

IVW - Schriftenreihe Band 157

Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Kaiserslautern

Stefan Weidmann

**Diskontinuierliches induktives Fügen
glasfaserverstärkter Thermoplaste
mit Karosseriestählen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

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

Verlag: Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: pri-me Printservice & Medienservice
Barbarossastraße 1
67655 Kaiserslautern
D-386

© Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2023

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X

ISBN: 978-3-944440-54-5

Diskontinuierliches induktives Fügen glasfaserverstärkter Thermoplaste mit Karosseriestählen

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Rheinland-Pfälzischen Technischen Universität Kaiserslautern-Landau
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Stefan Weidmann

aus Landau in der Pfalz

| | |
|-----------------------------|---------------------------------|
| Tag der mündlichen Prüfung: | 27.07.2023 |
| Prüfungsvorsitzender: | Prof. Dr.-Ing. Paul Ludwig Geiß |
| 1. Berichterstatter: | Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang |
| 2. Berichterstatter: | Prof. Dr.-Ing. Frank Balle |

Vorwort

Diese Arbeit wurde in den Jahren 2017 bis 2023 während meiner Zeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung Verarbeitungstechnik am Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe (IVW) verfasst.

Mein erster und größter Dank gebührt meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang, der mich mit seiner Expertise und Forschungsleidenschaft maßgeblich in meinem Promotionsvorhaben unterstützt hat. Durch zahlreiche wissenschaftliche Diskussionen und konstruktive Kritik haben Sie wesentlich dazu beigetragen, meine analytische und wissenschaftliche Denkweise nachhaltig zu schärfen. Ich danke auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Geiß für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes und Herrn Prof. Dr.-Ing. Balle für die Zweitbegutachtung.

Ebenfalls möchte ich mich herzlich für die fachliche und mentale Unterstützung meiner Kolleginnen und Kollegen am IVW bedanken. Ohne Ihre Hilfe hätte ich die Promotionsprüfung nicht erfolgreich abschließen können. Ihr wart stets an meiner Seite und sorgtet mit humorvollen Momenten für Entspannung während der anstrengenden Forschungsphasen. Ein besonderer Dank geht an Thomas Hoffmann, Andreas Krämer, Dr.-Ing. Stephan Becker, Dr.-Ing. Björn Willenbacher, Julian Weber, Alexander Nuhn, Martin Detzel, Robert Köhler, Dr.-Ing. Florian Gortner, Benedikt Bergmann, Tim Schmidt, Nora Feiden, Maximilian Salmins, Jan Eric Semar, Jan Janzen, Alexander Faas, Peter Mang, Dr.-Ing. Florian Kühn, Dr.-Ing. Christian Goergen, Stefan Buchalik-Bopp und natürlich besonders an Andrea Hauck.

Besonders hervorheben möchte ich auch ehemalige Kolleginnen und Kollegen wie Dr.-Ing. Jens Mack, der mich als HiWi am IVW eingestellt hat, sowie Mirja Didi, Dr.-Ing. Matthias Domm, Dr.-Ing. Oliver Rimmel, PD Dr.-Ing. habil. David May und Dr.-Ing. Timo Grießer. Sie haben mir durch ihre exzellente Betreuung in meinen Jahren als Student für die Laufbahn als wissenschaftlicher Mitarbeiter am IVW sehr gut vorbereitet.

Ein herzlicher Dank gilt auch meinen engagierten HiWis Sascha Mostofi, Franziska Ellinghaus, Florian Zapp, und Harry Friedrichsen. Ebenso möchte ich meinen zielstrebigem und fleißigen Studenten danken, deren Unterstützung für die Umsetzung dieser Dissertation von unschätzbarem Wert war.

Über die räumlichen Grenzen des IVW hinaus möchte ich der Kömmerling Chemische Fabrik GmbH, insbesondere André Ruth, der Math2Market GmbH, insbesondere Dr.-Ing. Martina Hümbert und Sebastian Rief, sowie dem gesamten FlexHyJoin Konsortium für ihre tatkräftige Unterstützung bei der Bereitstellung von Material und Wissen danken.

Ein herzliches Dankeschön geht auch an meine engsten Vertrauten im privaten Umfeld. Meine liebevollen Eltern, die mich bedingungslos unterstützt und motiviert haben, seit ich denken kann. Meinen Freunden, die es immer wieder schaffen, mir selbst in den schwierigsten Momenten ein Lächeln ins Gesicht zu zaubern. Ein besonderer Dank gebührt meinem Bruder Michael, der stets zur Stelle ist, wenn ich Hilfe benötige. Große Bewunderung hege ich für meine geliebte Frau Monja, die mit ihrem unermüdlichen Beistand in allen Lebenslagen die bisweilen größte Bereicherung in meinem Leben darstellt.

