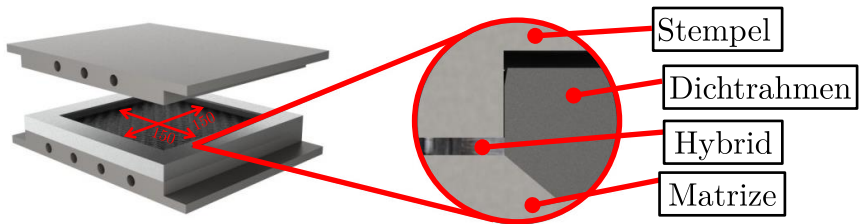


Abbildung 7.1: Plattenwerkzeug mit Dichtrahmen zur Herstellung hybrider Probenkörper; Abbildung LiA, Universität Paderborn [Lau14]

Mit den im Kapitel 4.3.2 vorgestellten Shear Edge Testverfahren werden die Scherzugfestigkeiten der hybriden Versuchskörper in unterschiedlichen Belastungsrichtungen zur Strukturierungsrichtung untersucht. Als Referenz werden unstrukturierte Proben evaluiert. Ebenfalls werden SLJ-Versuche durchgeführt, um eine Validierung des Shear Edge Testverfahrens durchzuführen, siehe Abbildung 4.4. Abbildung 7.2 zeigt die untersuchten Ausrichtungen der Fasern und Strukturierungen. Die Abmessungen der Scherzugproben orientieren sich dabei an den SLJ-Proben mit einer Überlappungslänge von 12,5 mm und einer Breite von 25 mm. Die in den Folgenden Kapiteln 7.1.1 und 7.1.2 dargestellten Ergebnisse sind in Teilen in den studentischen Arbeiten von TASTAN [Tas18] und KUKUK [Kuk19] erarbeitet worden.

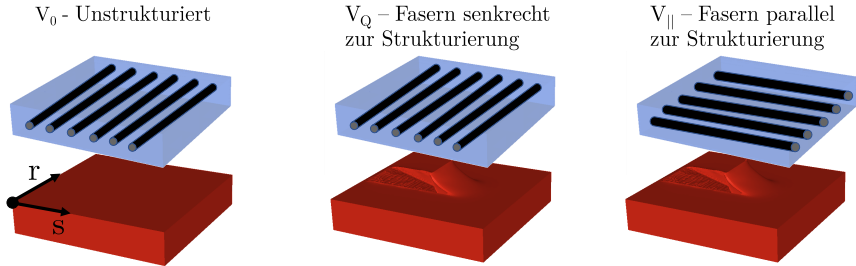


Abbildung 7.2: Ausrichtung der Strukturierung zu unterschiedlichen Faserrichtungen

7.1.1 Scherfestigkeit für Hybridproben PHS-CFK bei Belastung in Faserrichtung

Die Belastung unstrukturierter und strukturierter Proben erfolgt parallel (0°) zur Faserausrichtung. Zunächst werden unstrukturierte Proben mit Hilfe der SLJ-Proben evaluiert. Das Versagen der hybriden Proben aus PHS-CFK zeigt hierbei ein diverses Versagensverhalten, wobei es zu adhäsivem Versagen in der Grenzschicht, intralaminarem Versagen oder einer Mischform der beiden Versagensmechanismen kommt. Abbildung 7.3 zeigt die drei Versagensformen bei der Untersuchung von SLJ-Proben und Belastung in 0° -Richtung.

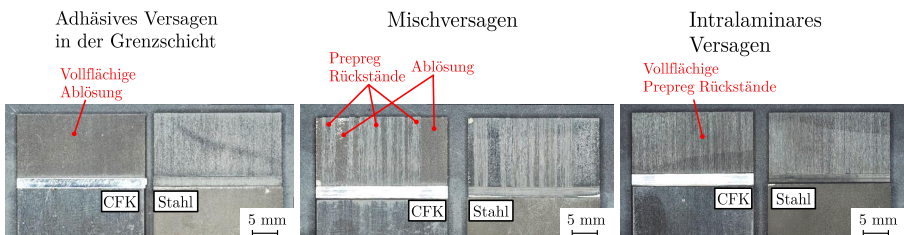


Abbildung 7.3: Versagensformen für die SLJ-Proben von PHS-CFK Hybriden

Das intralaminare Versagen wird durch die Einbringung der Fräsnuten bei der Herstellung von SLJ-Proben begünstigt, wie die Abbildung 7.4 zeigt. Die entstehenden

Eigenspannungen beim Fügen von duromeren PHS-CFK Hybriden erschweren die exakte Einbringung der Nuten im Bereich der Grenzfläche. Im Zuge dessen kommt es zu einem intralaminaren Versagen der CFK-Schicht auf Höhe des Bodens der Fräsnut. Die exakte Trennung der beiden ungleichen Werkstoffe stellt eine hohe Herausforderung bei der Herstellung von SLJ-Proben dar.



Abbildung 7.4: Intralaminare Versagen der Hybridproben begünstigt durch die Herstellung der SLJ-Proben

In Abbildung 7.5 sind die Scherfestigkeiten von 10 unterschiedlichen SLJ-Proben dargestellt. Die Ergebnisse zeigen, dass bei Adhäsivem und Mischversagen erhöhte

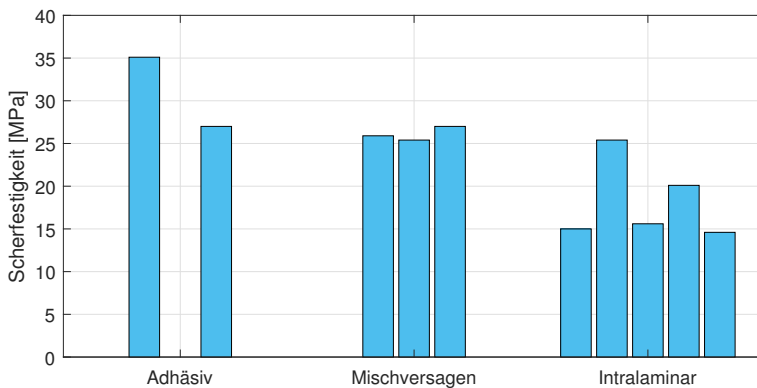


Abbildung 7.5: Scherfestigkeiten für die SLJ-Proben von unstrukturierten PHS-CFK Hybriden bei Belastung in Faserrichtung

Scherfestigkeiten für die hybriden Probenkörper gemessen werden. Generell bestätigen die Ergebnisse die bspw. von [Zin+18] vorgestellten Zusammenhänge, dass bei der Bestimmung der Scherfestigkeit von hybriden Materialien stets nur scheinbare Festigkeiten gemessen werden. Die Schubspannungen in der Grenzschicht werden über den Überlappungsbereich der SLJ-Proben gemittelt, wobei das Maximum der Schubspannung jeweils in den Randbereichen des Überlappungsbereiches erreicht wird. Dennoch lassen die Ergebnisse nach Abbildung 7.5 den Schluss zu, dass die Scherfestigkeiten von den hergestellten PHS-CFK Hybriden ein Niveau erreichen, wie es auch mit konventionellen Klebeverbindungen erreicht werden kann, siehe auch [Lau14]. Das Minimum an Scherfestigkeiten wird für die SLJ-Proben erreicht, die intralaminare Versagen zeigen, welches durch die Herstellung der Proben begünstigt wird.

Abbildung 7.6 zeigt die Ergebnisse für die bestimmten Scherfestigkeiten unstrukturierter Proben mit Hilfe der Shear Edge Versuchsvorrichtung. Das Versagensbild der

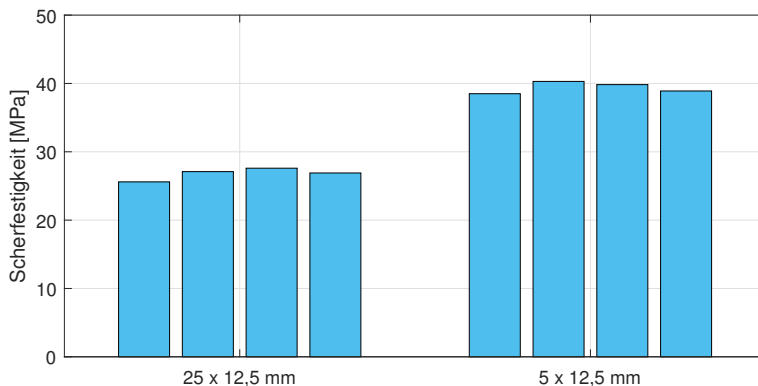


Abbildung 7.6: Scherfestigkeiten für die unstrukturierten Shear Edge Proben bei unterschiedlichen Dimensionen

Proben zeigt hierbei ein Adhäsives bzw. Mischversagen, wodurch nachgewiesen werden konnte, dass mit der entwickelten Vorrichtung nach Kapitel 4.3.2 die Vorschädigung der hybriden Probenkörper und damit einhergehenden Begünstigung von in-

tralaminaren Versagen verhindert werden kann. Ein weiterer Effekt zeigt sich bei der Reduzierung der Probenbreite auf ca. 5 mm, wodurch sich die gemessenen Scherfestigkeiten signifikant erhöhen. Durch die Versuchsergebnisse der Shear Edge Proben mit der reduzierten Breite wird erneut verdeutlicht, dass es sich bei der experimentellen Bestimmung der Scherfestigkeit hybrider Materialien stets um über die Probenabmessungen gemittelte Scherfestigkeiten handelt. Eine Reduzierung der geometrischen Abmessungen wird folglich zu Werten führen, die näher an den realen Scherfestigkeiten liegen. Für die weiteren experimentellen Untersuchungen zur Bestimmung der Scherfestigkeit wird deshalb das Shear Edge Verfahren verwendet.

Die Ausrichtung der Fasern parallel zur Strukturierungsrichtung ist bei der Verwendung von Endlosfaserhalbzeugen dabei nicht zielführend, wie Abbildung 7.7 zeigt. Durch die hohe Steifigkeit der Kohlenstofffasern legen sich diese während des Pre-

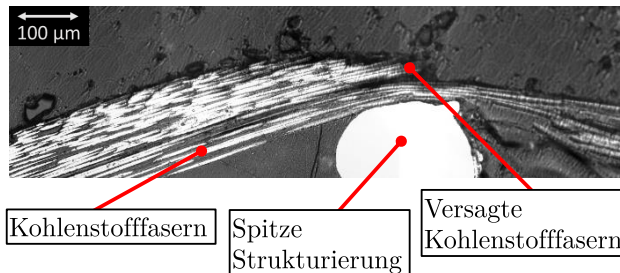


Abbildung 7.7: Versagensbild Hybridprobe PHS-CFK mit der Ausrichtung der Fasern in Strukturierungsrichtung

pregressens auf den Strukturierungen ab. Dadurch kommt es zu einem Versagen der Fasern im Bereich der Spitze der Strukturierung. Bei der Betrachtung der resultierenden Scherfestigkeit für die Proben zeigt sich dementsprechend keine Steigerung im Vergleich zur unstrukturierten Referenzprobe, siehe Abbildung 7.8. Es kommt zu einem intralaminaren bzw. Mischversagen, welches durch die Orientierung der Strukturierung begünstigt wird.

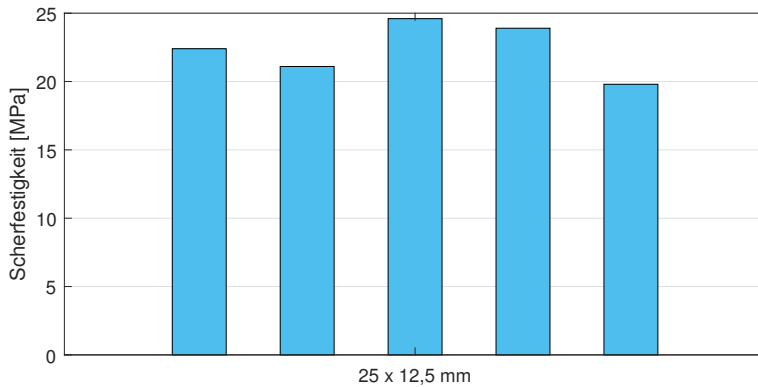


Abbildung 7.8: Scherfestigkeiten für die strukturierten Shear Edge Proben bei Belastung in Faserrichtung

7.1.2 Scherfestigkeit für Hybridproben PHS-CFK bei Belastung quer zur Faserrichtung

Die Darstellung in Abbildung 5.2 zeigte für die B-Säule im Gesamtfahrzeugmodell eine ausgeprägte Uniaxialität der superpositionierten Spannungen. An dieser Stelle soll aber nochmal hervorgehoben werden, dass diese Spannungen nicht mit den vorherrschenden Belastungen in der Grenzfläche korrelieren. Bei der flächigen Anbindung von der CFK B-Säulenverstärkung an die B-Säule ergeben sich Belastungen in der Grenzfläche, welche senkrecht zur Faserrichtung wirken. Dementsprechend ist zu untersuchen welche Scherfestigkeiten sich für die Hybridstrukturen bei Belastung quer zur Faserausrichtung (90°) ergeben. Die Strukturierung quer zur Faserrichtung soll in diesem Fall der maßgeblich durch die Matrix bestimmten Deformation entgegenwirken.

Wie die Ergebnisse nach Kapitel 7.1.1 zeigen, ist das Niveau der Grenzflächenfestigkeit hybrider PHS-CFK Proben auf dem konventioneller Klebstoffe, so dass eine Strukturierung in Faserrichtung nicht notwendig ist. Die experimentellen Ergebnisse haben des Weiteren auch aufgezeigt, dass eine kohärente Ausrichtung von Strukturie-

lung und Fasern für die gewählten Strukturierungsparameter nicht zielführend ist. Im Folgenden wird dementsprechend die Scherfestigkeit hybrider PHS-CFK Proben bei Belastung quer zur Faserausrichtung evaluiert. Die Belastung der strukturierten Proben erfolgt hierbei in positiver und negativer s-Richtung, siehe Abbildung 7.2 (V_Q). Die Ergebnisse der Scherzugversuche sind in Abbildung 7.9 dargestellt. Deutlich zu

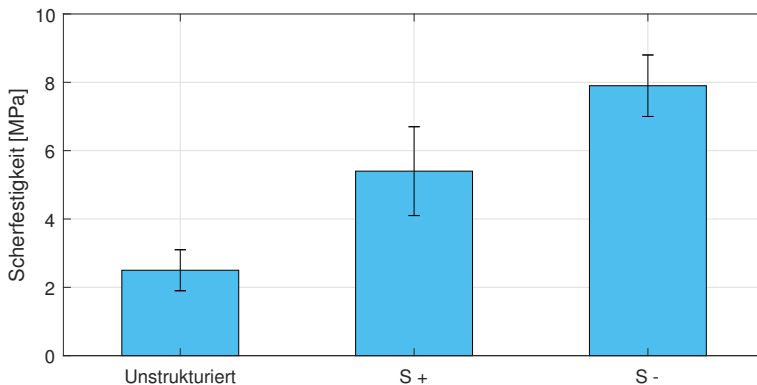


Abbildung 7.9: Scherfestigkeiten unstrukturierter und strukturierter Proben bei Belastung quer zur Faserrichtung

erkennen, ist der enorme Abfall der Scherfestigkeiten im Vergleich zur Belastung in Faserrichtung, welche auf einen Mittelwert von 2,5 MPa abfällt. Die Scherfestigkeit wird in diesem Fall durch das Verformungsverhalten der Matrix bestimmt. Da die Fasern keinen Widerstand in Belastungsrichtung darstellen, kommt es zu erhöhten Verformungen der Matrix, welche final in ausschließlich ädhäsivem Versagen resultieren. Die Scherfestigkeiten der strukturierter Proben nach Abbildung 7.9 zeigen durch die Strukturierungen eine deutliche Erhöhung der Scherfestigkeit für beide Belastungsrichtungen. Für die Belastung in positiver s-Richtung erhöht sich die mittlere Scherfestigkeit auf 5,4 MPa und bei Belastung in negativer s-Richtung ergibt sich ein Wert von 7,9 MPa.

Abbildung 7.10 zeigt eine hybride strukturierte Probe mit ausgehärteten CFK-Prepreg und quer zur Strukturierungsrichtung angeordneten Kohlenstofffasern. Die Füllung

der Kavität mit Kohlenstofffasern ist deutlich zu erkennen. Unterhalb der Strukturierung ergibt sich ein ca. 0,5 mm großer Bereich, welcher ausschließlich mit Epoxidharz gefüllt wird. Die mikroskopische Aufnahme verdeutlicht den Effekt der Scherfestigkeitssteigerung durch die Strukturierung der PHS-Komponente.

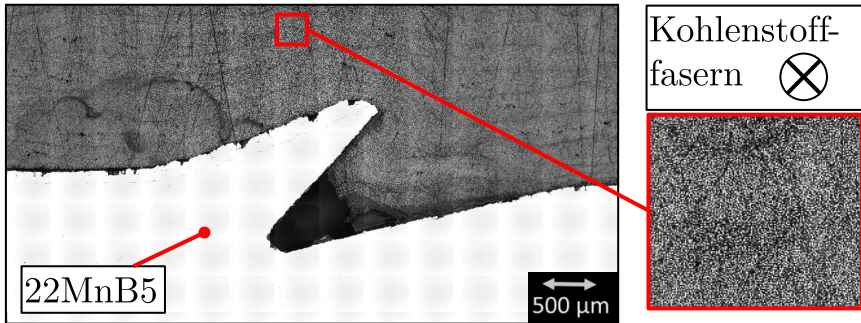


Abbildung 7.10: Hybride Probe aus PHS-CFK, die Fasern sind senkrecht zur Ausprägung der Strukturierung angeordnet

7.1.3 Fazit zur Strukturierung von PHS zur Herstellung hybrider Materialien

Die experimentellen Ergebnisse zur Festigkeitssteigerung durch Formschluss bei der Verwendung von Endlos-FVK und PHS-Komponenten lassen unterschiedliche Schlüsse zu. Die Anordnung der makroskopischen Strukturierungen in Faserrichtung kann als nicht zielführend betrachtet werden, wie die experimentellen Ergebnisse nach Kapitel 7.1.1 zeigen. Bei der Verwendung des in dieser Arbeit betrachteten Epoxidharzsystems nach Kapitel 4.1 zeigt sich allerdings ein generell ausreichend hohes Niveau an Scherfestigkeiten in Faserrichtung, welches mit den Werten konventioneller Strukturklebstoffe konkurrieren kann.