Inhaltsverzeichnis

| | |
|--|------------|
| Inhaltsverzeichnis | I |
| Verzeichnis verwendeter Abkürzungen | V |
| Verzeichnis verwendeter Formelzeichen | VII |
| Kurzfassung | X |
| Abstract | XI |
| 1 Einleitung | 1 |
| 1.1 Motivation und Herausforderungen | 1 |
| 1.2 Zielsetzung | 4 |
| 1.3 Aufbau der Arbeit | 5 |
| 2 Stand der Technik | 6 |
| 2.1 Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV) | 6 |
| 2.2 Fügeverfahren für Faser-Kunststoff-Verbunde | 7 |
| 2.3 Thermische Fügeverfahren für TP-FKV/Metall-Verbindungen | 11 |
| 2.3.1 Laserbasierte Fügeverfahren | 11 |
| 2.3.2 Reibfügen | 12 |
| 2.3.3 Ultraschallfügen | 13 |
| 2.3.4 Induktives Fügen | 15 |
| 2.4 Prozessregelung & -steuerung bei TP-FKV/Metall Fügeverfahren | 20 |
| 2.5 Adhäsion und Bindungsmechanismen | 24 |
| 2.6 Oberflächenvorbehandlungen (OFVB) | 27 |
| 2.6.1 Mechanische Oberflächenvorbehandlungen | 28 |
| 2.6.2 Physikalische Oberflächenvorbehandlungen | 28 |
| 2.6.3 Haftvermittler | 30 |
| 2.7 Korrosionsbeständigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen | 31 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 2.8 | Dauerfestigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen..... | 32 |
| 3 | Materialien und Methoden..... | 34 |
| 3.1 | Materialien..... | 34 |
| 3.1.1 | TP-FKV | 34 |
| 3.1.2 | Stahl | 36 |
| 3.2 | Probenvorbereitung..... | 36 |
| 3.2.1 | Stahl Oberflächenvorbehandlung..... | 36 |
| 3.2.2 | Herstellung TP-FVK/Stahl-Verbindungen | 40 |
| 3.2.3 | Zug-Scher-Probengeometrie..... | 44 |
| 3.3 | Versuchsplan..... | 46 |
| 3.3.1 | Nomenklatur..... | 46 |
| 3.3.2 | Analyse des Messwegverlaufs..... | 46 |
| 3.3.3 | Einfluss des Fügewegs auf die Zug-Scher-Festigkeit..... | 47 |
| 3.3.4 | Einfluss der Fügetemperatur, Witterung und Wechsellasten auf die ZSF | 47 |
| 3.4 | Anlagen und Methoden zur Analyse der Verbindungsfestigkeit..... | 48 |
| 3.4.1 | Quasi-statische Versuche | 48 |
| 3.4.2 | Dauerfestigkeit | 49 |
| 3.4.3 | Witterung..... | 50 |
| 3.5 | Visuelle Ergebnisanalyse | 52 |
| 3.5.1 | Analyse der Bruchbilder | 52 |
| 3.5.2 | Analyse der Schlibbilder..... | 53 |
| 4 | Analyse des transienten Messwegverlaufs..... | 54 |
| 4.1 | Spannungsinduzierte Einflüsse auf den Messweg..... | 55 |
| 4.2 | Thermische Ausdehnung im induktiven Fügeprozess..... | 60 |
| 4.2.1 | Thermische Dehnung der Fügepartner | 60 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 4.2.2 | Thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte | 63 |
| 4.2.3 | Aufheizen des Prüfstands durch elektromagnetische Wechselfelder | 69 |
| 4.2.4 | Zwischenfazit thermische Einflüsse auf den Messweg | 70 |
| 4.3 | Einfluss der Kristallinität auf den Messweg | 71 |
| 4.4 | Zusammenfassung isolierter Effekte auf den Verlauf des Messwegs | 74 |
| 4.5 | Einfluss von Prozessparametern und Probengeometrie auf den Messweg | 76 |
| 4.5.1 | Einfluss der Probengeometrie auf den Messweg | 76 |
| 4.5.2 | Einfluss der Fügtemperatur auf den Messweg | 77 |
| 4.5.3 | Einfluss der Konsolidierungskraft auf den Messweg | 79 |
| 4.5.4 | Einfluss der Oberflächenvorbehandlung auf den Messweg | 80 |
| 4.5.5 | Einfluss der Faserverstärkung auf den Messweg | 80 |
| 5 | Analyse von Einflüssen auf die Verbindungsfestigkeit | 82 |
| 5.1 | Der Fügeweg als Qualitätssicherungsmerkmal | 83 |
| 5.1.1 | Mechanische Prüfung | 83 |
| 5.1.2 | Schliffbildanalyse | 84 |
| 5.1.3 | Einfluss von Poren im TP-FKV auf die ZSF | 86 |
| 5.2 | Einfluss der Fügtemperatur | 87 |
| 5.2.1 | Laserstrukturiert | 87 |
| 5.2.2 | Haftvermittler | 92 |
| 5.3 | Einfluss der Klimawechseltests auf die Verbindungsfestigkeit | 96 |
| 5.4 | Dauerfestigkeit | 101 |
| 5.5 | Simulation des Versagensverhaltens in der Fügezone | 106 |
| 5.6 | Gesamtbewertung der TP-FKV/Stahl-Verbindungen | 109 |
| 5.7 | Benchmark mit Kleben | 110 |

| | | |
|----------|---|------------|
| 6 | Entwicklung eines In-Line qualitätsgesicherten, diskontinuierlichen großserientauglichen Fügeprozesses | 112 |
| 6.1 | FlexHyJoin-Fertigungszelle | 112 |
| 6.2 | Vollautomatisches induktives Fügen | 113 |
| 7 | Zusammenfassung | 115 |
| 8 | Literaturverzeichnis | 118 |
| 9 | Anhang..... | 130 |
| 9.1 | Herstellung TP-FKV | 130 |
| 9.2 | Einfluss Stahllegierung auf die ZSF | 130 |
| 9.3 | Durchbiegung und Kompaktierung von Prüfstand und Fügepartner von 0 bis 300 N | 131 |
| 9.4 | Durchbiegung | 132 |
| 9.5 | Materialeigenschaften Simulationsmodell | 133 |
| 9.6 | Wärmeausdehnung Seitenteile 120s | 134 |
| 9.7 | Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte bei einem Temperaturverlauf analog zu HL400/GF-PP/240/ib | 134 |
| 9.8 | DSC und TGA Ergebnisse zur Kristallinität:..... | 135 |
| 9.9 | Schliffbilder Fügezone..... | 136 |
| | Publikationen und Konferenzbeiträge | 140 |
| | Betreute studentische Arbeiten | 145 |
| | Lebenslauf..... | 146 |