Die Ergebnisse nach Kapitel 7.1.2 lassen das Fazit zu, dass durch die Ausrichtung der

Formschlüsse quer zur Faserrichtung von Endlos-FVK eine signifikante Festigkeitssteigerung von 216 % (Belastung in Strukturierungsrichtung) und 316 % (Belastung gegen die Strukturierungsrichtung) erreicht werden kann. Dies ist insbesondere im Hinblick auf die Verwendung für Hybridwerkstoffen interessant bei denen die Faserorientierung unidirektional vorgenommen wird, siehe Kapitel 5. Die Strukturierungen tragen dazu bei, dass in den Bereichen der minimalen Scherfestigkeit (quer zur Faserorientierung) als Schwachstelle des hybriden Endlos-FVK Verbundes die Scherfestigkeit signifikant erhöht wird.

7.2 Untersuchung hybrider Biegekörper aus PHS-CFK

Die in Kapitel 5 dargestellten Ergebnisse zeigen für die Belastung einer B-Säulenstruktur eine kombinierte Belastung in Scher- und Normalenrichtung. Mit Hilfe von Biegeversuchen soll deshalb der Einfluss der Strukturierungen bei mehrachsigen Belastungen der Grenzfläche untersucht werden. Durch die unidirektionale Anordnung der Endlosfasern in Richtung der Hauptbelastungsrichtung kann ein maximaler Leichtbau für hybriden Strukturen erreicht werden. Im Folgenden sollen deshalb flächige Proben aus PHS-CFK einer Biegebelastung unterzogen werden. Ausgehend von der Analyse der Belastungen in der Grenzfläche werden die Strukturierungen entsprechend der Ergebnisse aus Kapitel 7.1 angeordnet.

Ausgehend von dem Entwurf der hybriden B-Säulenstruktur nach Abbildung 5.3 erfolgt die Belastung durch den Impaktor auf der Stahlseite. Die maximale Biegesteifigkeit wird dabei durch eine intakte Grenzfläche während der Biegebelastung erreicht. Ein Delaminieren des CFK-Patches von der Stahlkomponente führt zu einem schlagartigen Kraftabfall. Im Falle der Realbelastung im Gesamtfahrzeug führt das Ablösen der CFK-Verstärkung zu einer stark erhöhten Deformation im Rumpfbereich und sorgt somit für eine Gefährdung des Fahrers. Wie in Kapitel 3.1 dargestellt, sollte deshalb eine intakte Grenzfläche über den gesamten Belastungsprozess sichergestellt werden, um die maximale Energieaufnahme zu gewährleisten. Abbildung 7.11 zeigt den

Versuchsaufbau zur Durchführung von Biegeversuchen an flächigen Hybridproben. Die unidirektionale Ausrichtung der Fasern erfolgt dabei in Längsrichtung der Bie-

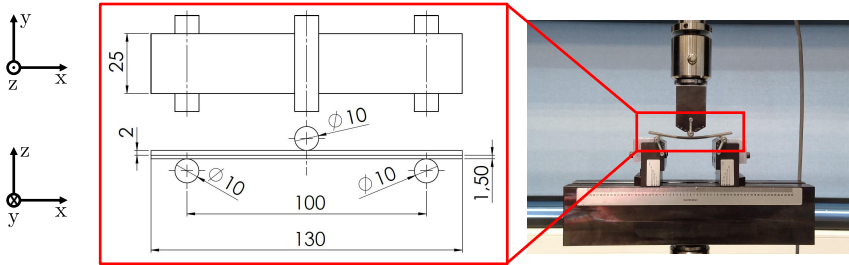


Abbildung 7.11: Versuchsaufbau zur Durchführung von Biegeversuchen

geprobe (x-Richtung). Da für die Durchführung hybrider Biegeversuche keine Norm zur Verfügung steht, orientieren sich die geometrischen Abmessungen an der Breite der SLJ-Proben und dem Plattenwerkzeug nach Abbildung 7.1. Zur Anordnung der Strukturierungen wird zunächst der Biegeversuch simuliert, um die Belastungen in der Grenzfläche zu analysieren. Zur Modellierung der Werkstoffe PHS und CFK sind die Daten nach Kapitel 5 verwendet worden. Für den PHS-Werkstoff ist erneut das isotrop elasto-plastische Materialmodell herangezogen worden (LS-Dyna Materialmodell 24, siehe auch Kapitel 6.2.2), wobei die Fließkurve für das vollständig gehärtete Material nach Kapitel 5.1 bzw. Abbildung 2.8 implementiert wird. Für die Modellierung der CFK-Schichten wird ein orthotrop-elastischen Materialmodell verwendet (LS-Dyna Materialmodell 2). Die Grenzfläche wird zunächst mit einem elastischen Materialmodell ($E = 1000 \text{ MPa}$) berechnet (LS-Dyna Materialmodell 1).

Für die Auslegung der Strukturierungen sind bei der Verwendung von unidirektionalen Fasern in x-Richtung dabei die Bereiche der Schubspannungen quer zur Faserrichtung relevant (y-Richtung). Abbildung 7.12 (a) zeigt die Belastungen in der Grenzfläche in der Schubrichtung quer zur Faserorientierung. Im Bereich des Impaktors ergeben sich die maximalen Schubspannungen. Die Spannungen in Normalenrichtung (z-Richtung) zeigen im Bereich des Impaktors das Maximum an Druckspannung, siehe Abbildung 7.12 (b). In positiver Richtung steigen die Spannungen in Richtung der Auflager an.

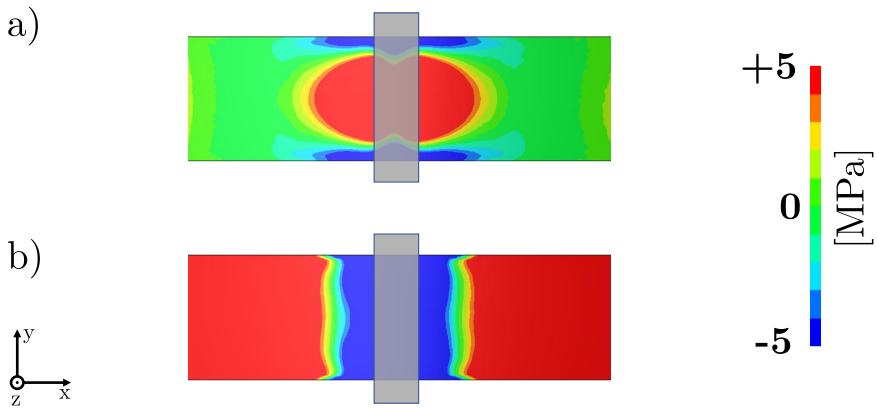


Abbildung 7.12: Schematischer Spannungsverlauf in der Grenzfläche in

a) Schubrichtung quer zur Faserrichtung

b) Normalenrichtung

Die dargestellten Spannungswerte entsprechen hierbei nicht der Realität, sondern stellen nur den schematischen Spannungsverlauf dar und sind abhängig vom gewählten E-Modul für das Materialmodell der Grenzschicht.

Auf Grund der vorherrschenden Spannungszustände ist eine Strukturierung der Platten aus 22MnB5 im Bereich des Impaktors bis hin zu den Auflagerpunkten sinnvoll. Die Strukturierungen in der Blechmitte auf Höhe des Impaktors erhöhen die Scherfestigkeit quer zur Faserorientierung, während die Strukturierungen im Verlauf zu den Auflagerpunkten die Belastungen in Normalenrichtung aufnehmen. Abbildung 7.13 zeigt einen Entwurf für die Anordnung der Strukturierungen für die 3-Punkt-Biegeproben. Als Referenz werden erneut unstrukturierte Hybridproben untersucht. Zur Herstellung der Probenkörper wird das Werkzeug nach Abbildung 7.1 verwendet. Ebenfalls wird wieder ein etwa 2 mm dickes unidirektionales CFK-Prepreg verwendet. Das Heraustrennen der einzelnen Biegeproben von 25 x 130 mm erfolgt erneut per Wasserstrahlschneiden aus den 150 x 150 mm großen Hybridplatten. Die maximale Energieaufnahme wird bei einem reihenweisen Faserversagen der einzelnen La-

minatschichten erreicht. Die Rissinitiierung erfolgt dabei ausgehend von der äußersten Faserschicht. Im Folge der Zugbelastung der jeweiligen äußersten Schicht kommt es zu einem Faserbruch auf Höhe der maximalen Biegung bzw. Auslenkung.

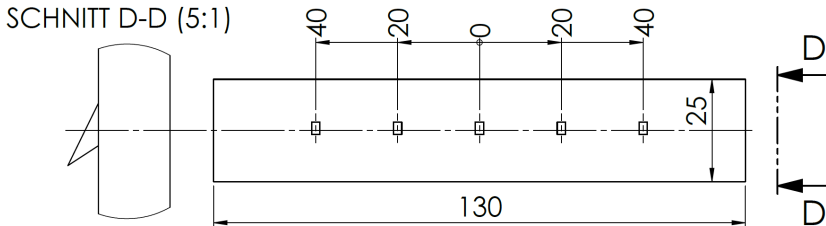


Abbildung 7.13: Anordnung der Strukturierungen für die hybriden 3PB-Proben

7.2.1 3PB-Versuche unstrukturierter Proben aus PHS-CFK

Die in diesem Kapitel dargestellten Ergebnisse sind teilweise in der studentischen Arbeit von SCHMIDT [Sch20] erarbeitet worden. Zur Durchführung der Biegeversuche werden die Verformungen, neben der Aufzeichnung durch das Wegmesssystem der Zugprüfmaschine, optisch aufgenommen, um den Einfluss der Maschinensteifigkeit auf die Wegmessungen auszuschließen. Ebenso lässt sich durch die optischen Aufzeichnungen der Biegeversuche der Beginn der Rissinitiierung identifizieren. Neben der Vermessung des Impaktors sind ebenso die resultierenden Kräfte am Impaktor aufgezeichnet worden. Die Kraft-Weg-Verläufe erlauben anschließend einen Vergleich der unterschiedlichen Biegeproben. Abbildung 7.14 zeigt die Kraft-Weg-Verläufe für die unstrukturierten PHS-CFK Biegeproben. Für die Proben 1 bis 4 kommt es dabei zu einem Grenzflächenversagen, was sich in dem schlagartigen Kraftabfall erkennen lässt. Abbildung 7.15 zeigt das schlagartige Versagen der Probe 3. Die optische Aufnahme der Verformung erfolgt mit einer Frequenz von 5 Hz. Nach dem Versagen der Grenzfläche und dem Ablösen des CFK-Patches wird die Biegesteifigkeit ausschließlich von der Stahlkomponente bestimmt. Das volle Potential der hybriden Ma-

terialkombination zur Energieaufnahme kann folglich nicht ausgeschöpft werden. Bei der Probe 5 kommt es zu einem Faserversagen in der äußersten Grenzschicht, bevor ein Grenzflächenversagen eintritt. Die Ergebnisse zeigen prozessbedingte Einflüsse auf die Herstellung der hybriden Biegeproben. Der Rissfortschritt erfolgt hierbei ausgehend von den Stellen bestehender Imperfektionen. Durch das Presshärten der Ausgangsplatinen kommt es zu einer differenzierten Ausbildung der Oberflächenbeschaffenheit. Des Weiteren kann es bei der Herstellung der hybriden Probenkörper zu Einflüssen durch den Prepreg-Prozess kommen (z.B. Temperatur, Druck, Handlaminieren). Generell zeigen die unstrukturierten Biegeproben eine hohe Streubreite über den Versagenszeitpunkt der Grenzfläche. Im Hinblick auf die Herstellung komplexer hybrider Bauteile ist im Zuge dessen mit enormen Schwierigkeiten zu rechnen diese Einflussfaktoren der Prozessparameter zu beherrschen.

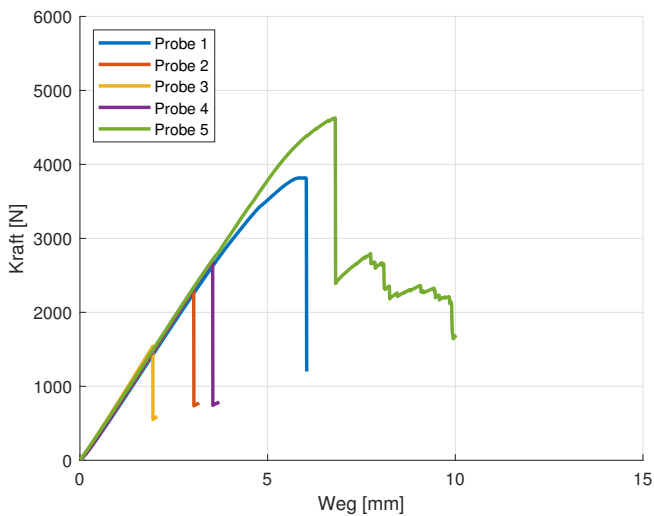


Abbildung 7.14: Kraft-Weg Verlauf der unstrukturierten hybriden 3PB-Proben

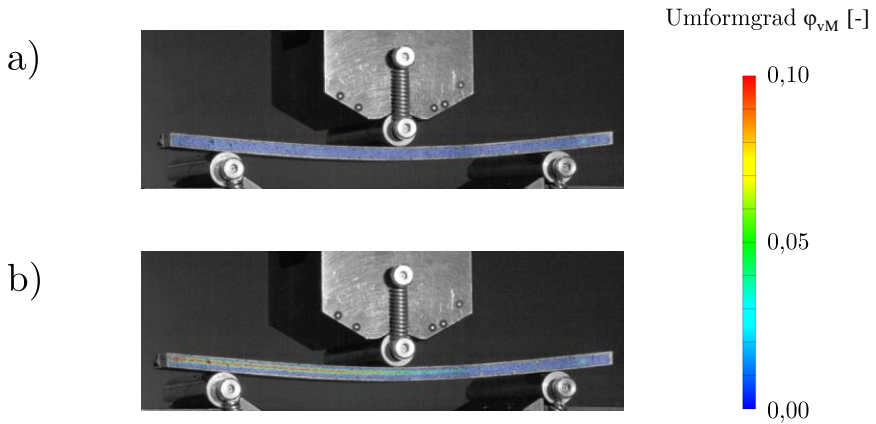


Abbildung 7.15: Schlagartiges Grenzflächenversagen der hybriden Probe 3

a) Letztes Bild vor Versagen

b) Schlagartige Rissausbreitung in der Grenzschicht PHS-CFK

7.2.2 3PB-Versuche strukturierter Proben aus PHS-CFK

Für die 3PB-Versuche der strukturierten Proben wird auf den gleichen Versuchsaufbau wie bei den unstrukturierten Proben nach Kapitel 7.2.1 zurückgegriffen. In Abbildung 7.16 sind die Kraft-Weg Verläufe für die strukturierten Hybridproben nach Abbildung 7.13 dargestellt. Durch die Strukturierungen kommt es bei allen 5 Proben zu einem Faserversagen ausgehend von der äußersten Grenzschicht. Im Bezug auf das erreichbare Kraftmaximum befindet sich Probe 1 unterhalb des Niveau der anderen Proben. Der Verlauf der Kraft-Weg-Kurve bis zum Erreichen der Maximalkraft lässt die Vermutung zu, dass es zuvor schon bereits zu einem Versagen einzelner Faserfilamente kommt.

Abbildung 7.17 zeigt den Vergleich zwischen der unstrukturierten Probe 1 und der strukturierten Probe 1. Bis zu einer Impaktorintrusion von etwa 5 mm zeigen beide Proben einen nahezu identischen Steifigkeitsverlauf. Bei der unstrukturierten Probe 1 kommt es anschließend zu einem schlagartigen Versagen der Grenzfläche, während

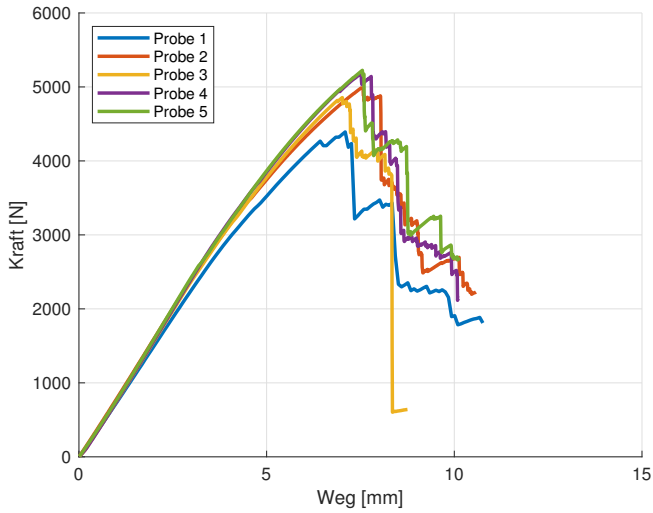


Abbildung 7.16: Kraft-Weg Verlauf der strukturierten hybriden 3PB-Proben mit fünf Strukturierungen in Längsrichtung nach Abbildung 7.13

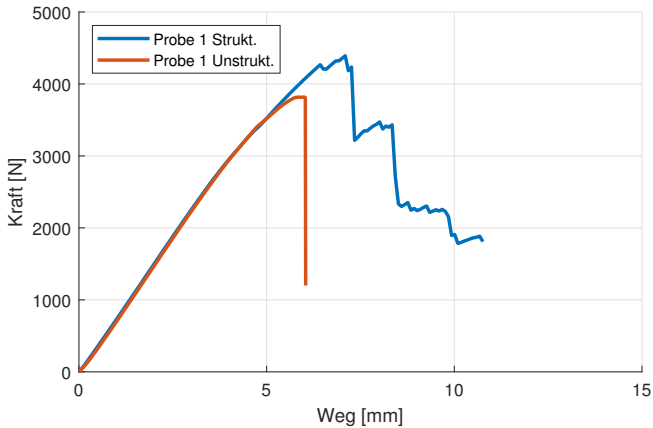


Abbildung 7.17: Vergleich des Kraft-Weg Verlaufes der strukturierten und unstrukturierten 3PB-Biegeprobe 1

bei der strukturierten Probe Faserversagen erfolgt. Durch die Strukturierungen kann anscheinend ein großflächiges Versagen der Grenzfläche unterbunden werden.