Verzeichnis verwendeter Abkürzungen

| Kurzform | Beschreibung |
|-----------------|--|
| $\Delta\alpha$ | Delta-Alpha |
| 3D | Dreidimensional |
| Al | Aluminium |
| BMWK | Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz |
| CF | Kohlenstofffaser |
| CFK | Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff |
| CO ₂ | Kohlenstoffdioxid |
| CLP | Kegelförmige Ausstülpungen |
| cw | Continuous Wave |
| dw | Discontinuous Wave |
| DSC | Dynamische Differenzkalorimetrie |
| EM | Elektromagnetisches Feld |
| FKV | Faser-Kunststoff-Verbund |
| FE | Finite Elemente |
| F&E | Forschung und Entwicklung |
| FO | Faserorientierung |
| FVG | Faservolumengehalt |
| gew. % | Gewichtsprozent |
| GF | Glasfaser |
| GF-PA6 | Glasfaserverstärktes Polyamid 6 |
| GF-PC | Glasfaserverstärktes Polycarbonat |
| GF-PP | Glasfaserverstärktes Polypropylen |
| GF-PPS | Glasfaserverstärktes Polyphenylensulfid |
| GFK | Glasfaserverstärkte Kunststoffe |
| HF | Hochfrequenz |
| ICJ | Induktives Kontaktfügen |
| IR | Infrarot |
| KMD | Kraftmessdose |
| kont. | Kontinuierlich |
| LAMP | Laser-assisted metal and plastic |
| MEK | Methyl-Ether Keton |
| MPa | Megapascal |
| OEM | Original Equipment Manufacturer |
| OFVB | Oberflächenvorbehandlung |
| QS | Qualitätssicherung |
| PA6 | Polyamid 6 |
| PA66 | Polyamid 6.6 |
| PE | Polyethylen |
| PEEK | Polyetheretherketon |

| | |
|----------------|-------------------------------|
| PEI | Polyetherimid |
| PET | Polyethylenterephthalat |
| PPS | Polyphenylensulfid |
| PMT | Kaschiertemperatur |
| R | Art des Rakels |
| R _a | Mittenrauwert |
| RT | Raumtemperatur |
| R _z | Rautiefe |
| R&D | Research and Development |
| TA | Thermische Analyse |
| TGA | Thermogravimetrische Analyse |
| TP | Thermoplast |
| TPU | Thermoplastisches Polyurethan |
| TRL | Technology Readiness Level |
| T _z | Zersetzungstemperatur |
| Vol.-% | Volumen-Prozent |
| ZSF | Zug-Scher-Festigkeit |

Verzeichnis verwendeter Formelzeichen

| Symbol | Einheit | Beschreibung |
|----------------------------------|---------|---|
| <u>Lateinische Formelzeichen</u> | | |
| A | mm^2 | Fläche |
| A_{80} | % | Bruchdehnung |
| a | μm | Schwingungsamplitude |
| b | mm | Plattenbreite |
| C_n | | Integrationskonstante |
| d | mm | Plattendicke |
| E | MPa | Elastizitätsmodul |
| E_f | MPa | Elastizitätsmodul der Faserverstärkung |
| E_m | MPa | Elastizitätsmodul des Matrixpolymers |
| E_{\perp} | MPa | Elastizitätsmodul des FKV senkrecht zur Faserrichtung |
| f | Hz | Frequenz |
| F | N | Konsolidierungskraft |
| F_o | N | Obere Kraft im DSV |
| F_u | N | Untere Kraft im DSV |
| F_{Max} | N | Bruchkraft |
| $h_{Laminat}$ | mm | Zieldicke Organoblech |
| h_{Matrix} | mm | Matrixanteil in Dickenrichtung |
| ΔH_m | J | Schmelzenthalpie |
| ΔH_m^0 | J | Schmelzenthalpie für 100 % kristallinen Zustand |
| I | A | Induzierter Strom |
| I_M | mm^4 | Flächenträgheitsmoment |
| Δl | mm | Längenänderung |
| l_0 | mm | Ausgangslänge |
| Δl_{Σ} | mm | Messweg |
| $\Delta l_{K\Sigma}$ | mm | Gesamtkompaktierung beim Konsolidieren ohne Heizen |
| Δl_{FP} | mm | Längenänderung der Fügepartner (FP) |
| $\Delta l_{SetzeffekteKP}$ | mm | Längenänderung durch Setzeffekte KP |
| $\Delta l_{SetzeffekteKS}$ | mm | Längenänderung durch Setzeffekte KS |
| $\Delta l_{SetzeffekteFP}$ | mm | Längenänderung durch Setzeffekte FP |
| $\Delta l_{SqueezeOut}$ | mm | Längenänderung durch Squeeze Out |
| Δl_{KP} | mm | Längenänderung der Konsolidierungsplatte (KP) |
| Δl_{KS} | mm | Längenänderung des Konsolidierungsstempels (KS) |
| Δl_{K1} | mm | Längenänderung durch Setzen des Prüfstands |
| Δl_{K2} | mm | Längenänderung durch Kompaktieren der TP-FKV |
| Δl_{K3} | mm | Durchbiegung der Konsolidierungsplatte |
| Δl_{K4} | mm | Kompaktieren der Probekörperflächen |
| Δl_{T1} | mm | Längenänderung der FP durch thermische Dehnung |