Abbildung 7.18 zeigt die versagte unstrukturierte Probe 1. Zunächst kommt es auf Höhe des Impaktors zu einem großflächigen Versagen äußerer Faserschichten und in der direkten Abfolge löst sich der CFK-Patch von der metallischen Oberfläche. Der Kraftverlauf nach Abbildung 7.17 lässt die Schlussfolgerung zu, dass die Grenzfläche vor Einsetzen des Faserversagens geschädigt ist, da das Kraftmaximum unterhalb der Referenzproben liegt (Unstrukturierte Probe 5, Strukturierte Proben 2 bis 5). Die Rissausbreitung in der Grenzschicht wird in der Folge nach Versagen der ersten Faserschicht fortgesetzt. Es ist davon auszugehen, dass das Versagen der Grenzschicht auf Grund der Normalspannungen erfolgt, da die Biegefestigkeit des gesamten CFK-Patches durch das Reißen der ersten Faserfilamente schlagartig herabgesetzt wird.



Abbildung 7.18: Schadensbild der unstrukturierten Probe 1

In Abbildung 7.19 ist das Schadensbild der strukturierten Probe 4 zu sehen. Deutlich zu erkennen ist, wie alle Faserschichten auf Höhe des Impaktors reihenweise versagt sind. Der Biegeversuch wird solange durchgeführt bis ausschließlich die Metallkomponente der Biegebelastung durch den Impaktor entgegenwirkt. Auf Höhe der Auflager ist die Grenzfläche zwischen PHS-CFK weiterhin intakt, was die Festigkeitssteigerung durch die Strukturierungen bekräftigt. In der rechten Detailaufnahme in Abbildung 7.19 zeigt sich ein Verklammerungseffekt der Kohlenstofffasern auf Höhe der Strukturierung in der Mitte der Biegeprobe.

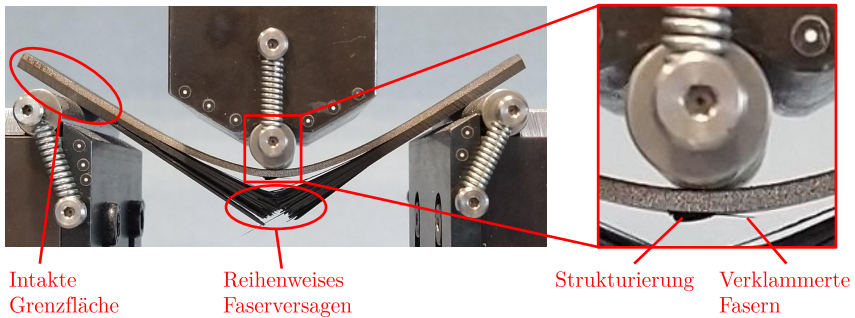


Abbildung 7.19: Schadensbild der strukturierten Probe 4 bis zum vollständigen Versagen aller Faserschichten

7.2.3 Variation der Anordnung der Strukturierungen

Die Verklammerung der Fasern, wie sie in Abbildung 7.19 rechts dargestellt ist, führt zu einem Halten des Patches während der Biegebelastung. Im Folgenden soll untersucht werden wie sich eine Variation bzw. Reduzierung der Anzahl der Strukturierungen auf die mechanischen Eigenschaften der hybriden Biegeproben auswirkt. Die Anordnung der Strukturierungen konzentriert sich deshalb auf den Bereich des Impaktors. Dabei wird zunächst die Anzahl der Strukturierungen im Vergleich zu Abbildung 7.13 auf drei Strukturierungen reduziert, siehe Abbildung 7.20.

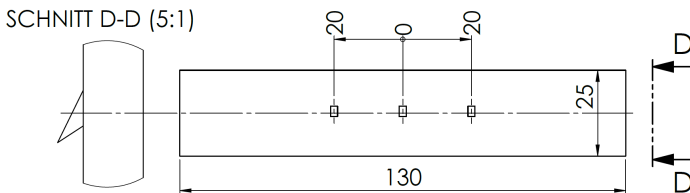


Abbildung 7.20: Anordnung von drei Strukturierungen in Längsrichtung für die hybriden 3PB-Proben

In Abbildung 7.21 sind die Kraft-Weg Verläufe der Biegeversuche mit drei Strukturierungen in Längsrichtung dargestellt. Bei allen fünf Proben kommt es zunächst zu

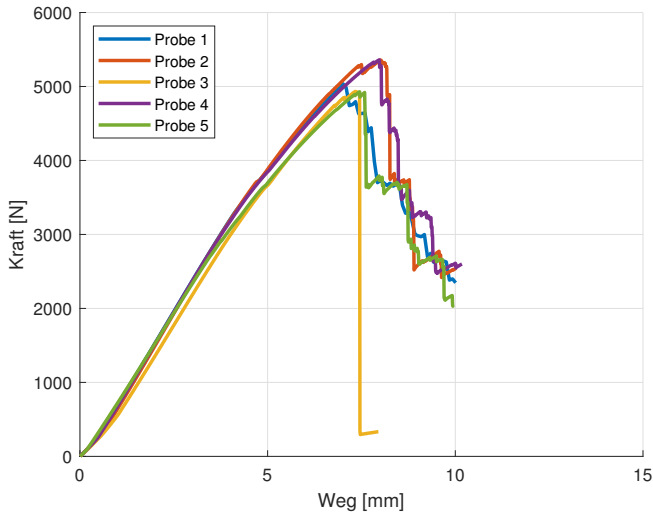


Abbildung 7.21: Kraft-Weg Verlauf der strukturierten hybriden 3PB-Proben mit drei Strukturierungen in Längsrichtung nach Abbildung 7.20

einem Faserversagen in der äußersten Grenzschicht. Bei der Probe 3 zeigt sich ein vollständiges und gleichzeitiges Versagen aller Schichten und in direkter Abfolge ein Lösen des CFK-Patches von der Grenzfläche. Abbildung 7.22 zeigt das Schadensbild der Probe 3. Deutlich zu erkennen sind die verklammerten Faserstrukturen auf Höhe des Impaktors. Ebenso zeigen sich Harz und Faser Restmengen an allen Strukturierungen. Teilweise kommt es zu einem Ablösen der Aluminiumoxidschicht (Al_2O_3) der PHS-Komponente, welche nach dem Trennen der beiden Komponenten am CFK-Patch zu sehen ist. Das Ausbilden einer einer Aluminiumoxidschicht ist charakteristisch für PHS-Legierungen, welche einen Al-Anteil haben [Fan12]. Ebenso zeigt sich in Abbildung 7.22 ein unterschiedliches Schadensbild der Kohlenstofffasern im Vergleich zu Abbildung 7.19. Bei der Probe nach Abbildung 7.22 kommt es zu einem simultanen Versagen aller Faserschichten, was sich auch im Kraftsignal nach

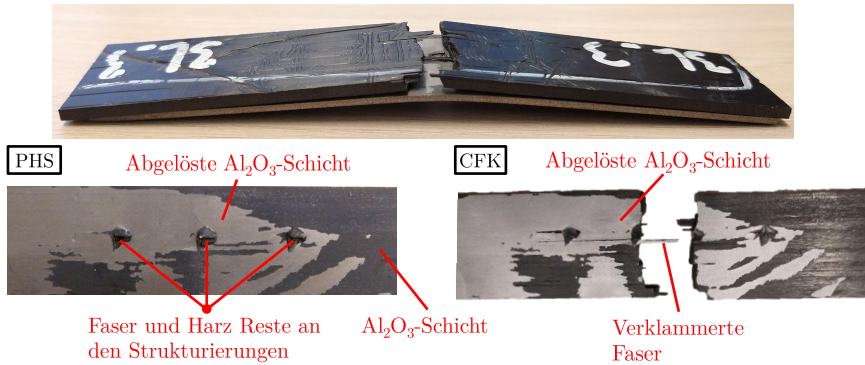


Abbildung 7.22: Schadensbild der strukturierten Probe 3 mit drei Strukturierungen in Längsrichtung

Abbildung 7.21 widerspiegelt. Das Schadensbild lässt den Schluss zu, dass durch die Verklammerung der Fasern der CFK-Patch während der Biegebelastung gehalten wird und erst nach Überschreiten der Zugfestigkeit der äußersten Faserschicht zu einem dynamischen Versagen der weiteren Faserschichten und Grenzfläche kommt. Die Strukturierung der PHS-Komponenten kann folglich in Bereichen hoher Biegebelastungen und schlechter Oberflächenhaftung durch Verklammerungseffekte zu einer signifikanten Verbesserung hybrider Bauteilkomponenten beitragen.

Im Folgenden soll untersucht werden, wie durch die Realisierung eines maximalen Verklammerungseffektes die mechanischen Eigenschaften der hybriden Materialkombinationen beeinflusst werden können. Dazu wird eine Anzahl von drei Strukturierungen in Querrichtung auf Höhe des Impaktors eingebracht, siehe Abbildung 7.23. Die Ergebnisse der Biegeversuche zeigt Abbildung 7.24. Für alle fünf Biegeproben ergibt sich ein reihenweises Faserversagen. Durch die maximale Verklammerung der Faserschichten auf Höhe des Impaktors kommt es zu einer intakten Grenzfläche über nahezu den gesamten Intrusionprozess. Des Weiteren wird zu den Auflagern hin, ein sehr großer Bereich der Grenzfläche nicht geschädigt, siehe Abbildung 7.25.

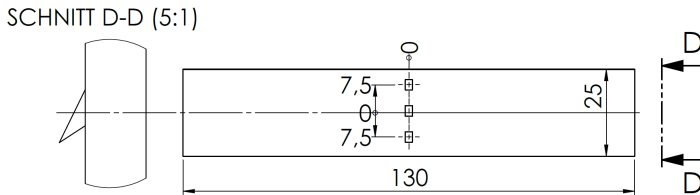


Abbildung 7.23: Anordnung von drei Strukturierungen in Querrichtung für die hybriden 3PB-Proben

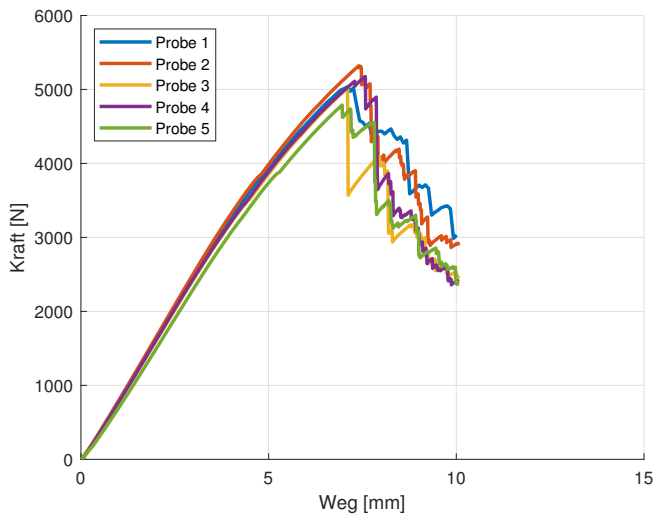


Abbildung 7.24: Kraft-Weg Verlauf der strukturierten hybriden 3PB-Proben mit drei Strukturierungen in Querrichtung nach Abbildung 7.23



Abbildung 7.25: Schadensbild der strukturierten Probe 3 mit drei Strukturierungen in Querrichtung

7.2.4 Fazit zur Biegebelastung strukturierter Hybridproben aus PHS-CFK

Die Strukturierung der PHS-Komponenten hat einen positiven Effekt auf die Biegeeigenschaften des hybriden Verbundes. Durch die unterschiedlichen Anordnungen der Strukturierungen konnte ein signifikanter Verklammerungseffekt nachgewiesen werden, siehe Abbildung 7.19, 7.22 und 7.25. Insbesondere im Bereich der höchsten Biegebelastung der Kohlenstofffasern sorgen die Strukturierungen für ein Entgegenwirken gegenüber der Durchbiegung bzw. dem Versagen der Fasern. Durch die manuelle Herstellung kam es zu prozessbedingten Schwankungen wie bspw. der Beschaffenheit der Oberfläche oder unterschiedlichen Adhäsionskräften in der Grenzfläche zwischen PHS und CFK. Diese Anfangsdefekte führen nach der Herstellung der hybriden Komponenten zu einem Versagen der Grenzfläche wie die Ergebnisse nach Kapitel 7.2.1 zeigen. Insbesondere bei der Herstellung von komplexen Bauteilen, wie einer automobilen B-Säule, kommt es unweigerlich zu unterschiedlichen Beschaffenheiten der Oberfläche der Stahlkomponente durch den Umformprozess. Bei der Herstellung hybrider Bauteile kann durch die makroskopischen Strukturierungen diesen Prozesseinflüssen signifikant entgegengewirkt werden.

Zum Vergleich zwischen den PHS-CFK Hybriden und solitären Stahlkomponenten werden unterschiedliche Blechdicken für die PHS Varianten simuliert. Abbildung 7.26 zeigt die Kraft-Weg Verläufe der hybriden Probe 4 mit fünf Strukturierungen in Längsrichtung nach Kapitel 7.2.2 in Relation zu den Stahlblechdicken von 1,5 mm, 1,9 mm und 3,5 mm. Das Kraftniveau der Blechdicke von 1,5 mm erreicht die hybride Variante nach dem vollständigen Versagen der Faserschichten und einer Intrusion des Impaktors von etwa 16 mm. Eine zum PHS-CFK Hybriden gewichtsäquivalente Stahlvariante hat in etwa eine Blechdicke von 1,9 mm. Anhand des Kraft-Weg Verlaufes der beiden gewichtsäquivalenten Varianten wird das Potential zur Gewichtsreduktion durch die Hybridisierung verdeutlicht. Eine geometrisch gleiche Variante mit einer Stahlblechdicke von 3,5 mm erreicht ein ähnliches Kraftniveau, wie die hybride Variante bei Einsetzen des Faserversagens. Auf Grund der Plastifizierung der Stahlkomponente ist die Energieaufnahme über den gesamten Intrusionsweg entsprechend

deutlich erhöht. Eine geometrisch äquivalente Stahlvariante würde allerdings etwa 85 % mehr Masse besitzen als die hybride Variante.

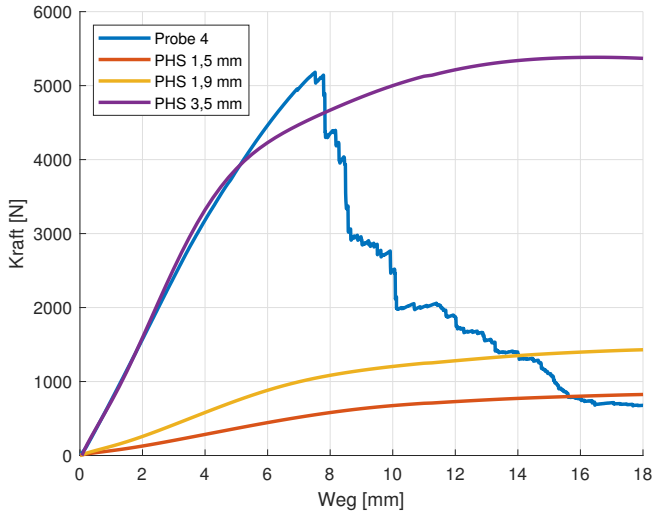


Abbildung 7.26: Vergleich des Kraft-Weg Verlaufes hybrider und solitärer Stahlproben im 3PB-Versuch

8 Auslegung einer automobilen Komponente als PHS-CFK Hybridbauteil

In diesem Kapitel sollen die zuvor erarbeiteten grundlegenden Untersuchungen zur Anwendung bei einer Realbauteilstruktur kommen. Dazu wird eine bestehende Karosseriekomponente als PHS-CFK Hybridbauteil ausgelegt. Zunächst erfolgt die Analyse der vorherrschenden Belastungen in der Grenzfläche, worauf anschließend die Strukturierungen lastgerecht im PHS-Bauteil platziert werden. Zur weiteren Betrachtung ist es notwendig, den Einfluss der Strukturierungen auf die mechanischen Eigenschaften der Stahlkomponente zu untersuchen. Anhand eines Serienbauteils einer PHS B-Säule erfolgt die virtuelle Betrachtung des dazugehörigen Umform- und Strukturierprozess.

8.1 Aufbau eines virtuellen Modells zur Auslegung hybrider PHS-CFK Komponenten

Zur Auslegung hybrider PHS-CFK Strukturen ist eine Abbildung der Grenzflächeneigenschaften notwendig. Zur Anwendung in der Gesamtfahrzeugsimulation ist dementsprechend ein Abstraktionsmodell zu entwickeln, welches die effektiven mechani-

schen Eigenschaften der Grenzfläche abbildet. Als Basis zur Entwicklung des Simulationsmodells werden die 3PB-Versuche nach Kapitel 7 genutzt. Die Modellierung der Grenzschicht erfolgt durch Kohäsivelemente. Auf Grund der geringen Dimension von etwa $20\text{ }\mu\text{m}$ der Grenzfläche zwischen PHS und dem CFK ist eine reale Abbildung der Grenzschichthöhe nicht möglich. Insbesondere bei expliziten Gesamtfahrzeugsimulationen führt dies zu einer Verkleinerung des Zeitschrittes und somit zu einer erheblichen Erhöhung der Gesamtrechnenzeit [Hen10]. In Analogie zu dem Konzept der Bruchenergie (vgl. Gleichung 6.4) basiert die Formulierung von 3D-Kohäsivelementen auf Spannungen und Relativverschiebungen. Das Materialverhalten bei Kohäsivelementen ist demzufolge unabhängig von der Ausgangshöhe der FE. Mit der Steifigkeit der Grenzfläche in Schub- (E_T) und Normalenrichtung (E_N) und den Relativverschiebungen δ lassen sich die (lokalen) Spannungen (t) der Grenzfläche zu

$$\begin{bmatrix} t_1 \\ t_2 \\ t_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_T & 0 & 0 \\ 0 & E_T & 0 \\ 0 & 0 & E_N \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \delta_1 \\ \delta_2 \\ \delta_3 \end{bmatrix} \quad (8.1)$$

bestimmen. Nach Erreichen der Maximalspannung in Schub- (T_T) oder Normalenrichtung (T_N) kommt es zu einer linearen Degradierung der jeweiligen Steifigkeitskomponente. Ein Versagen des Kohäsivelementes wird beim Erreichen der Energiefreisetzungsrate (G_C) erreicht, siehe Abbildung 8.1 [Liv21].