| | | |
|------------------------------------|-----------------------|---|
| Δl_{T2} | <i>mm</i> | Längenänderung der KP durch thermische Dehnung |
| Δl_{T3} | <i>mm</i> | Längenänderung des KS durch thermische Dehnung |
| $\Delta l_{T\Sigma}$ | <i>mm</i> | Summe Längenänderung thermischer Dehnungen |
| $\Delta l_{T\ TP-FKV}$ | <i>mm</i> | Längenänderung TP-FKV durch thermische Dehnung |
| $\Delta l_{T\ Stahl}$ | <i>mm</i> | Längenänderung Stahl durch thermische Dehnung |
| <i>L</i> | | Anzahl der Lastzyklen |
| <i>M</i> | <i>Nm</i> | Moment |
| <i>n</i> _{Durchläufer} | | Anzahl der Durchläufer in der Materialkombination |
| <i>n</i> _{Risshäufigkeit} | | Sichtbarkeit von Mikrorissen in der Materialkombination |
| <i>P</i> | <i>W</i> | Generatorleistung |
| <i>p</i> | <i>MPa</i> | Anpressdruck |
| <i>Q</i> | <i>J</i> | Wärmemenge |
| \dot{Q} | <i>W</i> | Wärmestrom |
| <i>q</i> ₀ | <i>N/mm</i> | Streckenlast |
| <i>R</i> | Ω | Widerstand |
| <i>R_{el}</i> | <i>MPa</i> | Streckgrenze |
| <i>R_m</i> | <i>MPa</i> | Zugfestigkeit |
| <i>S</i> | <i>1/MPa</i> | Materialnachgiebigkeit = 1/E |
| <i>S_{Stahl}</i> | <i>mm</i> | Dicke des Stahl Fügepartners |
| <i>S_{TP-FKV}</i> | <i>mm</i> | Dicke des TP-FKV Fügepartners |
| <i>S</i> _{Vor dem Fügen} | <i>mm</i> | Dicke der Ausgangsmaterialien |
| <i>S</i> _{Nach dem Fügen} | <i>mm</i> | Dicke nach dem Fügen |
| <i>T</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Temperatur |
| <i>T_F</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Fügetemperatur/ Temperatur in der Fügezone |
| <i>T_{End}</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Endtemperatur |
| <i>T_S</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Schmelztemperatur |
| <i>T_{Start}</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Starttemperatur |
| <i>T_g</i> | $^{\circ}\text{C}$ | Glasübergangstemperatur |
| ΔT | <i>K</i> | Temperaturänderung |
| ΔT_{FP} | <i>K</i> | Temperaturänderung der Fügepartner beim Fügen |
| ΔT_{KP} | <i>K</i> | Temperaturänderung der Konsolidierungsplatte |
| ΔT_{KS} | <i>K</i> | Temperaturänderung des Konsolidierungsstempels |
| <i>u</i> | <i>mm</i> | Durchbiegung |
| <i>v_p</i> | <i>mm/s</i> | Vorschub |
| <i>w</i> | <i>mm</i> | Fügeweg |
| Δy | <i>mm</i> | Kopplungsabstand |
| <i>Z</i> | | Kräfteverhältnis F_u/F_o |
| <u>Griechische Formelzeichen</u> | | |
| α | <i>K⁻¹</i> | Materialabhängige Wärmeausdehnung |
| $\beta\Delta X$ | <i>mm</i> | Dehnung durch Polymerkristallisation |
| δ | <i>mm</i> | Stromeindringtiefe |
| ε | | Dehnung |

| | | |
|-----------------------------|------------------------------|--|
| η | Pa*s | Viskosität |
| μ | Hm^{-1} | Absolute magnetische Permeabilität eines Leiters |
| ν_m | | Querkontraktionszahl der Matrix |
| π | | Kreiszahl |
| ρ_m | $\frac{kg}{m^3}$ | Dichte der Matrix |
| ρ_c | $\frac{kg}{m^3}$ | Dichte kristalline Anteile der Matrix |
| ρ_a | $\frac{kg}{m^3}$ | Dichte amorphe Anteile der Matrix |
| σ | MPa | Mechanische Spannung |
| σ_{FP} | MPa | Mechanische Spannung der Fügepartner |
| σ_{KP} | MPa | Mechanische Spannung der Konsolidierungsplatte |
| σ_{KS} | MPa | Mechanische Spannung des Konsolidierungstempels |
| τ_B | MPa | Zug-Scher-Festigkeit |
| $\tau_{Zu\text{ Bewerten}}$ | MPa | Zu bewertende Zug-Scher-Festigkeit |
| τ_{Max} | MPa | Maximal erreichte ZSF aus den Versuchen in Kapitel 5.2 |
| $\tau_{BMW\ PR\ 308.2}$ | MPa | Maximal erreichte ZSF aus den Versuchen in Kapitel 5.3 |
| $\tau_{Kataplastmatest}$ | MPa | Maximal erreichte ZSF aus den Versuchen in Kapitel 5.3 |
| $\tau_{Durchläufer}$ | MPa | Maximal erreichte ZSF aus den Versuchen in Kapitel 5.4 |
| φ | % | Faservolumengehalt |
| b | $\frac{\Omega \cdot m^2}{m}$ | Spezifischer elektrischer Widerstand |

Kurzfassung

Thermoplastische Faserkunststoffverbunde (TP-FKV) werden aufgrund ihres Leichtbaupotentials zusammen mit Metallen vermehrt in Multimaterialstrukturen eingesetzt [1, 2]. Der Einsatz TP-FKV ermöglicht das thermische Fügen, wobei die Benetzung der Metalloberfläche mit Polymer und hierdurch die Zug-Scher-Festigkeit der Verbindung mit steigendem Fügweg ebenfalls ansteigt. Im Rahmen der Arbeit wurde der Fügweg als Indikator für eine qualitätsgesicherte Fügung mittels induktiver Erwärmung validiert.

Der Fügweg wird maßgeblich durch die Fügetemperatur, den Fügedruck und die verwendeten Materialien bestimmt. Um den im Prozess gemessenen Fügweg als Qualitätssicherungsmerkmal nutzen zu können sind bei der Beurteilung der Messkurven auch mechanische und insbesondere thermische Dehnungen zu berücksichtigen. Diese Einflüsse konnten durch analytische Methoden erfasst, bewertet und bei der Beurteilung des Fügeweges entsprechend herausgerechnet werden.

Zur quantitativen Bewertung wurden TP-FKV/Stahl-Verbindungen durch induktives Fügen hergestellt und der Einfluss der Oberflächenvorbehandlung, Prozessparameter, Witterung und Wechsellasten auf die Verbindungsfestigkeit untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass für alle untersuchten TP-FKV in Kombination mit einer laserstrukturierten Stahloberfläche Verbindungsfestigkeiten im Bereich von Referenzklebungen erreicht wurden. Durch den Einsatz von für das jeweilige Matrixpolymer optimierten Haftvermittlern auf den Stahloberflächen konnten ebenfalls gute Verbindungsfestigkeiten erreicht werden. Das Schädigungsverhalten der TP-FKV/Stahl-Verbindung nach Bewitterung beziehungsweise Wechsellasten wurde anhand von Schliffbildanalysen und Simulationen analysiert. Die Arbeit schließt mit der Implementierung des induktiven Fügens in eine Fertigungszelle.

Abstract

Due to their lightweight potential, thermoplastic fiber reinforced polymer composites (TP-FRPC) are increasingly used in combination with metals in multi-material structures [1, 2]. The use of TP-FRPC enables thermal joining whereby the wetting of the metal surface with polymer and thus the lap shear strength of the joint increases with increasing thickness change. Within this work, the thickness change was validated as an indicator for a quality-assured induction joining.

The thickness change is mainly determined by the joining temperature, the joining pressure and the materials used. In order to be able to use the in-process measured thickness change as a quality assurance criterion, mechanical and, in particular, thermal strains must also be taken into account when evaluating the measured curves. These influences can be identified and evaluated by analytical methods, and can be deducted accordingly in the evaluation of the thickness change.

For quantitative evaluation, TP-FRPC/steel joints were manufactured by induction joining and the influence of surface pretreatment, process parameters, weathering and alternating loads on bond strength was investigated. It was shown that bond strengths comparable to adhesive bonds were achieved for all investigated TP-FRPC in combination with a laser-structured steel surface. By using bonding agents optimized for the respective matrix polymer on the steel surfaces, good bond strengths could also be achieved. The damage behavior of the TP-FRPC/steel bond after weathering or alternating loads was analyzed by means of micrograph analyses and simulations. The work concludes with the implementation of induction joining in a production cell.

1 Einleitung

„Nichts ist so beständig wie der Wandel“ – die Aussage des griechischen Philosophen Heraklit vor ca. 2500 Jahren gilt auch branchenübergreifend für die Entwicklung innovativer Fertigungsverfahren und Werkstoffe. Steigende Bevölkerungszahlen und eine damit einhergehende Mehrbelastung der Umwelt infolge des Verbrauchs endlicher Ressourcen korrelieren unmittelbar miteinander [3]. Zusammen mit dem wachsenden Klimabewusstsein der Menschen führt dies zu Forderungen nach umweltfreundlicheren Produkten. Besonders am Beispiel Transport ist dieser Wandel durch Forderungen nach emissionsarmen Fahrzeugen gut zu beobachten. Neben Neu- und Weiterentwicklungen der Antriebskonzepte zum Emissionen sparen werden vermehrt auch Leichtbauwerkstoffe eingesetzt. Hierfür sind insbesondere faserverstärkte Kunststoffe (FKV) durch ihre guten mechanischen Eigenschaften bei geringer Dichte geeignet.

1.1 Motivation und Herausforderungen

Die Automobilindustrie ist durch die Vorgaben der europäischen Kommission zur Reduzierung der Treibhausgase dazu veranlasst, den Verbrauch von fossilen Brennstoffen zu reduzieren. Bis 2050 soll der CO₂-Ausstoß im Verkehrssektor um mindestens 60 % gegenüber 1990 vermindert werden [4]. Realisiert wird dies in erster Linie durch neue Antriebskonzepte, wobei auch effizienter Leichtbau einen CO₂-reduzierenden Hebeleffekt hat. Abgesehen vom Luftwiderstand führt eine Reduktion des Fahrzeuggewichtes zu einer Verringerung aller Fahrwiderstände und folglich dem CO₂-Ausstoß [4]. Eine vom Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz (BMWK) beauftragte Studie [5] belegt, dass durch den konsequenten Einsatz von Leichtbau eine CO₂-Ersparnis im Automobil von bis zu 10,5 % gegenüber konventionellen Stahlbauweisen möglich ist (Gewichtersparnis 13 %). Diese Ersparnis gilt allein für die Umsetzung des Leichtbaus im KFZ und kann aufgrund guter Synergieeffekte, z. B. mit einem Downsizing der Motorleistung potenziert werden, ohne dass der Fahrkomfort sinkt und daher mit einer breiten Akzeptanz beim Kunden zu rechnen ist. Die Tragweite des CO₂-Einsparpotentials durch Gewichtsreduktion aus der Studie des BMWK wird durch eine Studie von Lotus Engineering [6] untermauert, die von einer Gewichtersparnis durch Mischbauweisen im Automobil von bis zu 38 % berichtet, und das bei einer Kostensteigerung von lediglich 3 % gegenüber

konventionellen KFZ-Bauweisen. Die CO₂-Reduktion durch Gewichtersparnis trifft nicht nur auf Verbrennungsmotoren, sondern auch auf Plug-In Hybride und rein elektrisch betriebene Fahrzeuge zu [7, 8]. Eine Gewichtsverminderung kann mit einer schrittweisen Substitution schwerer Fahrzeugteile durch Leichtbaukomponenten erreicht werden, wofür auch geeignete Fügeverfahren benötigt werden.