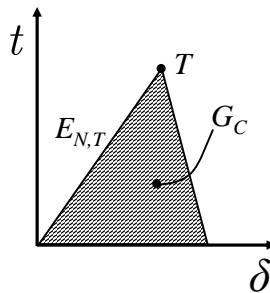


Abbildung 8.1: Verlauf der Spannungs-Rissöffnungskurve für Kohäsivelemente

Die Kohäsivelemente (LS-Dyna Materialmodell 138) sind in der Lage die Grenzflächenfestigkeit durch die flächige Verbindung von Epoxidharz und dem PHS Material abzubilden, siehe Abbildung 8.2. Allerdings kann es bei der Verwendung von komplexen Bauteilen, wie der B-Säule inklusive Verstärkung, zu einem hohen Aufwand bei der Vernetzung der Grenzfläche durch 3D-Elemente kommen. Als Alternative zu 3D-Elementen gibt es die Möglichkeit einer Kohäsiv-Kontaktformulierung (LS-Dyna Tiebreak Kontakt) zwischen den beteiligten Komponenten, wodurch der aufwendige Schritt der Vernetzung der Grenzfläche entfällt. Die Berechnung der Relativverschiebungen erfolgt in diesem Fall anhand der beteiligten Knoten der Komponenten.

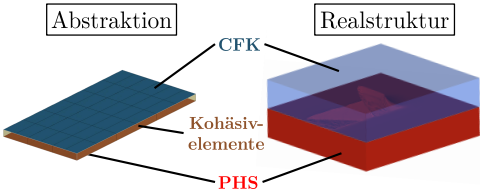


Abbildung 8.2: Abstraktion der Grenzfläche von PHS-CFK Hybriden durch die Verwendung von Kohäsivelementen in der FEM

Die Bestimmung der Materialparameter für die Kohäsivelemente erfolgt durch eine iterative Anpassung der Kraft-Weg-Kurven aus den Experimenten der 3PB-Versuche nach Kapitel 7.2.1 und der Simulation der 3PB-Versuche. Tabelle 8.1 fasst die Materialparameter für die Kohäsivelemente der Grenzfläche zusammen.

Tabelle 8.1: Materialparameter für die Modellierung der Grenzfläche von PHS-CFK Hybridproben

| E_N [N mm ⁻³] | E_T [N mm ⁻³] | $G_{N,C}$ [N mm] | $G_{T,C}$ [N mm] | T_N [N mm ⁻²] | T_T [N mm ⁻²] |
|-----------------------------|-----------------------------|------------------|------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| 119 | 119 | 159 | 159 | 50 | 50 |

Abbildung 8.3 zeigt den Abgleich zwischen Experiment und Simulation der 3PB-Versuche. Ein Versagen der CFK-Komponente wird bei Versagen des äußersten IP in

Dickenrichtung unter Zugbelastung erreicht. Ein reihenweises Versagen der einzelnen Laminatschichten, wie es in den Experimenten nach Kapitel 7.2.1 zu sehen ist, kann bei der Verwendung eines Schalenelementes in Dickenrichtung nicht modelliert werden. Durch die Schalenmodellierung kann interlaminares Versagen innerhalb einer Komponente nicht abgebildet werden, da die interlaminaren Grenzschichten nicht betrachtet werden. Für die Auslegung von realen Bauteilstrukturen ist dies allerdings ausreichend, da ein Versagen der CFK Komponente bei Belastung nicht zulässig ist. Die Modellierungstechnik mit den identifizierten Materialparameter lässt sich dementsprechend auf die Gesamtfahrzeugcrashsimulation übertragen.

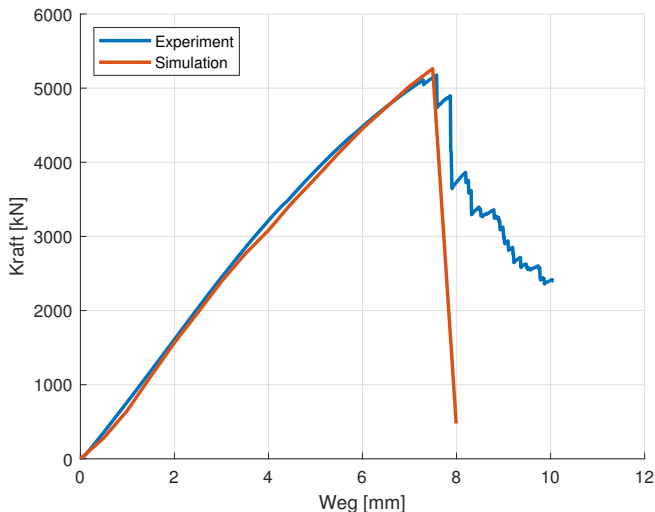


Abbildung 8.3: Abgleich zwischen *Experiment* und *Simulation* für die 3PB-Versuche strukturierter PHS-CFK Hybridproben

8.2 Analyse der Belastungen in der Grenzfläche einer Realbauteilstruktur

Zur Herstellung einer Realbauteilstruktur als PHS-CFK Hybrid ist es notwendig die vorherrschenden Belastungen in der Grenzfläche zu evaluieren. In Analogie zu der in Abbildung 5.3 (b) dargestellten B-Säulenstruktur soll diese als PHS-CFK Bauteil ausgelegt werden. Zur Sicherstellung der intakten Grenzfläche während der Belastung werden dazu die in Kapitel 6 und 7 entwickelten makroskopischen Strukturierungen genutzt. Die relevanten Lastfälle der B-Säulenstruktur sind in Kapitel 5 dargestellt worden. Für die Grenzfläche zwischen der PHS B-Säule und der CFK B-Säulenverstärkung gelten dementsprechend die drei Lastfälle PSI, MDB und RC als Auslegungskriterien. Zur Analyse der Belastungen in der Grenzfläche werden im FEM-Modell des Gesamtfahrzeuges die vorhandenen Schweißpunkte nach Abbildung 5.3 (a) entfernt und stattdessen eine flächige Anbindung des Patches an die B-Säule durch die Kohäsiv-Kontaktformulierung nach Kapitel 8.1 abgebildet. Anschließend werden die Gesamtfahrzeugcrashsimulationen für die drei Lastfälle PSI, MDB und RC durchgeführt. Die relevanten Belastungen der Grenzfläche sind dabei nach Kapitel 7.2 diejenigen, die quer zur Faserausrichtung und in Normalenrichtung verlaufen. Abbildung 8.4 zeigt die wirkenden Kräfte in der Grenzschicht zwischen der B-Säulenverstärkung und B-Säule, welche über den Kohäsiv-Kontakt miteinander verbunden sind. Die Belastungen quer zur Faserausrichtung nach Abbildung 8.4 (a) zeigen sich vor allem im unteren Bereich des Patches für den Lastfall PSI. In Normalenrichtung kommt es zu Kraftspitzen im oberen (RC) und unteren (PSI) Bereich der B-Säulenverstärkung, siehe Abbildung 8.4 (b). Zur Erhöhung der Grenzflächenfestigkeiten für die relevanten Belastungen ist eine Strukturierung im Boden- und Zargenbereich der PHS B-Säule sinnvoll.

Abbildung 8.5 zeigt einen Entwurf für die Strukturierung der B-Säule, die während der Belastung der drei relevanten Lastfälle die Grenzflächenfestigkeit hybrider PHS-CFK Strukturen sicherstellt. Die wirkenden Kräfte können mit den Ergebnissen der 3-Punkt-Biegeversuche nach Kapitel 7 verglichen werden. Bei perfekter Anbindung

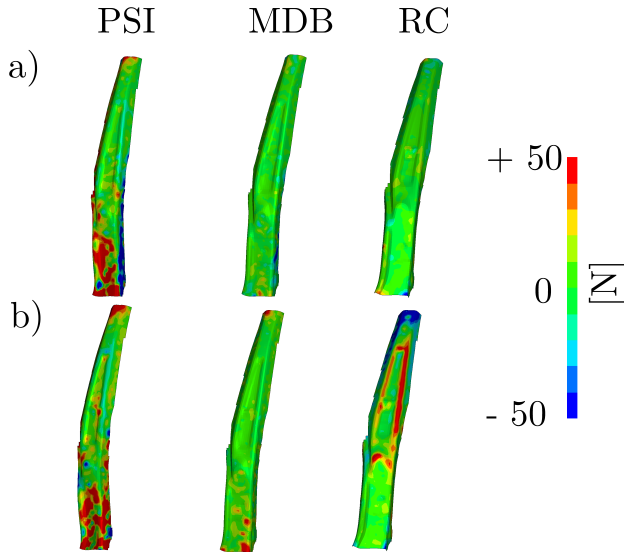


Abbildung 8.4: Kraftverlauf in der CFK B-Säulenverstärkung der hybriden B-Säulenstruktur:

a) Quer zur Faserausrichtung

b) In Normalenrichtung

der B-Säulenverstärkung an die B-Säule ist es theoretisch ausreichend, die Verbindung ausschließlich durch das Epoxidharz der CFK-Komponente zu realisieren. Diese Anbindung ist allerdings in Realbauteilen nicht zu realisieren, wie die Ergebnisse nach Kapitel 7 zeigen. Die Strukturierungen werden deshalb gezielt an den Stellen der höchsten Belastungen nach Abbildung 8.5 eingebracht. Dadurch wird ein großflächiges Versagen der Grenzfläche unterbunden und gemäß der Vorgaben nach Kapitel 8.2 die Grenzflächenfestigkeit während der drei charakteristischen Lastfälle der automobilen Seitenwandstruktur sichergestellt.

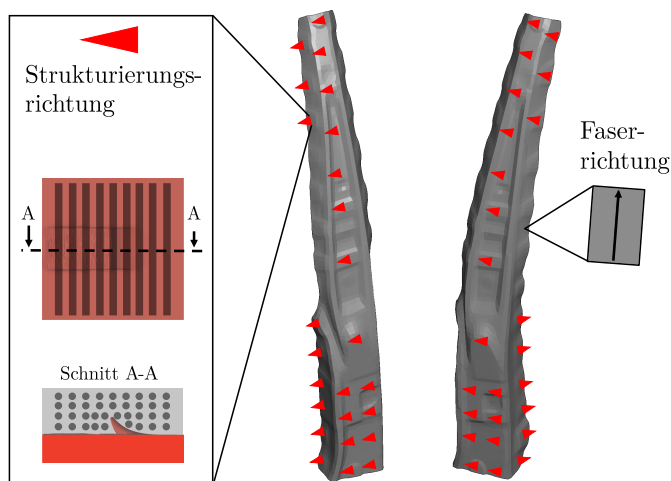


Abbildung 8.5: Entwurf für die Platzierung der Strukturierungen in der pressgehärteten B-Säule zur Festigkeitssteigerung in den kritischen Bereichen der Grenzfläche

8.3 Einfluss der Strukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der Stahlkomponente

Durch die Einbringung der Strukturierung wird die effektive Blechdicke der Stahlkomponente reduziert. Im Folgenden soll deshalb untersucht werden, inwiefern sich die Strukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der Stahlkomponente auswirkt.

Zur Untersuchung des Einflusses der Strukturierung auf die mechanischen Eigenschaften der Stahlkomponente werden Zugversuche nach DIN EN ISO 50125 in der Probenform H durchgeführt, siehe Kapitel 4.3.3. Die Strukturierung wird dabei in der Mitte des Bereiches der parallelen Länge eingebracht. Zur Herstellung der Strukturierung wird dabei die Vorrichtung nach Abbildung 7.1 genutzt. Als Referenz werden des Weiteren unstrukturierte PHS Stahlproben evaluiert. Die Ausrichtung der Struk-

turierung wird dabei in den Winkeln 0° , 45° und 90° zur Zugrichtung variiert, siehe Abbildung 8.6. Für jede Orientierung werden fünf Zugversuche durchgeführt. Die Zugversuche sind im Rahmen der studentischen Arbeit von SCHMIDT [Sch20] durchgeführt worden.

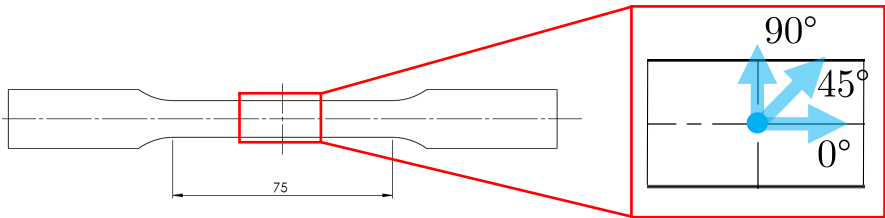


Abbildung 8.6: Zugproben zur Untersuchung des Einflusses der Strukturierung auf die mechanischen Komponenten der PHS-Komponente

In Tabelle 8.2 sind die ermittelten Zugfestigkeiten und Bruchdehnungen der Zugversuche dargestellt. Die effektive Zugfestigkeit einer 1,5 mm dicken Probe wird durch die Strukturierungen herabgesetzt. Durch die optische Aufnahme der Zugversuche zeigt sich die Spannungskonzentration zunächst in der Strukturierung, von wo aus der Rissfortschritt zu den Rändern der Zugprobe fortschreitet, siehe Abbildung 8.7. Die Orientierung der Strukturierung hat dabei wenig Einfluss auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften der strukturierten Proben, wie die Ergebnisse nach Tabelle 8.2 zeigen.

Tabelle 8.2: Effektive mechanische Eigenschaften unstrukturierter und strukturierter PHS-Proben mit 1,5 mm Ausgangsblechdicke

| | Zugfestigkeit [MPa] | Bruchdehnung [%] |
|----------------|---------------------|------------------|
| Unstrukturiert | 1678 ± 27 | $7,50 \pm 0,45$ |
| 0° | 1418 ± 10 | $2,10 \pm 0,05$ |
| 45° | 1418 ± 37 | $1,90 \pm 0,20$ |
| 90° | 1406 ± 36 | $1,87 \pm 0,10$ |

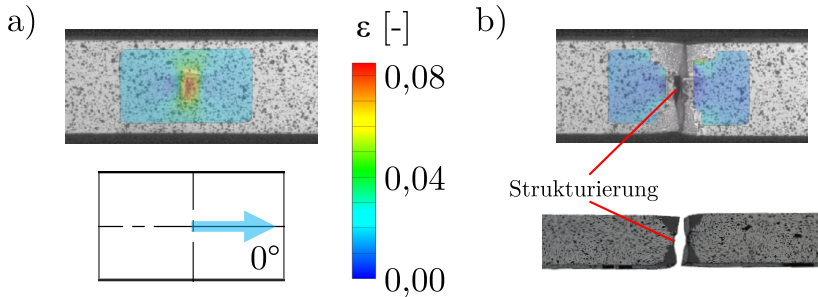


Abbildung 8.7: a) Dehnungslokalisierung im Bereich der Strukturierung (letztes Bild vor Versagen)
b) Schadensbild einer in 0° strukturierten Zugprobe

Zur virtuellen Auslegung automobilier Komponenten aus PHS-CFK ist es notwendig, die effektive Blechdickenreduzierung durch die Strukturierungen abzubilden, um einem möglichen Versagen an den Strukturierungen entgegenzuwirken. Im Hinblick auf den Einsatz der hybriden Komponenten in Karosseriestrukturen von Automobilen ist eine detaillierte geometrische Abbildung der Strukturierung nicht möglich, da ausschließlich Schalenelemente in Gesamtfahrzeugsimulationen verwendet werden. Des Weiteren ist die durchschnittliche Elementkantenlänge von etwa 6 mm, des in dieser Arbeit verwendeten Gesamtfahrzeugmodells, nicht in der Lage den Strukturierungsbereich detailgetreu abzubilden, siehe Kapitel 4.2. Zur Abbildung der Schädigung wird eine Versagenskurve aus der FAT¹-Richtlinie 283 verwendet [Tro+16]. Die Kurve bildet die Versagensdehnung über der Triaxialität ab, siehe auch Kapitel 6.2.3. Die Reduzierung der Blechdicke wird durch die Anpassung der Dicke der Schalenelemente im Bereich der Strukturierung modelliert. Für die eingebrachten Strukturierungen nach Kapitel 7 ergibt sich eine Reduzierung der Blechdicke auf 0,7 mm. Da für die Auslegung der automobilien Komponenten die Netzgröße der FE auf 6 mm beschränkt ist, werden die Ergebnisse der Zugversuche nach Tabelle 8.2 mit der Elementkantenlänge der Gesamtfahrzeugmodells im Zugversuch nachsimuliert. Abbildung 8.8 zeigt den

¹Forschungsvereinigung Automobiltechnik

Vergleich zwischen Experiment und Simulation für die Abstraktion der Strukturierung anhand der zuvor durchgeführten Zugversuche.

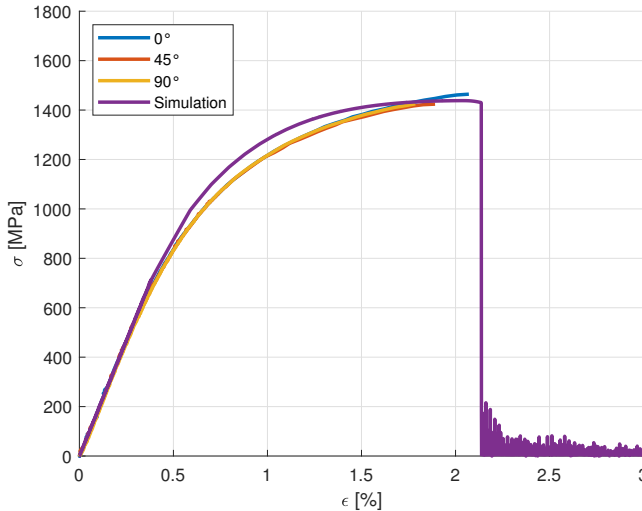


Abbildung 8.8: Vergleich von Simulation und Experiment für die strukturierten Proben

Die Reduzierung der Zugfestigkeiten strukturierter Bleche liegen auf einem ähnlichen Niveau wie punktgeschweißter Bleche aus 22MnB5. Durch das Punktschweißen bildet sich eine Erweichungszone um den Schweißpunkt herum, welche im Zuge der Belastung die Rissbildung begünstigt und zu einer Verringerung der mechanischen Eigenschaften führt [Som19]. Im Vergleich zu einer punktgeschweißten Struktur, wie die Referenz B-Säule nach Abbildung 5.3, ist das Strukturieren hinsichtlich der Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften der PHS-Komponente als äquivalent zu bewerten. Bei der Simulation der Lastfälle PSI, MDB und RC mit der Platzierung der Strukturierungen nach Abbildung 8.5 zeigt sich kein Versagen für die PHS B-Säule.