Metalle zeichnen sich durch ihre relativ zum FKV gute Temperaturbeständigkeit und einfache Verarbeitbarkeit aus. Je nach Anwendung weisen sie aber auch Nachteile wie z. B. ein hohes Eigengewicht oder schlechte elektrische Isolationseigenschaften auf. Thermoplastische FKV (TP-FKV) zeichnen sich durch ihre guten spezifischen mechanischen Eigenschaften, ihre schnelle Verarbeitbarkeit, z. B. in Thermoform- oder Spritzgussprozessen, aus [9]. Aus ökonomischer Sicht kann durch den Einsatz von TP-FKV und effizienten Fügeverfahren eine deutliche Reduzierung der Verarbeitungszeit und äquivalent dazu der Kosten pro Bauteil erreicht werden [10, 11]. Neben einer vollständigen Substitution von klassischen Werkstoffen wie z. B. Eisen- oder Leichtmetallen durch TP-FKV können auch Mischbauweisen aus Metall und TP-FKV die individuellen Vorteile beider Materialien in einem Bauteil kombinieren. Es ist somit das Ziel, das richtige Material an der richtigen Stelle einzusetzen und die individuellen Stärken von TP-FKV und Metall voll auszuschöpfen. Es wird berichtet, dass bei einer Substitution oder Hybridisierung von Stahlbauteilen durch GFK im Automobil eine Einsparung von CO₂ über den gesamten Lebenszyklus zu verzeichnen ist [12, 13, 14]. Hierfür sind effiziente TP-FKV/Metall-Fügeverfahren nötig, was durch das Ergebnis einer Studie des Verein Deutscher Ingenieure (VDI) „Ressourceneffizienz der Fügeverfahren“ gestützt wird. Diese besagt, dass kaum Produkte ohne Fügeschritt gefertigt werden [15]. Eine Kategorie davon sind thermische Fügeverfahren wie das Induktions- oder Laserschweißen, die ohne das Einbringen von zusätzlichem Gewicht in die TP-FKV/Metall-Verbindung das Leichtbaupotential voll ausschöpfen und den zentralen Forschungsaspekt dieser Arbeit darstellen. Ferner wird durch effiziente und schnelle Fügeverfahren CO₂ in der Fertigung eingespart, da bei reduziertem Gesamtenergiebedarf mehr Teile in kürzerer Zeit hergestellt werden [16]. Dies harmoniert gut mit dem vorteilhaften Einsatz von schwierig zu klebenden, aber CO₂-effizienten, TP-FKV die aktuell branchenübergreifend von großem Interesse für die Industrie sind [8, 17, 18]. Die Primärherstellung von glasfaserverstärkten FKV-Bauteilen ist im Vergleich zu anderen Leichtbauwerkstoffen (Aluminium, Titan, Magnesium und kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (CFK)) weniger CO₂-intensiv, weshalb diese Faserverstärkung aus

ökologischen Gesichtspunkten interessant ist [19]. Beide, TP-FKV und Metall, können mehrfach weiterverarbeitet und recycelt werden [9].

Den Entwicklungsbedarf von Hybridverbindungen sehen OEM und Tier 1 vor allem bei einer Steigerung der Verbindungsfestigkeiten, der Korrosionsbeständigkeit und der Dauerfestigkeit. Folgend werden die Anforderungen an mechanische Fügeverfahren aus [8] in Abbildung 1.1 aufgeführt, welche jedoch größtenteils auf weitere Fügeverfahren übertragbar sind.

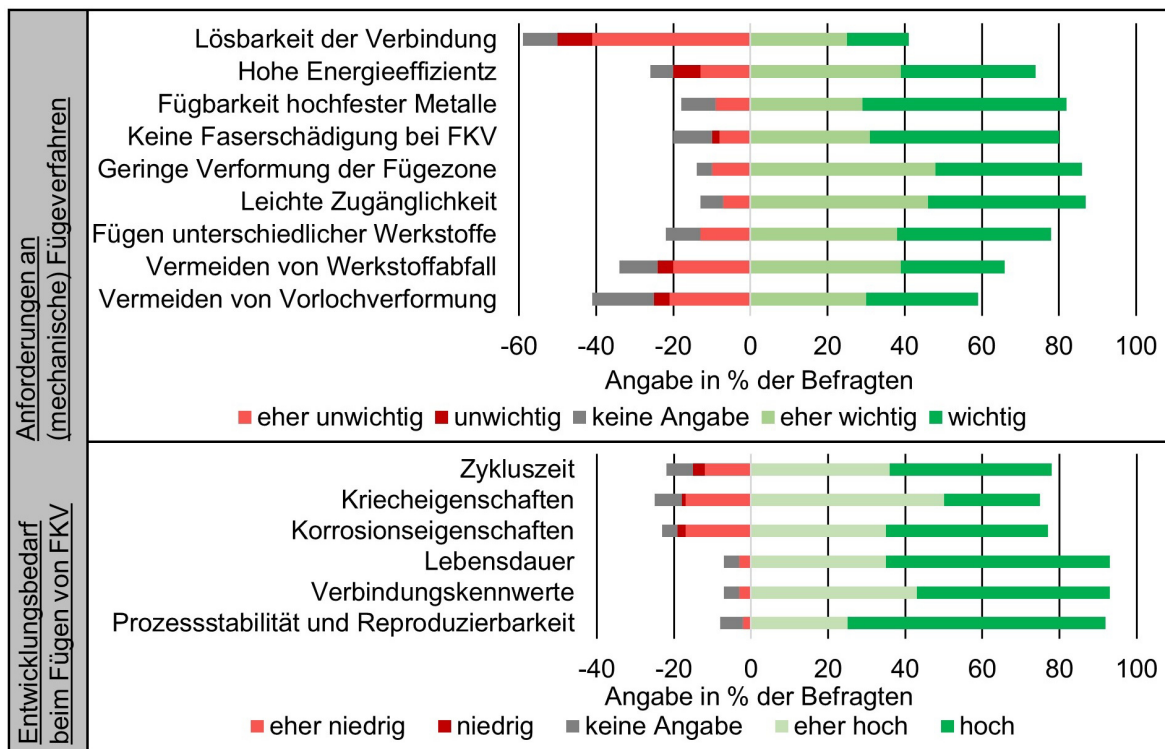


Abbildung 1.1: Anforderungen an Fügeverfahren und Entwicklungsbedarf beim Fügen von FKV [8]

Nach Aussage der befragten Unternehmen haben TP-FKV das größte Potential als strukturelevante Leichtbauteile eingesetzt zu werden, dicht gefolgt von hochfesten Stählen. Bei Fügeverfahren werden vor allem Prozessstabilität, Reproduzierbarkeit der Fügeergebnisse, zuverlässige Qualitätssicherung und kurze Zykluszeiten gefordert. Das Fügen soll durch einen niedrigen Energieeinsatz, ohne Schädigung der Faserstruktur des FKV, einer geringen Verformung der Fügezone auch mit hochfesten Metallen unter Vermeidung von Werkstoffabfall möglich sein. [8]

Eine Herausforderung bei Hybridverbindungen sind die stark unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften der Fügepartner, die klassische Fügeverfahren häufig an ihre Grenzen bringen [20]. So beschreiben unter anderem NAGATSUKA et al. [21], dass die gegensätzlichen chemischen und physikalischen Eigenschaften der Werkstoffe ein