8.4 Umformbarkeit strukturierter PHS-Komponenten

Die Einbringung der Strukturierungen im Presshärteprozess in den Bereichen nach Abbildung 8.5 erfordert eine Betrachtung des Umformprozesses. Für die Einbringung der Strukturierungen in die PHS-Komponente gibt es die folgenden Möglichkeiten:

- **Vor dem Umformprozess**

Nach dem Transfer der austenitisierten Platine in das Werkzeug werden die Strukturierungen eingebracht und anschließend startet der Umformvorgang. Dies erfordert allerdings komplexe Werkzeugkonzepte, da die Strukturierungen zunächst in der ebenen Platine eingebracht werden müssen und anschließend dafür gesorgt werden muss, dass es beim Umformvorgang nicht zu einem Kontakt von Stempel und Strukturierungen kommt.

- **Während des Umformprozesses**

Hierbei muss beachtet werden, dass es bei der Einbringung der Strukturierungen in das Bauteil entsprechende Gegendruckstellen in der Matrice gibt. Es muss ebenfalls beim Fortschreiten des Umformprozess ein Kontakt von Stempel und den eingebrachten Strukturierungen verhindert werden

- **Nach dem Umformprozess**

Beim Presshärteprozess verbleibt das Werkstück nach der Umformung noch zur Härtung im Werkzeug, siehe Abbildung 2.7. Da zu diesem Zeitpunkt schon die finale Geometrie ausgebildet ist, lässt sich das Einbringen der Strukturierungen deutlich einfacher realisieren. Allerdings ist zu bewerten inwiefern zu diesem Zeitpunkt noch die Möglichkeit zur Ausbildung der Strukturierungen besteht.

Zur Evaluierung der Umformbarkeit wird ein virtuelles Modell eines industriellen Umformprozesses erstellt. Dazu wird eine bestehende Serienproduktion für eine B-Säule des Automobilzulieferers BENTELER genutzt [Tri21b].

Ziel der Umformsimulation ist die korrekte Vorhersage der resultierenden Blechdicke

und der geometrischen Abmessungen der B-Säule. Die Blechdicke ist insbesondere relevant zur Bewertung der Einbringung der Strukturierungen. Bereiche die schon während der Umformung der B-Säule eine starke Ausdünnung erfahren eignen sich nicht zur Strukturierung, da es ansonsten zu einer zu starken Schwächung der PHS-Komponente kommen kann. Die möglichst exakte Abbildung der geometrischen Ausprägung der PHS B-Säule ist für die intrinsische Hybridisierung notwendig, da es im Zuge der Herstellung duromerer PHS-CFK Hybridbauteile auf Grund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der beiden Materialien zu einer signifikanten Ausprägung von Eigenspannungen und somit zu einem Verzug kommt, siehe auch Kapitel 4.3.2. Zur Beherrschung dieses Bauteilverzuges dient die virtuelle Prognose der geometrischen Abmessungen der Stahlkomponente als Grundlage, weil es im weiteren Prozessverlauf der Hybridisierung andernfalls zu einer Fortpflanzung der geometrischen Abweichungen kommt.

Am Beispiel einer B-Säulenstruktur, welche im Tailored-Property Verfahren hergestellt wird, wird folglich ein virtuelles FEM-Modell für den Presshärteprozess entwickelt. Grundvoraussetzung zur Abbildung der geometrischen Abmessungen einer Tailored-Property PHS-Komponente ist die exakte Vorhersage des sich einstellenden mehrphasigen Gefüges. Als Variante des Tailored-Property Prozesses werden beheizte Werkzeugbereiche eingesetzt, welche mit einer Temperatur von 550 °C betrieben werden. Vor dem Umformprozess kommt es zu einer vollständigen Austenitisierung der Blechplatten. Im oberen wassergekühlten Bereich wandelt sich der Austenit in Martensit um, während im beheizten Werkzeugbereich durch die langsameren Abkühlraten ein weiches und duktileres ferritisch-perlitisches Gefüge entsteht. In der Übergangszone entwickelt sich vor allem Bainit, siehe auch Abbildung 2.8.

Für eine ganzheitliche Simulation des Serienprozesses wird ein mehrstufiger Ansatz mit den Einzelstufen Umformen, Abschrecken, Rückfederung und Abkühlen gewählt. Nach jeder Stufe wird der Spannungs-Dehnungszustand und die Temperatur der Schalelemente herausgeschrieben und für die nachfolgende Simulation als Startwert weitergegeben. Für eine genaue Darstellung des Temperaturzustandes werden thermische Schalelemente verwendet, welche im Gegensatz zu konventionellen Schalelementen weitere (virtuelle) Knoten an der Oberfläche besitzen und somit in der

Lage sind einen Temperaturgradienten in dieser Richtung abzubilden. Für konventionelle Schalenelemente gilt eine konstante Temperatur in Dickenrichtung [Liv21]. Dabei wird für die Umform- und Abschrecksimulation das explizite Lösungsverfahren gewählt, während für die Rückfederungs- und Abkühlungssimulation implizite Lösungsverfahren verwendet werden. Für alle Simulationsschritte wird der thermomechanische Solver von LS-Dyna genutzt. Zur akkuraten Abbildung der Werkzeuggradienten wird eine Elementkantenlänge von 1,5 mm für die Platine genutzt. Die Abbildung der Gefügeausbildung während des Tailored-Property Prozesses wird durch das Materialmodell 248 der LS-Dyna Materialbibliothek realisiert [Hip14]. Die wichtigsten Eingabeparameter für das Materialmodell 248 sind:

- Die chemische Zusammensetzung der zugrunde liegenden Stahllegierung; Basierend auf den heuristischen Formeln von WATT ET AL. [Wat88] werden die Starttemperaturen für die verschiedenen Phasenumwandlungen berechnet.
- Der ASTM-Korngrößenparameter für die Austenitkorngröße bei Beginn der Phasenumwandlung;
- Die Aktivierungsenergien für die diffusiven Umwandlungen von Austenit in Ferrit, Perlit und Bainit;
- Die temperaturabhängige Eingabe des Elastizitätsmoduls und der Wärmeausdehnungskoeffizienten; Die Werte werden aus der Dissertation von HOCHHOLDINGER übernommen [Hoc13].
- Die Fließkurven für die Gefüge Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit, wobei die Abhängigkeit von der Dehnrates und Temperatur durch eine tabellarische Eingabe berücksichtigt werden kann. Die Fließkurven werden ebenfalls von HOCHHOLDINGER übernommen [Hoc13].

8.4.1 Parameteridentifikation zur Abbildung der Gefügeausbildung im Tailored-Property Prozess

Die Identifizierung der relevanten Materialparameter erfolgt mit der Abbildung des ZTU-Diagramms nach Abbildung 2.6. Die chemische Zusammensetzung nach Tabelle 4.1 kann direkt im Materialmodell hinterlegt werden. 1-Element-Simulationen werden verwendet, um das Phasenumwandlungsverhalten des Materialmodells zu bestimmen. Dazu werden die fünf verschiedenen Abkühlungsraten aus dem ZTU-Diagramm nach NADERI implementiert. Die Abkühlraten von 248 K s^{-1} und 25 K s^{-1} zeigen eine vollständige martensitische Umwandlung (100 %). Die Abkühlungsgeschwindigkeiten von 13 K s^{-1} und 7 K s^{-1} weisen ein gemischtes Gefüge mit unterschiedlichen Anteilen von Ferrit (3/5 %), Bainit (20/75 %) und Martensit (77/20 %) auf. Die langsamste Abkühlungsgeschwindigkeit von 2 K s^{-1} führt nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur zu einem weichen Gefüge, das aus Ferrit (75 %) und Perlit (25 %) besteht. In Anlehnung an Kapitel 4.4.2 ist die Zielfunktion $F(\kappa)$ für das Optimierungsproblem die Minimierung zwischen den Phasenanteilen im experimentellen ZTU-Diagramm u_i^{ztu} und den vorhergesagten Phasenanteilen $u_i(\kappa)$ für die 1-Element-Simulationen mit dem Materialmodell 248:

$$F(\kappa) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N (u_i(\kappa) - u_i^{ztu})^2 \rightarrow \min. \quad (8.2)$$

Die Modellierung des Umwandlungsverhaltens im Materialmodell 248 wird maßgeblich durch die drei Aktivierungsenergien Q_{R2} (Ferrit), Q_{R3} (Perlit), Q_{R4} (Bainit) und der ASTM-Korngrößenzahl bestimmt [Tri21b]. Die ASTM-Korngrößenzahl ist abhängig von den individuellen Prozessparametern, wie Austenitisierungstemperatur und der Haltezeit über der Austenit-Endtemperatur A_{c3} , siehe Kapitel 2.2.2. Eine erhöhte ASTM-Korngrößenzahl ist gleichbedeutend mit einer geringeren durchschnittlichen Korngröße in μm .

Der Einfluss der Korngröße ist besonders ausgeprägt bei moderaten Abkühlungsraten um 10 K s^{-1} , bei denen der jeweilige Phasenvolumenanteil durch die anfängliche Austenitkorngröße gesteuert wird. Der Einfluss der Korngröße auf die Phasenum-

wandlung ist in Abbildung 8.9 zu sehen, die für die chemische Zusammensetzung aus Tabelle 4.1 mit dem thermodynamischen Berechnungsprogramm JMatPro ermittelt wurde. Für die ASTM-Korngröße von 8 führt eine Abkühlgeschwindigkeit von

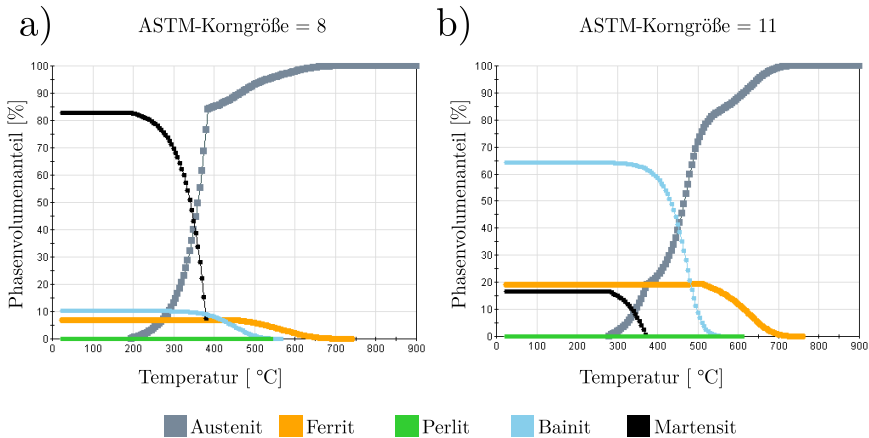


Abbildung 8.9: Finales Gefüge für 22MnB5 bei einer Abkühlrate von 10 K s^{-1} und einer ASTM-Austenitkorngröße von a) 8 und b) 11

10 K s^{-1} zu einem Martensitanteil von mehr als 80 %. Bei der ASTM-Korngröße von 11 kommt es bei der gleichen Abkühlungsrate zu einem Bainitanteil von fast 70 %. Eine ASTM-Korngröße von 8 entspricht einer durchschnittlichen Korngröße von $22,1 \mu\text{m}$, während eine ASTM-Korngröße von 11 einer durchschnittlichen Korngröße von $7,8 \mu\text{m}$ entspricht [Lap06]. Eine erhöhte ehemalige Austenit-Korngröße führt zu einer verzögerten Umwandlung von Ferrit, Perlit und Bainit und damit zu einer erhöhten Martensitmenge. Dies ist auf die geringere Anzahl von Keimbildungsstellen während der Phasenumwandlung zurückzuführen, siehe auch Kapitel 2.2.2. Die möglichst exakte Wahl der Austenitkorngröße für das Materialmodell 248 ist dementsprechend essentiell, weshalb diese experimentell bestimmt wird.

Die Austenitkorngröße ist eine prozessabhängige Variable, die durch EBSD-Messungen des finalen martensitischen Gefüges der pressgehärteten B-Säule bestimmt wird. Laut Literatur weisen die ehemaligen austenitischen Körner bestimm-

te Fehlorientierungswinkel (20° bis 49°) auf [Sui11; And20]. Abbildung 8.10 zeigt den von ANDREIEV [And20] vorgeschlagenen Arbeitsablauf für die Korngrößenbestimmung. Mit der inversen Polfigur wird die Kornstruktur und Kristallorientierung dargestellt (a). Aus diesen Bildern werden die Korngrenzen mit der Fehlorientierung zwischen 20° und 49° Grad herausgefiltert (b). Anschließend werden horizontale, vertikale und diagonale Schnitte in das gefilterte Bild gesetzt und an den Schnittpunkten zwischen den Schnittlinien und den Korngrenzen die Korngrößen bestimmt. Im Anschluss wird für jede Schnittlinie ein Mittelwert für die Korngröße berechnet. Die ehemalige Austenitkorngröße ist dann der Mittelwert aller Schnittlinien für die untersuchte Probe. Für den betrachteten Austenitisierungsprozess der B-Säule ergibt sich die ASTM-Korngröße zu 10,3, was einer durchschnittlichen Korngröße von $11,1 \mu\text{m}$ entspricht.

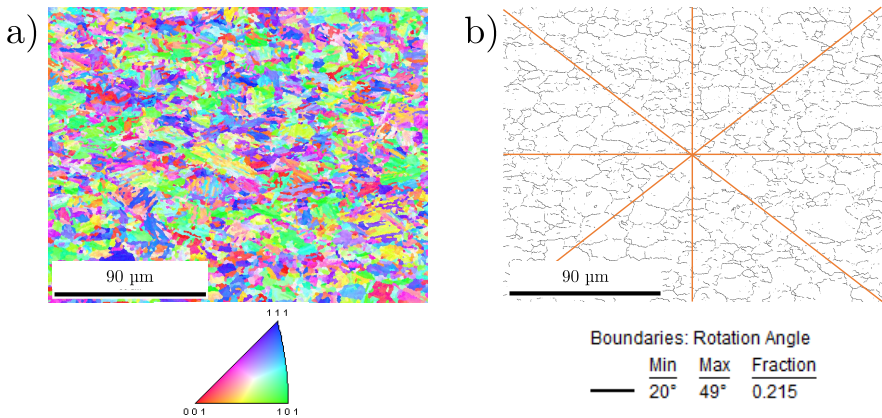


Abbildung 8.10: a) Inverse Polfigur für die Körner des martensitischen Bereiches der industriell hergestellten B-Säule
 b) Schnittlinien in den gefilterten Fehlorientierungswinkeln zwischen 20° und 49° zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße

Nach der experimentellen Bestimmung der Austenitkorngröße wird das in Gleichung 8.2 definierte Optimierungsproblem auf die Optimierung der Werte für die Designvariablen Q_{R2} , Q_{R3} und Q_{R4} reduziert. Es wird eine metamodellbasierte Optimierungsstrategie mit einer sequentiellen Domänenreduktion gewählt, siehe Kapitel 4.4.3. Auf diese Weise werden die Parameter für die Aktivierungsenergien ermittelt. Im Materialmodell 248 ist die Einheit der Aktivierungsenergie in K angegeben, da die Energie (J mol^{-1}) durch die universale Gaskonstante geteilt wird ($\text{J mol}^{-1} \text{K}^{-1}$). Tabelle 8.3 zeigt die ermittelten Aktivierungsenergien für die Abbildung der Phasenumwandlungskinetiken für 22MnB5 im LS-Dyna Materialmodell 248. Zum Vergleich sind noch die Literaturwerte aus dem LS-Dyna Handbuch angegeben [Liv21]. Dies verdeutlicht noch einmal, dass die Aktivierungsenergien für den individuellen Prozess und Legierung zu bestimmen sind.

Tabelle 8.3: Durch die Optimierung (links) bestimmte Aktivierungsenergien im Vergleich zu Literaturwerten (rechts) für 22MnB5

| Optimierung | | | Literaturwerte [Liv21] | | |
|--------------|--------------|--------------|------------------------|--------------|--------------|
| Q_{R2} [K] | Q_{R3} [K] | Q_{R4} [K] | Q_{R2} [K] | Q_{R3} [K] | Q_{R4} [K] |
| 14206 | 14400 | 15622 | 10324 | 13432 | 15068 |

In Abbildung 8.11 ist die Entwicklung der Vickershärte über die Zeit für die fünf 1-Element-Simulationen zu sehen. Im Vergleich zum experimentellen ZTU-Diagramm nach Abbildung 2.6 zeigt sich eine gute Übereinstimmung bei der Vorhersage der resultierenden Vickershärte. Ebenso lässt sich das ZTU-Diagramm durch 1-Element-Simulationen aufbauen. Der Startpunkt einer Phase beginnt demnach sobald sich mehr als 1 % Volumenanteil gebildet hat. Das Ende der Phasenumwandlung wird markiert, sobald die Änderung des jeweiligen Gefügeanteils weniger als 1 % beträgt [Lap06]. Für die Erstellung des virtuellen ZTU-Diagramms werden 50 1-Element-Simulationen genutzt, wobei die Kühlrate zwischen 140 K s^{-1} und $0,1 \text{ K s}^{-1}$ variiert wird. Abbildung 8.12 zeigt das nachsimulierte ZTU-Diagramm mit dem optimierten Materialmodell 248, welches eine gute Übereinstimmung mit dem experimentell bestimmten

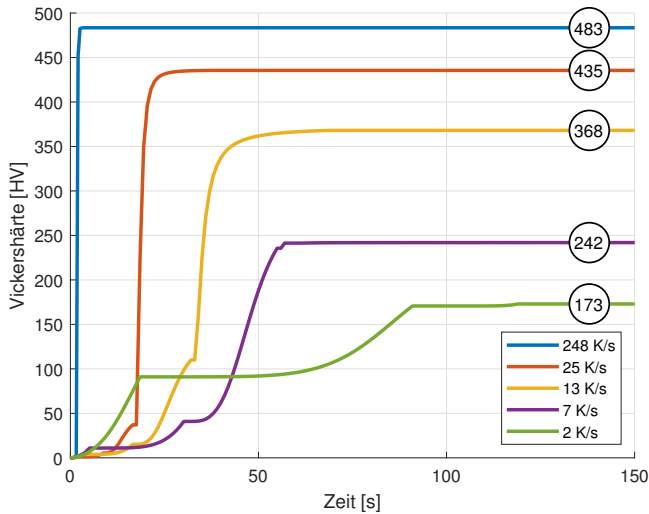


Abbildung 8.11: Durch die 1-Element-Simulationen prognostizierte Härte für die fünf unterschiedlichen Abkühlkurven

ZTU-Diagramm zeigt. Die Implementation zur Darstellung des ZTU-Diagramms erfolgte in der Bachelorarbeit von ZHANG [Zha21].

Wie in Kapitel 2.2 erwähnt, ist die Härte des weichen B-Säulenbereichs von der Abschreckzeit und der Temperatur des erwärmten Werkzeugbereichs abhängig. Im Materialmodell 248 ist es möglich eine Haltezeit im Tailored-Property Prozess zu erkennen. Anschließend wird auf eine inkrementelle Berechnung der Vickershärte umgeschaltet, welche in Abhängigkeit der Werkzeugtemperatur definiert werden kann [Liv21]. Außerdem wird die Umwandlungskinetik des Austenits während der Warmumformung durch eine vorhandene plastische Verformung beeinflusst. Bei einer plastischen Verformung von 0,2 ist der Beginn der bainitischen Umwandlung im Vergleich zu einem elastischen Verformungszustand verzögert [Sch10]. Dieser Effekt kann in dem Materialmodell 248 ebenfalls berücksichtigt werden. Mit der definierten Kurve kann die bainitische Aktivierungsenergie Q_{R4} in Abhängigkeit von der vorliegenden plastischen Dehnung skaliert werden.

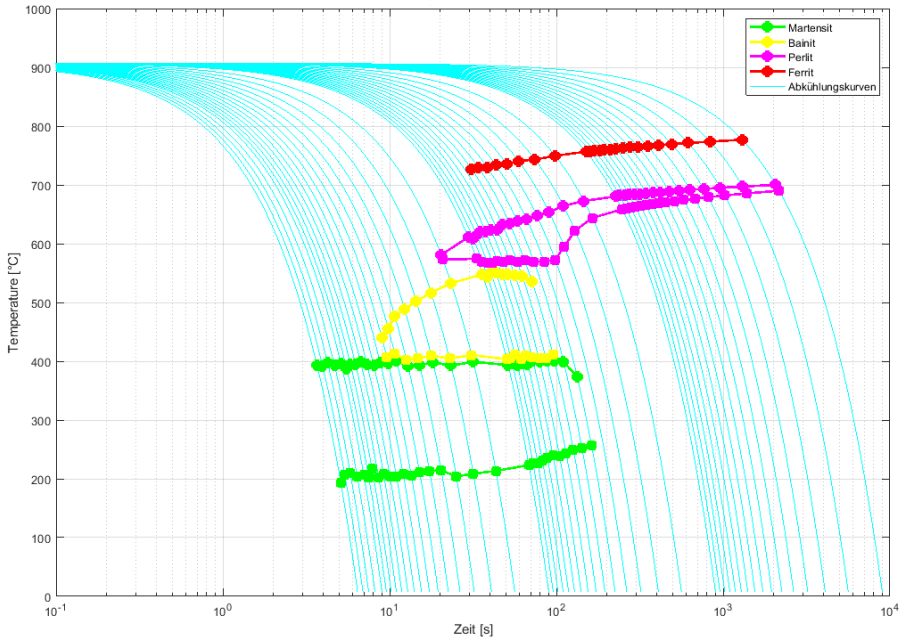


Abbildung 8.12: Simuliertes ZTU-Diagramm für 22MnB5 mit dem Materialmodell 248, erstellt aus 50 1-Element-Simulationen

Basierend auf der zuvor beschriebenen Temperaturentwicklung während der vier verschiedenen Simulationsphasen werden drei vereinfachte Zeit-Temperatur-Prozessrouten definiert, um die relevanten Materialparameter insbesondere im beheizten Werkzeugbereich zu charakterisieren, siehe Abbildung 8.13. Die Route 1 wird durch die Temperaturverteilung in der weichen Zone der B-Säule definiert. Die Route 2 und 3 werden durch die Übergangszone der B-Säule dargestellt. Darüber hinaus erfolgt die Betrachtung von Temperaturverläufen mit überlagerten plastischen Dehnungen von 0,1 (Route 4) und 0,2 (Route 5).

Mit einem von REITZ ET AL. [Rei20] entwickelten DIC-Aufbau werden die Dehnungs- und Temperaturfelder in einer konventionellen Zugprüfmaschine gekoppelt. Die Zugversuchsproben werden durch induktive Erwärmung vollständig austei-

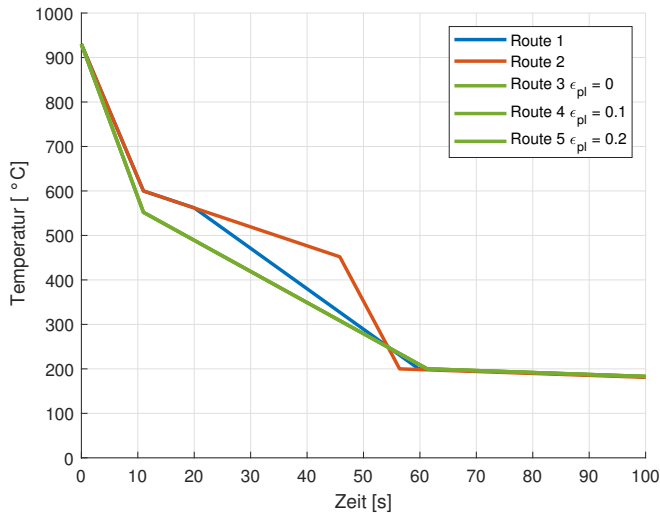


Abbildung 8.13: Unterschiedliche Zeit-Temperatur-Verläufe zur Abbildung unterschiedlicher Gefügestände einer Tailored-Property B-Säule

nitisiert. Nach einer Haltezeit erfolgt die in Abbildung 8.13 dargestellte kontrollierte Abkühlung. Die unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten werden über eine geregelte Luftkühlung eingestellt. Anschließend wird das resultierende Gefüge durch mikroskopische Messungen bestimmt.

Wiederum werden 1-Element-Simulationen mit dem Zeit-Temperatur-Profil aus Abbildung 8.13 verwendet, um die vorhergesagte Mikrostruktur mit dem Materialmodell 248 zu untersuchen. Der Ansatz zur Parameteridentifikation folgt dabei der Gleichung 8.2. Abbildung 8.14 zeigt den Vergleich zwischen den experimentellen und virtuellen Ergebnissen der Mikrostruktur für die in Abbildung 8.13 dargestellten Zeit-Temperatur-Kurven. Das Materialmodell ist in der Lage, die resultierende Härte genau vorherzusagen. Die Prozessroute 3 zeigt bei der experimentellen Untersuchung des Gefüges einen Anteil von 79 % Bainit. Das Werkstoffmodell sagt einen erhöhten Martensitanteil (33 %) und damit eine Verringerung des Bainitphasenanteils (67 %) voraus. Für die Prozessrouten 4 und 5 führt die zusätzliche plastische Dehnung zu

einem erhöhten Bainitanteil und damit zu einem weicherem Gefüge, was auch vom optimierten Werkstoffmodell 248 korrekt prognostiziert wird. Für die Prozessroute 1 sagt das Werkstoffmodell einen Anteil von 54 % Martensit und 46 % Bainit voraus, während die experimentellen Untersuchungen einen erhöhten Anteil an Bainit (73 %) ergeben. Für die Prozessrouten 2, 4 und 5 zeigt das Materialmodell eine vollständige bainitische Umwandlung, wie sie ebenfalls in den Experimenten beobachtet wird.

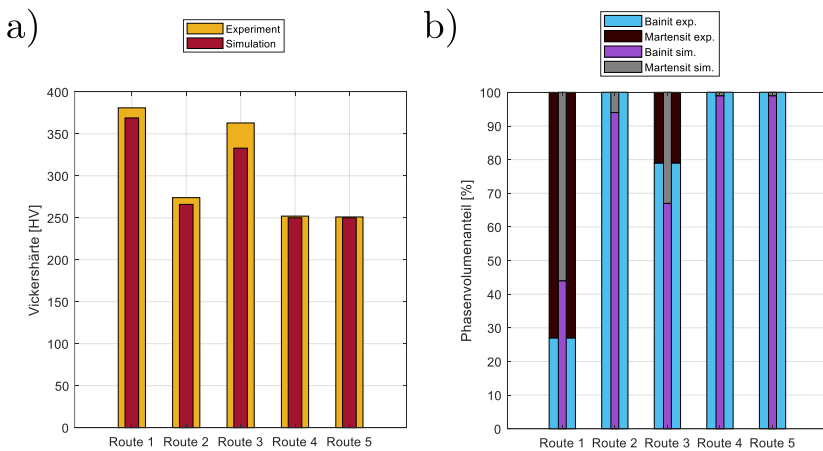


Abbildung 8.14: Vergleich von Experiment und Simulation für unterschiedliche Zeit-Temperatur-Verläufe im beheizten Bereich der B-Säule für a) Härte und b) Gefüge

8.4.2 Prozesssimulation für den Tailored-Property Prozess einer B-Säule

Nach der Parameteridentifikation auf Basis von 1-Element-Simulationen und experimentellen Untersuchungen nach Kapitel 8.4.1 wird das optimierte Werkstoffmodell

für die in Kapitel 8.4 beschriebene mehrstufige Umformsimulation der B-Säule berücksichtigt. Zur Evaluierung des resultierenden Gefüges werden Proben aus der B-Säule herausgetrennt und die Phasenanteile und Härte gemessen. Besonderes Augenmerk wird auf den Übergangsbereich vom weichen, erwärmten Bereich zum oberen martensitischen Teil der B-Säule gelegt. Abbildung 8.15 zeigt den vorhergesagten Anteil an Martensit im Übergangsbereich und die Härte, die mit dem Materialmodell 248 nach der Abkühlungssimulation vorhergesagt wird. Aufgrund der Länge des Übergangsbereichs von ca. 50 mm sind die Ergebnisse empfindlich gegenüber der gewählten Elementkantenlänge für die Platine. Der Trend der Gefügeentwicklung im Übergangsbereich wird durch das Materialmodell MAT 248 gut vorhergesagt.

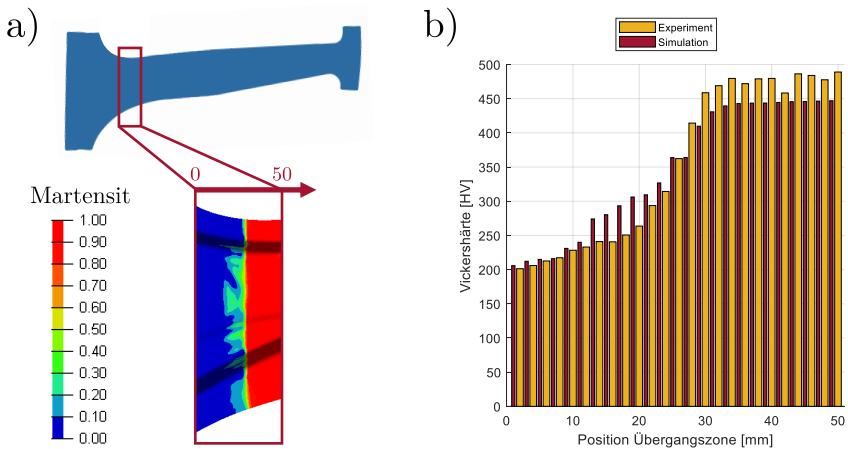


Abbildung 8.15: a) Simulierter Anteil an Martensit im Übergangsbereich der Tailored-Property B-Säule
b) Vergleich von Experiment und Simulation für die Vickershärte im Übergangsbereich

Die im Serienprozess hergestellten B-Säulen werden optisch vermessen und mit den simulierten Ergebnissen verglichen. Um die Blechdicke zu berücksichtigen, werden die Schalenelemente zuvor in Volumenelemente umgewandelt. Der Vergleich erfolgt zu den mit dem Materialmodell 248 vorhergesagten geometrischen Abmessungen der

B-Säule nach der Umformung und Abkühlung auf Raumtemperatur. Abbildung 8.16 zeigt die Ergebnisse für die optisch vermessenen und simulierten B-Säulen. Das Referenzbauteil ist das Simulationsmodell und die mm-Skala zeigt den Unterschied zu der optisch gescannten B-Säule. Die Diskrepanzen im Übergangsbereich, welche vor allem im Bereich der Bauteilradien auftreten, sind vermutlich auf die Abweichungen von realer Werkzeuggeometrie und den Werkzeuggeometrien im Simulationsmodell zurückzuführen. Durch Verschleiß und Prozessanpassungen kommt es hierbei zu Abweichungen der jeweiligen Werkzeuggeometrien. Ebenfalls ist die Verwendung von lediglich zwei unterschiedlichen Werkzeugtemperaturen, 550 °C für den beheizten Bereich und 80 °C für den wassergekühlten Bereich, eine starke Vereinfachung der realen Prozesstemperaturen.

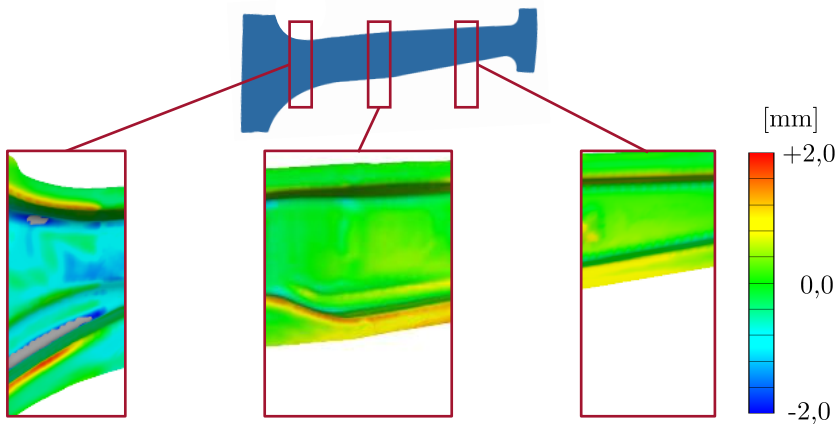


Abbildung 8.16: Abgleich der geometrischen Abmessungen der simulierten und experimentellen B-Säulen in ausgewählten Bereichen

8.4.3 Prozesssimulation für den Hybridprozess einer strukturierten B-Säule

Das zuvor entwickelte Materialmodell 248 dient als Grundlage zur Bewertung für die Hybridisierung einer B-Säulenstruktur mit CFK-Verstärkung. Zur Evaluation wird die resultierende Ausdünnung der umgeformten B-Säule betrachtet. Für die Hybridisierung ist dabei der pressgehärtete obere Bereich der B-Säule ausschlaggebend und zur Einformung des CFK-Patches ist der Zargen- und Bodenbereich der B-Säulenstruktur relevant, wie es sich auch bei der verstärkten B-Säule des TOYOTA CAMRY zeigt. In Abbildung 8.17 ist die simulierte Blechdickenänderung der Tailored-Property B-Säule aus Kapitel 8.4 dargestellt. Zu einer signifikanten Ausdünnung kommt es vor

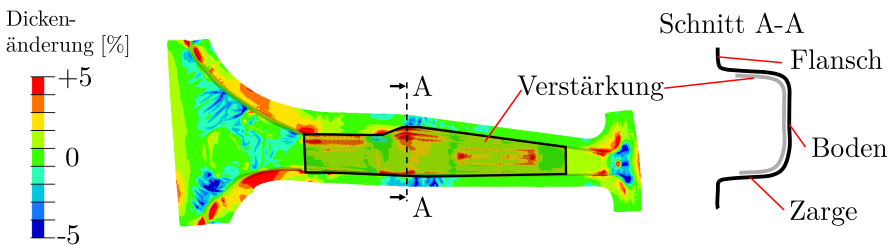


Abbildung 8.17: Simulierte Blechdickenänderung der Tailored-Property B-Säule

allem im Flanschbereich der potentiellen B-Säulenverstärkung und im Bodenbereich des B-Säulenfußes. Im Bereich der B-Säulenverstärkung bildet sich vorrangig im Übergangsbereich von Boden zu Zarge eine Aufdickung des Materials nach dem Umformprozess. Der obere Bereich der B-Säulenverstärkung von Boden und Zarge zur potentiellen Einbringung der makroskopischen Strukturierungen ist aus umformtechnischer Sicht als unkritisch zu bewerten und eignet sich zur prozessintegrierten Einbringung der Strukturierungen.

In Abbildung 8.18 ist der Umformvorgang und die dazugehörigen Temperaturen des oberen Bereiches der B-Säule dargestellt. Für den betrachteten Serienprozess liegt die Umformstarttemperatur beim ersten Kontakt von Stempel und Platine bei ca. 750 °C.

Auf Grund der gewünschten Einbringung der Strukturierungen im Flansch- und Bodenbereich der B-Säule ist eine Einbringung bei Umformstart schwer realisierbar, da es zunächst keine Gegendruckstellen in der Matrize gibt. In diesen Bereichen der B-Säule ist eine Strukturierung am einfachsten nach der Durchführung der Umformvorganges zu realisieren, siehe Kapitel 8.4. Für den betrachteten Serienprozess beträgt die Umformzeit etwa 6 s. Nach dieser Umformung verbleibt das Werkstück weitere 13 s zur Härtung im Werkzeug. Der relevante Temperaturbereich zur Strukturierung der B-Säule erstreckt sich deshalb auf das Zeitfenster nach der Umformung und vor Beginn der Härtung. Die in Kapitel 6.1 zunächst angenommene Zieltemperatur der Strukturierung von 800 °C scheint für den betrachteten realen Umformprozess deshalb zunächst zu hoch gewählt worden. Auf Grund dessen werden die in Kapitel 8.4.1 genutzten Fließkurven zur Simulation des Strukturierungsprozesses bei Temperaturen bis hinunter zu 600 °C verwendet. Es zeigt sich, dass auch bei einer Strukturierungstemperatur von 600 °C es zu einer signifikanten Ausprägung des Formschlusselementes kommt, wobei sich die maximal erreichbare Strukturierungshöhe um ca. 0,1 mm verringert. Die Strategie zur Einbringung der Strukturierung nach Umformende kann somit erfolgreich im Werkzeug umgesetzt werden. Werkzeugseitig kann dies bspw. durch Schieber-Kinematiken realisiert werden, wie dies von KÜHN [Küh19] oder DRÖDER ET AL. [Drö+17] für die indirekte Strukturierung von PHS-Komponenten bzw. Aluminium bei Raumtemperatur vorgeschlagen wurde.