Fügen von FKV mit Metall ohne Prozesszwischenschritt erschweren. Die meist niedrigen Oberflächenenergien der thermoplastischen Matrixpolymere verhindern eine adhäsive Verbindung am Metall [22], was in der Regel eine Oberflächenvorbehandlung (OFVB) der Metalle erfordert [23]. Mechanische Fügeverfahren schädigen durch Löcher für die Verbindungselemente die lasttragende Faserstruktur der FKV und führen so zu einer Schwachstelle im Gesamtverbund [24]. Sowohl bei mechanischen Fügeverfahren als auch beim Kleben führt zusätzliches Material wie Schrauben, Nieten oder Klebstoff dazu, dass das Gesamtgewicht der Struktur steigt [25]. BEHRENS et al. [11] sowie HACKL UND BRUCKNER [26] erläutern, dass geeignete Fügeverfahren nötig sind, um Multimaterialstrukturen herzustellen, die die positiven Eigenschaften kombinieren und negative möglichst eliminieren. Um die Vorteile, Eigenschaften und Herausforderungen thermisch gefügter TP-FKV/Metall-Verbindungen und Verfahren näher zu erforschen, wird in dieser Arbeit das diskontinuierliche Induktionsfügen analysiert, TP-FKV/Stahl-Verbindungen hergestellt und charakterisiert.

1.2 Zielsetzung

Ausgehend davon, dass der Fügeweg eine einfach zu messende Prozessgröße darstellt, ist das erste Ziel dieser Forschungsarbeit das Prüfen der Tauglichkeit des Fügewegs als In-Line Qualitätssicherungsmerkmal. Hierfür müssen zwei Bedingungen erfüllt sein, zum einen eine Reproduzierbarkeit des Fügeprozesses und zum anderen ein Zusammenhang zwischen Fügeweg und der Qualität der TP-FKV/Stahl Verbindung. Durch eine gute Wiederholgenauigkeit der erreichten Fügewege kann die Reproduzierbarkeit des Fügeprozesses validiert werden. Durch die Analyse des Einflusses des Fügewegs auf die Verbindungsfestigkeit und den Porengehalt in der Fügezone der TP-FKV/Stahl-Verbindung soll beantwortet werden, ob Korrelationen mit der Verbindungsqualität bestehen. Das zweite Ziel dieser Arbeit ist es zu prüfen, welchen Einfluss Prozessparameter und Fügepartnereigenschaften auf den transienten Verlauf des Fügewegs beim Fügen haben. Darauf aufbauend soll untersucht werden, welche Einflüsse neben dem Fügeweg beim Messen festgestellt werden können und welche weiterführenden Prozessinformationen daraus gezogen werden können. Das dritte Ziel dieser Arbeit stellt eine Parameterstudie dar, bei der der Einfluss fügetypischer Prozessparameter und metallseitigen Oberflächenvorbehandlungen auf die Verbindungsfestigkeit von TP-FKV/Stahl-

Verbindungen geklärt werden soll. Darüber hinaus soll eine grobe Einschätzung der Langzeitbeständigkeit der verschiedenen Verbindungen durchgeführt werden. Um die Großserientauglichkeit des induktiven Fügens zu demonstrieren ist das abschließende Ziel eine Implementierung des Verfahrens in eine automatisierte Industrieumgebung.

1.3 Aufbau der Arbeit

Ausgehend von der Zielsetzung der Arbeit wird zunächst im Kapitel „Stand der Technik“ die Recherche zu TP-FKV/Metall-Fügeverfahren vorgestellt, wobei der Fokus auf thermischen Fügeverfahren liegt. Weiterhin wird der Stand der Technik von metallseitigen OFVB vorgestellt, die eine Verbindung zwischen den Fügepartnern bei thermischen Fügeverfahren verbessern. Ein weiterer Recherchefokus liegt bei der Langzeitbeständigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen. Im Kapitel „Materialien und Methoden“ werden auf Basis der Recherche geeignete OFVB und Materialien beschrieben und die Probenherstellung und -charakterisierung erläutert. Bei der „Prozessanalyse“ am Beispiel des diskontinuierlichen induktiven Fügens wird der Fügeweg mit dem Hintergrund der Validierung als In-Line-Qualitätssicherung untersucht. Es wird analysiert, welchen Einfluss Prozess- und Probenparameter auf den gemessenen Fügeweg haben. Im Kapitel „Ergebnisse“ werden anschließend die Messwerte aus der Probenherstellung und -charakterisierung detailliert analysiert und mit numerischen Berechnungsergebnissen abgeglichen, wodurch Erkenntnisse zum makro- und mikromechanischen Versagens- und Alterungsverhalten der TP-FKV/Stahl-Verbindungen erlangt werden. Im Kapitel „Industrialisierung“ werden die OFVB, In-Line-Qualitätssicherung und Anlagenkonzepte aus dem Labormaßstab in eine Fertigungszelle für die industrielle Großserie (TRL 6-7) implementiert. Der Aufbau der Arbeit ist in Abbildung 1.2 dargestellt.