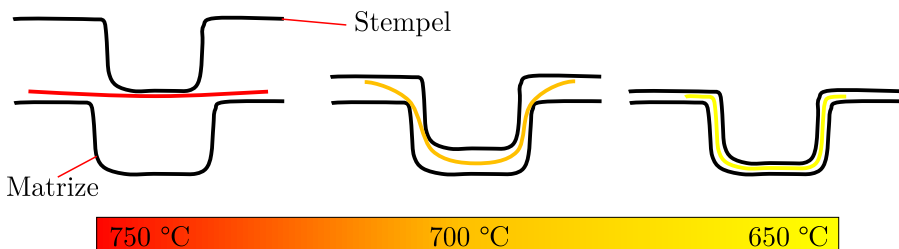


Abbildung 8.18: Schematische Darstellung des Umformprozesses und dazugehörigen Temperaturverlauf im oberen Teil der B-Säule

9 Zusammenfassung und Ausblick

Die Herstellung hybrider Bauteile kann zu einer signifikanten Gewichtsreduzierung im Automobil beitragen, wie die Methode nach Kapitel 5 zur Auslegung für Hybridkomponenten gezeigt hat. Das Potential zur Gewichtsreduzierung am Beispiel der Substitution einer PHS B-Säulenverstärkung durch eine endlosfaserverstärkte CFK-Komponente konnte hierbei zu 57 % identifiziert werden. Diese Leistungsfähigkeit zur Massenreduktion durch hybride Werkstoffkonzepte kann insbesondere bei der festigkeitsgetriebenen Auslegung nur bei Sicherstellung der Grenzflächenfestigkeit erlangt werden. Die ganzheitliche Betrachtung zur Auslegung hybrider Materialien war deshalb der Fokus der vorliegenden Dissertation.

Zur Erlangung der intakten Grenzfläche bei charakteristischen Belastungen von automobilen Seitenwandkomponenten hat sich die Einbringung makroskopischer Strukturierungen als zielführend erwiesen. Ziel war hierbei die Integration des Strukturierungsprozess in den Presshärteprozess. Ausgehend von einer prototypischen Untersuchung zur warmformprozess-integrierten Strukturierung in Kapitel 6, konnte dieses Konzept validiert werden. Ebenso ist in diesem Kapitel ein virtuelles Modell entwickelt worden, welches sich zur Prognostizierung der Ausbildung der Formschlusselemente eignet.

In Kapitel 7 wurde das Potential hybrider PHS-CFK Komponenten erforscht und die Grenzflächeneigenschaften evaluiert. Dabei zeigt sich, dass durch die Strukturierungen eine signifikante Festigkeitssteigerung in relevanten Belastungsrichtungen der Grenzfläche realisiert werden kann. Ebenso konnte ein signifikanter Verklammerungseffekt zwischen den Strukturierungen und Endlosfasern nachgewiesen werden.

Die Auslegung einer hybriden PHS-CFK Realbauteilstruktur wurde in Kapitel 8 verfolgt. Dabei wurde zunächst die Positionierung der Strukturierung innerhalb der B-Säule festgelegt. Anhand eines realen Serienprozesses konnte ein Konzept zur Einbringung der Strukturierungen im Warmformprozess von Stahlkomponenten erarbeitet werden.

Auch wenn in dieser Arbeit das Potential zur Gewichtsreduktion aufgezeigt werden konnte, besteht weiterer Forschungsbedarf hinsichtlich der Prozessauslegung zum warmformprozess-integrierten Strukturieren. In Kapitel 8 wurde bereits schematisch erörtert, wie ein Werkzeugkonzept durch Schieber-Kinematiken realisiert werden kann. Im Zuge weiterer Forschungsaktivitäten ist eine Auslegung einer realen Werkzeugstruktur zu untersuchen. Hierbei sollte auch ein besonderes Augenmerk auf die verwendeten Schneidwerkstoffe der Strukturierungswerkzeuge gelegt werden. Die Verwendung von den in Kapitel 6 untersuchten beschichteten VHM-Schneiden kann hierbei zielführend sein, allerdings ist dies durch entsprechende Dauerfestigkeitsuntersuchungen zu evaluieren. Insbesondere im Hinblick auf den Einsatz in automobilen Serienprozessen ist ein Versagen der Werkzeugschneiden in jedem Fall zu vermeiden, da dies zum Stillstand der Produktion führen würde. Die Dauerfestigkeit sollte deshalb das Wechselintervall der genutzten Werkzeugschneiden fokussieren.

Eine weitere Forschungsmöglichkeit besteht in der variablen Ausgestaltung der Form der Strukturierungen. Wie die Ergebnisse nach Tabelle 5.1 und Abbildung 8.4 zeigen, sind die Belastungen in der Grenzfläche keineswegs homogen. Durch die Untersuchungen nach Kapitel 6 wurde bereits aufgezeigt, dass es bei Variation des Freiwinkels zur Einstellung der Kopf- und Scherzeigeneigenschaften kommen kann. Im Zuge dessen ist eine individuelle Ausgestaltung der Strukturierungen je nach Belastungsfall denkbar. Des Weiteren kann dadurch die Ausbildung der Strukturierungen an weitere FVK-Halbzeuge wie Gewebe oder Kurzfasern angepasst werden.

Die in dieser Arbeit entwickelte Auslegungsmethodik für hybride Werkstoffe fokussierte sich auf PHS und CFK. Die Verwendung der Strukturierungen zur Herstellung von thermoplastischen PHS-GFK Komponenten ist ohne weiteres denkbar. Hierbei würden vermehrt die formschlüssigen Verbindungsmechanismen im Vordergrund stehen, da thermoplastische Matrixsysteme eine schlechte Benetzung von Metallkompo-

nenten besitzen. Zu untersuchen ist in diesem Zuge ob auf haftvermittelnde Zwischenschichten verzichtet werden kann.

Eine weitere Möglichkeit zur Anwendung der Strukturierungen besteht in der Realisierung von Formschlusselementen für Metall-Metall Komponenten. Wodurch bspw. auf nachfolgende Punktschweißoperationen verzichtet werden kann und die Einführung der B-Säulenverstärkung in die B-Säule durch die Strukturierungen erfolgt.

Literaturverzeichnis

- [Alt02] W. Alt. *Nichtlineare Optimierung: Eine Einführung in Theorie, Verfahren und Anwendungen*. Braunschweig: Vieweg, 2002.
- [And20] A. Andreiev. “Kurzzeitaustenitisierung höchstfester Stähle - eine zeiteffiziente Methode zur Fertigung sicherheitsrelevanter Bauteile mit verbesserten Eigenschaften”. Dissertation. Universität Paderborn, 2020.
- [Ash17] M. F. Ashby. *Materials selection in mechanical design*. Oxford, United Kingdom: Cambridge, MA und Butterworth-Heinemann, an imprint of Elsevier, 2017.
- [AUY12] A. Azushima, K. Uda und A. Yanagida. “Friction behavior of aluminum-coated 22MnB5 in hot stamping under dry and lubricated conditions”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 212.5 (2012), Seiten 1014–1021.
- [AVK13] *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites. Grundlagen, Verarbeitung, Anwendungen*. Springer eBook Collection Computer Science and Engineering. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2013.
- [Awi20] B. Awiszus, J. Bast, T. Hänel und M. Kusch, Herausgeber. *Grundlagen der Fertigungstechnik*. Hanser eLibrary. München: Carl Hanser Verlag, 2020.
- [Bad19] B. Bader, E. Türck und T. Vietor. “Multi Material Design. A current overview of the used potential in Automotive Industries”. In: *Technologies for economical and functional lightweight design*. Springer Berlin Heidelberg, 2019, Seiten 3–13.

- [Bai89] E. C. Bain und H. W. Paxton. *Alloying elements in steel*. Ann Arbor, Mich.: UMI, 1989.
- [Ban09] D. Banabic. *Sheet Metal Forming Processes. Constitutive Modelling and Numerical Simulation*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2009.
- [Ban79] H. Bandemer und A. Bellmann. *Statistische Versuchsplanung*. Band 19,2. Mathematik für Ingenieure, Naturwissenschaftler, Ökonomen und sonstige anwendungsorientierte Berufe. Thun: Deutsch, 1979.
- [Bar+08] P. F. Bariani, S. Bruschi, A. Ghiotti und A. Turetta. “Testing formability in the hot stamping of HSS”. In: *CIRP Annals* 57.1 (2008), Seiten 265–268.
- [Ber02] J. Bernstein. *Polymorphism in molecular crystals*. Band 14. IUCr monographs on crystallography. Oxford: Clarendon Press, 2002.
- [Ber06] H. Berns und W. Theisen. *Eisenwerkstoffe. Stahl und Gusseisen ; mit 45 Tabellen*. Berlin und Heidelberg: Springer, 2006.
- [Bha15] H. K. D. H. Bhadeshia. *Bainite in steels. Theory and practice*. Leeds: Maney Publishing, 2015.
- [BHS13] A. R. Birkert, S. Haage und M. Straub. *Umformtechnische Herstellung komplexer Karosserieteile: Auslegung von Ziehanlagen*. Springer Berlin Heidelberg, 2013.
- [Bil19] E. Billur, Herausgeber. *Hot stamping of ultra high-strength steels. From a technological and business perspective*. Cham: Springer, 2019.
- [Bis10] C. M. Bishop. *Neural networks for pattern recognition*. Oxford: Oxford University Press, 2010.
- [BMW15] BMW AG. *Die neue BMW 7er Reihe*. 2015. URL: <https://www.press.bmwgroup.com/deutschland/photo/compilation/T0221224DE/die-neue-bmw-7er-reihe> (besucht am 24.04.2022).

- [Bor+13] T. Borrvall, T. Johansson, M. Schill, J. Jergéus, K. Mattiasson und P. DuBois. *A General Damage and Initiation and Evolution Model (DIEM) in LS-DYNA*. 9th European LS-DYNA Users Conference. 2013.
- [Bra16] M. Brand, M. Kühn, A. Müller und K. Dröder. “Enhancing the tensile strength in hybrid metal-FRP Materials through various interlocking structure patterns”. In: *2. Internationale Konferenz Euro Hybrid Materials and Structures*. 20.-21. April 2016, Kaiserslautern, Institut für Verbundwerkstoffe : proceedings. Frankfurt: Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V, 2016.
- [Bra19] T. Braun. “Der Audi e-tron. Audi AG”. In: *Aachener Karosserietage 2019*. Herausgegeben von L. Eckstein, Aachen: ika, Institut für Kraftfahrzeuge, RWTH Aachen.
- [Bro02] W. Brockmann. *Untersuchung des Einflusses der Oberfläche von Feinblechen auf die Beanspruchbarkeit von Klebverbindungen*. Band 340. Forschung für die Praxis P. Düsseldorf: Verl. u. Vertriebsges. mbH, 2002.
- [Buh19] M. Buhmann und J. Jäger. “On radial basis functions”. *Snapshots of modern mathematics from Oberwolfach;2019,02*. In: ().
- [Cen16] Center For Collision Safety And Analysis. *Development & Validation of a Finite Element Model for the 2012 Toyota Camry Passenger Sedan*. George Mason University. 2016.
- [Cen21] Center For Collision Safety And Analysis. *2020 Nissan Rogue FE Model – Version 1*. George Mason University. 2021.
- [Cow57] G. R. Cowper und P. S. Symonds. *Strain-Hardening and Strain-Rate Effects in the Impact Loading of Cantilever Beams*. Defense Technical Information Center. Fort Belvoir, VA, 1957.
- [DBK17] K. Dröder, M. Brand und M. Kühn. “Numerical and Experimental Analyses on the Influence of Array Patterns in Hybrid Metal-FRP Materials Interlocked by Mechanical Undercuts”. In: *Procedia CIRP* 62 (2017), Seiten 51–55.

- [Deg09] H. P. Degischer und S. Lüftl, Herausgeber. *Leichtbau. Prinzipien, Werkstoffauswahl und Fertigungsvarianten*. Weinheim: WILEY-VCH, 2009.
- [Dem22] M. Demes. “Untersuchung einer integrierten Prozesskette für das Presshärten und Thermoformen”. Dissertation, TU Braunschweig. Vulkan Verlag, 2022.
- [Dor17] L. Dormegny. “Efficient light-weighting with new Press Hardenable Steels”. In: AMS Webinar (2017).
- [DPL14] M. D’Aniello, F. Portioli und R. Landolfo. “Lap shear tests on hot-driven steel riveted connections strengthened by means of C-FRPs”. In: *Composites Part B: Engineering* 59 (2014), Seiten 140–152.
- [Drö+17] K. Dröder, M. Brand, D. Meiners und S. Müller. *Mechanische Strukturierung für hochfeste Metall-Kunststoff-Hybride - HyTensile*. Band 456. Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB), 2017.
- [Dru+15] D. Drummer, T. Baranowski, R. Koch, B. Nießen, I. Wehmeyer und O. Farges, Herausgeber. *Handbuch Kunststoff-Metall-Hybridtechnik*. Erlangen: Lehrstuhl für Kunststofftechnik, 2015.
- [Duq09] D. Duque Múnera, A. Pic, D. Abou-Khalil, F. Shmit und F. Pinard. “Innovative Press Hardened Steel Based Laser Welded Blanks Solutions for Weight Savings and Crash Safety Improvements”. In: *SAE International Journal of Materials and Manufacturing* 1.1 (2009), Seiten 472–479.
- [Dyn10] DYNAmore GmbH. *LS-Opt Users Manual*. 2010. URL: www.lsoptsupport.com (besucht am 24. 04. 2022).
- [Ell14] T. K. Eller, L. Greve, M. T. Andres, M. Medricky, A. Hatscher, V. T. Meinders und A. H. van den Boogaard. “Plasticity and fracture modeling of quench-hardenable boron steel with tailored properties”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.6 (2014), Seiten 1211–1227.
- [Eur10] Europa-Lehrmittel. *Fachkunde Metall*. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel Nourney Vollmer, 2010.

- [Eur21] Europäische Gemeinschaften. *GHG emissions of all world countries*. JRC science for policy report. Luxemburg: Publications Office of the European Union, 2021.
- [Fan12] D. W. Fan und B. C. de Cooman. “State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts”. In: *steel research international* 83.5 (2012), Seiten 412–433.
- [Feu12] P. S. Feuser. *Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge, Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung*. Band 226. Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie. Bamberg: Meisenbach, 2012.
- [Fle21] J. Fleischer, Herausgeber. *Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragstrukturen. Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung*. Berlin und Heidelberg: Springer Vieweg, 2021.
- [Fle96] M. Flemming, G. Ziegmann und S. Roth. *Faserverbundbauweisen. Halbzeuge und Bauweisen*. Berlin und Heidelberg: Springer, 1996.
- [Fri17] H. E. Friedrich, Herausgeber. *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017.
- [Gár01] W. Gárlipp, M. Cilense und S. Novaes Gomes. “Austenite decomposition of C–Mn steel containing boron by continuous cooling”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 114.1 (2001), Seiten 71–74.
- [Haš73] V. Hašek. *Über den Formänderungs- und Spannungszustand beim Ziehen von großen unregelmäßigen Blechteilen*. Band 25. Berichte / Institut für Umformtechnik, Universität Stuttgart. Essen: Girardet, 1973.
- [Hau02] M. Haufe. *Methoden zur Verbesserung der Adhäsion von Klebstoffen an metallischen Oberflächen*. Universität Bielefeld, Dissertation, 2002.

- [Hau17] S. Haug. *Einfluss der anodischen Oxidation auf die Faser-Matrix-Anbindung und Mikrostruktur von carbonfaserverstärkten Verbundkeramiken entlang der Herstellungsrouten mittels Flüssigsilizierung*. Dissertation. 2017.
- [HCV08] E. Hsu, J. E. Carsley und R. Verma. “Development of Forming Limit Diagrams of Aluminum and Magnesium Sheet Alloys at Elevated Temperatures”. In: *Journal of Materials Engineering and Performance* 17.3 (2008), Seiten 288–296.
- [Hen10] M. Hentrich. *Geklebte Strukturen unter Crashbeanspruchung: Entwicklung und Parameteridentifikation eines Modells zur FEM-Simulation von Klebschichten*: Zugl.: Paderborn, Univ., Diss., 2009. Band P-2010,2. Werkstoffmechanik. Aachen: Shaker, 2010.
- [Hie+20] C. Hielscher, J. Grenz, A. A. Camberg und N. Wingenbach. “Ansatz zur effizienteren Auslegung von Hybridbauteilen”. In: *ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift* 122.7-8 (2020), Seiten 60–65.
- [Hip14] P. Hippchen. *Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung*: Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2014. Band 249. Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie. Bamberg: Meisenbach, 2014.
- [Hoc13] B. Hochholding. *Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten*. Dissertation, ETH Zurich, 2013.
- [HS14] E. Haberstroh und M. Sickert. “Thermal Direct Joining of Hybrid Plastic Metal Components”. In: *KMUTNB International Journal of Applied Science and Technology* 7.3 (2014), Seiten 29–34.
- [HS75] J. E. Hockett und O. D. Sherby. “Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures”. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23.2 (1975), Seiten 87–98.

- [Hül+15] D. Hülbusch, M. Haack, A. Solbach, C. Emmelmann und F. Walther. “Influence of pin size on tensile and fatigue behavior of Ti-CFRP hybrid structures produced by Laser Additive Manufacturing”. In: *Proceedings 20th International Conference on Composite Materials, ICCM 2015* (2015).
- [Hum19] D. Hummelberger. *Hybride Werkstoffsysteme: Systematische Betrachtung und Bewertung der physikalischen Wirkmechanismen*. Dissertation, KIT Scientific Publishing, 2019.
- [Ick13] L. Ickert. “FVK-Metall-Hybridbauweise für die automobiler Großserie”. Dissertation, RWTH Aachen. 2013.
- [Ind14] Industrieanzeiger. *Hybride B-Säule ist 14 % leichter*. 2014. URL: <https://industrieanzeiger.industrie.de/technik/entwicklung/hybride-b-saeule-ist-14-leichter/> (besucht am 12.05.2022).
- [Jos16] V. R. Joseph. “Space-filling designs for computer experiments: A review”. In: *Quality Engineering* 28.1 (2016), Seiten 28–35.
- [Kai18] R. Kaiser. “Ein Vorgehensmodell zur systematischen Werkstoffauswahl in der frühen Phase der Entwicklung von Fahrzeugstrukturbauteilen”. Dissertation, Universität des Saarlandes. 2018.
- [Kar10] H. Karbasian und A. E. Tekkaya. “A review on hot stamping”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 210.15 (2010), Seiten 2103–2118.
- [Kie+17] R. Kießling, J. Ihlemann, M. Pohl, M. Stommel, C. Dammann, R. Mahnken, M. Bobbert, G. Meschut, F. Hirsch und M. Kästner. “On the Design, Characterization and Simulation of Hybrid Metal-Composite Interfaces”. In: *Applied Composite Materials* 24.1 (2017), Seiten 251–269.
- [Klo17] F. Klocke. *Fertigungsverfahren 1. Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide*. VDI-Buch. Berlin: Springer Vieweg, 2017.

- [Koh06] Kohler J., T. Frank, M. Feucht und S. Kolling. *Methodenentwicklung in der Crashesimulation zur Absicherung des Fahrzeugentwicklungsprozesses*. 5. LS-Dyna Anwenderforum. Ulm, 2006.
- [Kra09] F. Kramer. *Passive Sicherheit von Kraftfahrzeugen. Biomechanik - Simulation - Sicherheit im Entwicklungsprozess*. ATZ-MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 2009.
- [Krö02] M. Kröger. *Methodische Auslegung und Erprobung von Fahrzeug-Crashstrukturen*. Dissertation. Universität Hannover. 2002.
- [Küh19] M. Kühn. “Prozessabhängige Eigenschaften strukturierter Warmumformstähle in hybriden Materialverbunden”. Dissertation. Technische Universität Braunschweig, 2019.
- [Kuk19] F. Kukuk (Betreuer M. Triebus). “Entwicklung einer Vorrichtung zur Herstellung hybrider Versuchskörper mithilfe abrasiver Trennmethoden”. Studienarbeit. Universität Paderborn, 2019.
- [Kup15] A. Kuppert. *Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven: Zugl.: Erlangen-Nürnberg, Univ., Diss., 2014*. Band 267. Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie. Bamberg: Meisenbach, 2015.
- [Lan07] LANXESS Deutschland GmbH. *Das erste Frontend in Aluminium-Hybrid-Technik mit Durethan BKV 30*. 2007.
- [Lan08] LANXESS Deutschland GmbH. *Hybrid-Frontend Ford Focus*. 2008.
- [Läp06] V. Läßle. *Wärmebehandlung des Stahls: Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe*. Bibliothek des technischen Wissens. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel, 2006.
- [Lau14] C. Lauter. *Entwicklung und Herstellung von Hybridbauteilen aus Metallen und Faserverbundkunststoffen für den Leichtbau im Automobil: Zugl.: Paderborn, Univ., Diss., 2014*. Band 2014.4. Schriftenreihe Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen. Aachen: Shaker, 2014.

- [Lec09] J. Lechler. “Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärzbaren Bor-Manganstählen”. 2009.
- [Lee05] Y.-W. Lee. *Fracture prediction in metal sheets*. Cambridge, Massachusetts Inst. of Technology, Ph. D. Thesis, 2005.
- [Len15] H. Lengsfeld, F. Wolff-Fabris, J. Krämer, J. Lacalle und V. Altstädt. *Faserverbundwerkstoffe. Prepregs und ihre Verarbeitung*. München: Hanser, 2015.
- [Liv21] *LS-DYNA keyword user’s manual. Version R13*. Livermore, Calif.: Livermore Software Technology Corp, 2021.
- [Mah+20] G. Mahalle, A. Morchhale, N. Kotkunde, A. K. Gupta, S. K. Singh und Y. C. Lin. “Forming and fracture limits of IN718 alloy at elevated temperatures: Experimental and theoretical investigation”. In: *Journal of Manufacturing Processes* 56 (2020), Seiten 482–499.
- [Mar17] T. Marten. *Erweiterung des Portfolios presshärzbarer Stähle durch gezielte Werkstoff- und Prozessmodifikationen*. Band 27/2017. Schriftenreihe / Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen. Aachen: Shaker Verlag, 2017.
- [Mer+14] M. Merklein, M. Johannes, M. Lechner und A. Kuppert. “A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 214.2 (2014), Seiten 151–164.
- [Mer06] M. Merklein. *Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau*. Bamberg: Meisenbach, 2006.
- [Mer16] M. Merklein, M. Wieland, M. Lechner, S. Bruschi und A. Ghiotti. “Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review”. In: *Journal of Materials Processing Technology* 228 (2016), Seiten 11–24.
- [Mes+14] G. Meschut, M. Gude, F. Augenthaler und V. Geske. “Evaluation of Damage to Carbon-fibre Composites Induced by Self-pierce Riveting”. In: *Procedia CIRP* 18 (2014), Seiten 186–191.

- [Mor+17] K. Mori, P. F. Bariani, B.-A. Behrens, A. Brosius, S. Bruschi, T. Maeno, M. Merklein und J. Yanagimoto. “Hot stamping of ultra-high strength steel parts”. In: *CIRP Annals* 66.2 (2017), Seiten 755–777.
- [Mül15] S. Müller, M. Brand, K. Dröder und D. Meiners. “Increasing the Structural Integrity of Hybrid Plastics-Metal Parts by an Innovative Mechanical Interlocking Effect”. In: *20th Symposium on Composites*. Materials science forum 825/826. Pfaffikon: TTP Trans Tech Publ, 2015, Seite 416.
- [Nad07] M. Naderi. “Hot stamping of ultra high strength steels”. Aachen, Techn. Hochsch., Diss. 2007.
- [Nak68] Nakazima K., Kikuma T. , Hasuka K. “Study on the Formability of Steel Sheets”. In: *Yamata Technical Report* No. 264 (1968), Seiten 8517–8530.
- [Nei14] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer, Herausgeber. *Handbuch Verbundwerkstoffe. Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung*. München: Hanser, 2014.
- [Nis97] V. Nissen. *Einführung in Evolutionäre Algorithmen: Optimierung nach dem Vorbild der Evolution*. Computational intelligence. Braunschweig: Vieweg, 1997.
- [NKU18] C. Nguyen, C. Krombholz und H. Ucan. *Vergleich von Legetechnologien für die automatisierte Glasfaserablage in der Glare-Bauteilfertigung*. Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt (DLR). 2018.
- [NuG] NuGripmetal s.à r.l. *GRIP Metal™*.
- [NW06] J. Nocedal und S. J. Wright. *Numerical optimization*. Springer series in operations research and financial engineering. New York, N.Y.: Springer, 2006.
- [Öst19] R. Östlund und K. Hedström. “Press Hardened B-pillar with CFRP Patch, Simulation & Crash Test”. In: *Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, CHS2. 7th international conference : June 2-5, 2019, Luleå, Sweden : proceedings*. CHS²-series no. 7. Auerbach/Vogtl.: Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2019, Seiten 693–700.

- [Pet99] A. Petras. “Design of Sandwich Structures”. Apollo - University of Cambridge Repository, 1999.
- [Pol17] D. Poll. *Neue A8-Karosse besteht erstmals aus vier Werkstoffen*. 2017. URL: <https://www.produktion.de/technik/neue-a8-karosse-besteht-erstmals-aus-vier-werkstoffen-101.html> (besucht am 12.05.2022).
- [Pre22] Presse- und Informationsamt der Bundesregierung. *Klimaschonender Verkehr*. 2022. URL: <https://www.bundesregierung.de/breg-de/themen/klimaschutz/klimaschonender-verkehr-1794672> (besucht am 12.05.2022).
- [RBN12] A.-B. Ryberg, R. D. Bäckryd und L. Nilsson. “Metamodel-Based Multidisciplinary Design Optimization for Automotive Applications”. In: Technical Report LIU-IEI-R-12/003, Linköping University. 2012.
- [Rei+18] R. Reichert, S. Kan, S. Arnold-Keifer und B. Mueller. *IIHS Side Impact Parametric Study Using LS-DYNA*. 15th International LS-DYNA Users Conference. Detroit, 2018.
- [Rei17] L. Reifenstein, F. Timm und F. Pohl. *All New Ford Fiesta*. Euro Car Body. Bad Nauheim, 2017.
- [Rei20] A. Reitz, O. Grydin und M. Schaper. “Phase Transformation Characterization by Means of High Temperature Digital Image Correlation for Graded Thermo-Mechanical Processing of Sheet Parts”. In: *The Minerals, Metals & Materials Series* (2020), Seiten 69–79.
- [Reu17] C. Reuter, K.-H. Sauerland und T. Tröster. “Experimental and numerical crushing analysis of circular CFRP tubes under axial impact loading”. In: *Composite Structures* 174 (2017), Seiten 33–44.
- [RHB19] J. Rösler, H. Harders und M. Bäker. *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden und Imprint: Springer Vieweg, 2019.

- [Rot+18] S. Roth, Y. Reg, P. Götz, F. Masseria, D. Hühn und D. Bublitz. *Qualitätsgesicherte Prozesskettenverknüpfung zur Herstellung höchstbelastbarer intrinsischer Metall-FKV-Verbunde in 3D-Hybrid-Bauweise - Q-Pro.* Dresden: Plattform FOREL Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik TU Dresden, 2018.
- [Sch07] H. Schürmann. *Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden.* VDI-Buch. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [Sch09] J. Schulze. “Metall mit organischem Material verpinnen”. In: *konstruktionspraxis* (8.12.2009).
- [Sch10] M. Schaper, G. Gershteyn, O. Grydin, D. Fassmann, Z. Yu und F. Nürnberger. “Modellierung des Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Stähle auf der Basis mikrostruktureller Vorgänge”. In: *Ta-gungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung* (2010), Seiten 141–162.
- [Sch17] A. Schneidt. *Mehrphasige phänomenologische sowie mehrskalige mikroskopische Modellierung von Phasenumwandlungen in einem Hybridumformprozess.* Band 2017,1. Schriftenreihe des Lehrstuhls für Technische Mechanik. Aachen: Shaker, 2017.
- [Sch20] S. Schmidt (Betreuer M. Triebus). “Simulative und experimentelle Betrachtungen zur Steigerung der Verbundfestigkeit von Hybridmaterialien durch Formschluss”. Studienarbeit. Universität Paderborn, 2020.
- [SGL10] SGL Carbon. *Datenblatt Epoxid-Prepreg E201/E201S.* 2010.
- [Sha09] A. Shapiro. “Finite Element Modeling of Hot Stamping”. In: *steel research international* 80.9 (2009), Seiten 658–664.
- [Sie10] K. Siebertz, D. van Bebbber und T. Hochkirchen. *Statistische Versuchsplanung.* Springer Berlin Heidelberg, 2010.
- [Sin19] M. R. Singer. *Neuartige Versuchsmethodik zur verbesserten Modellierung der Reibung in der Blechumformung.* Dissertation, Universität Stuttgart. 2019.

- [Som19] S. Sommer, L. Schuster, G. Meschut, G. Tümkaya, D. Hein, S. Weihe, F. Schreyer und U. Weber. *Charakterisierung und Modellierung der Beeinflussung des Bauteilverhaltens durch Erweichungszonen an Schweißpunkten höchst- und ultrahochfester Stähle unter Crashbelastung*. Band 1018. Forschung für die Praxis / Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. Düsseldorf: Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, 2019.
- [Sta07] R. Stauber. “Kunststoffe im Automobilbau”. In: *ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift* 109.3 (2007), Seiten 202–209.
- [Sta16] J. Starke. *Carbon Composites in automotive structural applications*. Brüssel, (2016).
- [Str+18] J. A. Striwe, R. Grothe, J. Kowatz, T. Tröster, G. Grundmeier und G. Meschut. “Design and Testing of Co-Cured Bonded CFRP-Steel Hybrids with Nanostructured Interfaces for Interlaminar Fracture Toughness”. In: 18th European Conference on Composite Materials (2018).
- [Sui11] P. P. Suikkanen, C. Cayron, A. J. DeArdo und L. P. Karjalainen. “Crystallographic Analysis of Martensite in 0.2C-2.0Mn-1.5Si-0.6Cr Steel using EBSD”. In: *Journal of Materials Science & Technology* 27.10 (2011), Seiten 920–930.
- [SY09] T. B. Stoughton und J. W. Yoon. “Anisotropic hardening and non-associated flow in proportional loading of sheet metals”. In: *International Journal of Plasticity* 25.9 (2009), Seiten 1777–1817.
- [Tas18] A. Tastan (Betreuer M. Triebus). “Abstraktion makroskopischer Verklammerungsstrukturen für die Simulation von Faserverbundkunststoff-Metall-Hybridstrukturen”. Studienarbeit. Universität Paderborn, 2018.
- [Tec16] G. Tecklenburg, Herausgeber. *Karosseriebautage Hamburg 2016. 14. ATZ-Fachtagung*. Proceedings. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2016.
- [Tho14] K. J. Thomé-Kozmiensky und D. Goldmann, Herausgeber. *Recycling und Rohstoffe*. Neuruppin: TK-Verl., 2014.

- [Tou99] M. Touden, T. Strutz, F. Strüber, C. Vieler und G. Gern. “Einsatz von Faserverbundwerkstoffen zur Verbesserung des Seitencrashverhaltens bei einem Personenkraftwagen”. In: *Innovativer Kfz-Insassen- und Partnerschutz. Tagung Berlin, 30. September und 1. Oktober 1999*. VDI-Berichte 1471. Düsseldorf: VDI-Verl., 1999.
- [TPN21] T. Tröster, F. Pfeifer, B. Nacke und A. Dietrich. *Großserientaugliche induktive Platinenerwärmung für den Warmformprozess*. Band 1038. Forschung für die Praxis / Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V. Düsseldorf: Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, 2021.
- [Tri21a] M. Triebus, J. Gierse, T. Marten und T. Tröster. “A new Device for Determination of Forming-Limit-Curves under Hot-Forming Conditions”. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 1157.1 (2021), Seite 012052.
- [Tri21b] M. Triebus, A. Reitz, O. Grydin, J. Grenz, A. Schneidt, R. Erhardt, T. Tröster und M. Schaper. *Forming Simulation of Tailored Press Hardened Parts*. 13th European LS-DYNA Conference. Ulm, 2021.
- [Tro+16] A. Trondl, S. Klitschke, W. Böhme und D.-Z. Sun. *Verformungs- und Versagensverhalten von Stählen für den Automobilbau unter crashartiger mehrachsiger Belastung*. Band 283. FAT-Schriftenreihe. Berlin und Berlin: FAT Forschungsvereinigung Automobiltechnik und VDA Verband der Automobilindustrie, März 2016.
- [Trö+21] T. Tröster, A. A. Camberg, N. Wingenbach, C. Hielscher und J. Grenz. “A New Numerical Method for Potential Analysis and Design of Hybrid Components from Full Vehicle Simulations: Implementation and Component Design”. In: *Technologies for economic and functional lightweight design*. Springer Berlin Heidelberg, 2021, Seiten 353–365.
- [Uni21] United Nations Environment Programme. *Emissions Gap Report 2021*. United Nations, 2021.

- [VDI13] VDI Zentrum Ressourceneffizienz GmbH. *Kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe im Fahrzeugbau – Ressourceneffizienz und Technologien*. 2013. URL: https://www.ressource-deutschland.de/fileadmin/user_upload/downloads/kurzanalysen/2014-Kurzanalyse-03-VDI-ZRE-CFK.pdf (besucht am 12.05.2022).
- [VDI15] VDI Zentrum Ressourceneffizienz GmbH. *Bestandsaufnahme Leichtbau in Deutschland*. 2015. URL: <https://www.bmwk.de/Redaktion/DE/Downloads/Studien/bestandsaufnahme-leichtbau-in-deutschland-kurzfassung.pdf> (besucht am 12.05.2022).
- [VGB20] G. Venturato, A. Ghiotti und S. Bruschi. “Stress-state dependent formability modelling in hot stamping”. In: *Production Engineering* 14.1 (2020), Seiten 105–114.
- [Vlo01] A. Vlot. *Glare. History of the development of a new aircraft material*. Dordrecht: Kluwer Acad. Publ, 2001.
- [Vos21] D. Voswinkel, D. Kloidt, O. Grydin und M. Schaper. “Time efficient laser modification of steel surfaces for advanced bonding in hybrid materials”. In: *Production Engineering* 15.2 (2021), Seiten 263–270.
- [Wal09] H. Wallentowitz, A. Freialdenhoven und I. Olschewski. *Strategien in der Automobilindustrie. Technologietrends und Marktentwicklungen*. ATZ/MTZ-Fachbuch. Wiesbaden: Vieweg+Teubner Verlag, 2009.
- [Wat88] D. F. Watt, L. Coon, M. Bibby, J. Goldak und C. Henwood. “An algorithm for modelling microstructural development in weld heat-affected zones (part a) reaction kinetics”. In: *Acta Metallurgica* 36.11 (1988), Seiten 3029–3035.
- [WBH15] K. A. Weidenmann, L. Baumgärtner und B. Haspel. “The Edge Shear Test - An Alternative Testing Method for the Determination of the Inter-

- laminar Shear Strength in Composite Materials”. In: *Materials Science Forum* 825-826 (2015), Seiten 806–813.
- [Wei98] A. Weise. *Entwicklung von Gefüge und Eigenspannungen bei der thermomechanischen Behandlung des Stahls 42CrMo4*. Techn. Univ. Chemnitz, Diss. Chemnitz, 1998.
- [Wes20] J. Wesemann. *Werkstoffe im Automobilbau*. 2020. URL: http://nmwp.nrw.de/wp-content/uploads/2020/10/2020_17_Werkstoffe-im-Automobilbau_Ford.pdf (besucht am 12.05.2022).
- [Wik19] L. Wikström und S. Golling. “A Press Hardening Process for Multi-Material Components”. In: *Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, CHS2. 7th international conference : June 2-5, 2019, Luleå, Sweden : proceedings*. CHS²-series no. 7. Auerbach/Vogtl.: Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2019, Seiten 693–700.
- [Wit21] H. Wittel, C. Spura und D. Jannasch. *Roloff/Matek Maschinenelemente*. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2021.
- [Zha21] X. Zhang (Betreuer M. Triebus). “Betrachtungen zur Modellierung des Presshärteprozess im FE-Code LS-Dyna”. Studienarbeit. Universität Paderborn, 2021.
- [Zin+18] C. Zinn, M. Bobbert, C. Dammann, Z. Wang, T. Tröster, R. Mahnken, G. Meschut und M. Schaper. “Shear strength and failure behaviour of laser nano-structured and conventionally pre-treated interfaces in intrinsically manufactured CFRP-steel hybrids”. In: *Composites Part B: Engineering* 151 (2018), Seiten 173–185.
- [ZZC14] W. Zhuang, M. Zhang und Y. Chen. “Error analysis of FLC experimental data at warm/hot stamping conditions”. In: *Chinese Journal of Mechanical Engineering* 27.4 (2014), Seiten 730–737.

Erklärung zur Zitation 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.

Münster, den 10.11.2022

Marcel Triebus