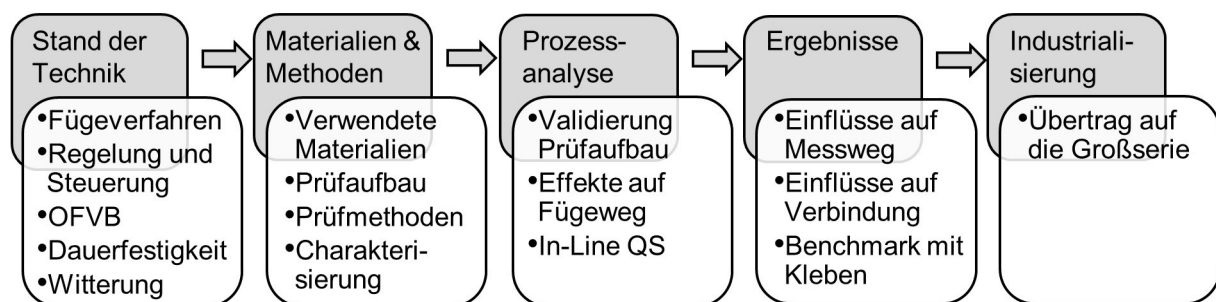


Abbildung 1.2: Aufbau der Arbeit

2 Stand der Technik

2.1 Faser-Kunststoff-Verbunde (FKV)

Durch die Kombination verschiedener Materialien können auch ihre Eigenschaften kombiniert werden, wodurch z. B. mechanische oder chemische Vorteile der Einzelkomponenten auf den Verbund übertragen und Nachteile kompensiert werden [9]. Werden steife Materialien wie Glas oder geordneter Kohlenstoff in gerichteter oder ungerichteter Faserform mit duktilen Polymeren kombiniert, entsteht ein FKV. Die Zug- und Biegefestigkeiten des FKV sind nach überschreiten eines kritischen Faser-Volumen-Gehalt (FVG) höher im Vergleich zum reinen Polymer. Die Polymermatrix hält die Verstärkungsfasern in Position und schützt sie vor verschleißenden chemischen oder mechanischen Einflüssen. [9] Für FKV werden unterschiedliche Fasermaterialien verwendet. Glasfasern werden aufgrund ihres günstigeren Preises im Vergleich zu Kohlenstofffasern häufiger verwendet und besitzen gute mechanische, thermische, dielektrische und chemische Eigenschaften. FKV haben gegenüber z. B. Metallen eine geringe Dichte, was in sehr guten spezifischen Eigenschaften resultiert und sie als hochfestes Leichtbaumaterial prädestiniert. Das Leichtbaupotential von FKV im Vergleich zu Metallen ist in Abbildung 2.1 dargestellt [27]. [9, 28]

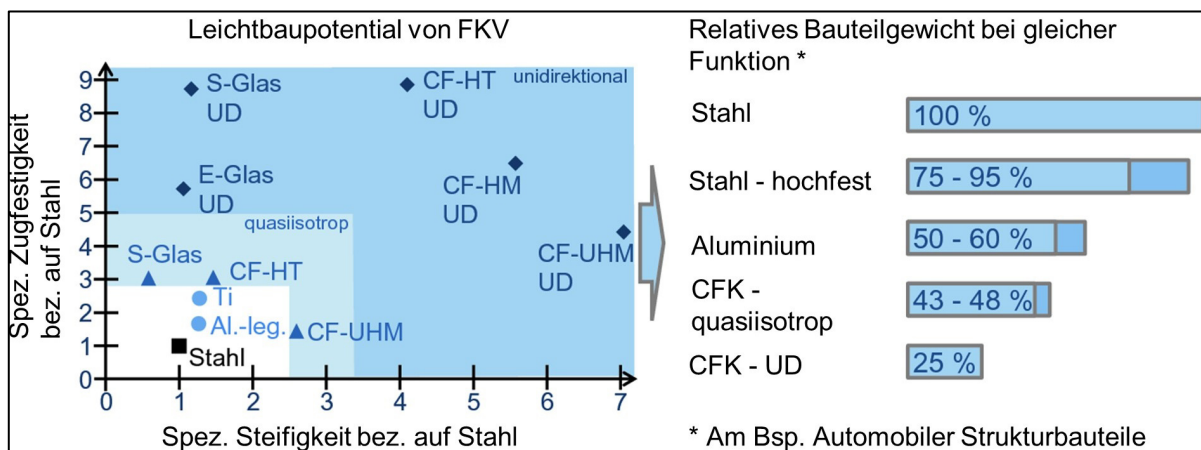


Abbildung 2.1: Vergleich des Leichtbaupotentials von FKV und Metallen, Überarbeitet aus [27, 29]

Neben unterschiedlichen Fasermaterialien und Gewebestrukturen werden unterschiedliche Matrixpolymere verwendet, die in Elastomere, Duroplaste und Thermoplaste unterteilt werden. Im Gegensatz zu Thermoplasten sind Duroplaste nach dem Vernetzen aufgrund fehlender Schmelzbildung nicht nachverformbar, was auch ein effizientes Recycling erschwert. Thermoplastische Matrixpolymere haben

tendenziell geringere spezifische Festigkeiten als Duroplaste, weisen jedoch ein besseres Dämpfungsverhalten auf. Aufgrund ihrer schnellen Verarbeitbarkeit sind TP-FKV vor allem bei großen Stückzahlen vorzufinden. Die Schmelzbildung erlaubt auch die Schweißbarkeit der Einzelkomponenten zu einer Baugruppe. [9, 28]

Aufgrund der Vorteile von TP-FKV ist ein steigender Trend ihrer Verwendung zu erkennen, wodurch z. B. im Jahr 2021 ihr Anteil am Gesamtmarkt der FKV mit 57 % um 25,6 % höher war als im Vorjahr [1]. Am häufigsten werden TP-FKV in Europa vor allem im Transport mit 70 % verwendet, wobei hier die Primäranwendungen im PKW- und Nutzfahrzeugbereich liegen [1]. Glasfaserverstärkte FKV dominieren im Bereich der TP-FKV mengenmäßig den Markt. Die am häufigsten eingesetzten thermoplastischen Matrixpolymere sind Polyamide mit 63 % und Polypropylen mit 18 % [1].

2.2 Fügeverfahren für Faser-Kunststoff-Verbunde

Unabhängig davon, ob unterschiedliche oder gleiche Materialien miteinander gefügt werden, wird zwischen Kleben, mechanischen und thermischen Fügeverfahren unterschieden. Häufig werden auch verschiedene Fügeverfahren miteinander kombiniert, um so auch die Prozessvorteile beider Verfahren zu kombinieren [30]. Ein typisches Beispiel ist eine Kombination aus Nieten und Kleben, um lokale Lochleibungsspannungsspitzen abzufangen oder die Krafteinleitung durch eine Klebefläche zu homogenisieren [31]. Eine übergeordnete Einteilung typischer Fügeverfahren für FKV-FKV- und teils Metall-FKV-Verbindungen ist in Abbildung 2.2 aufgeführt.

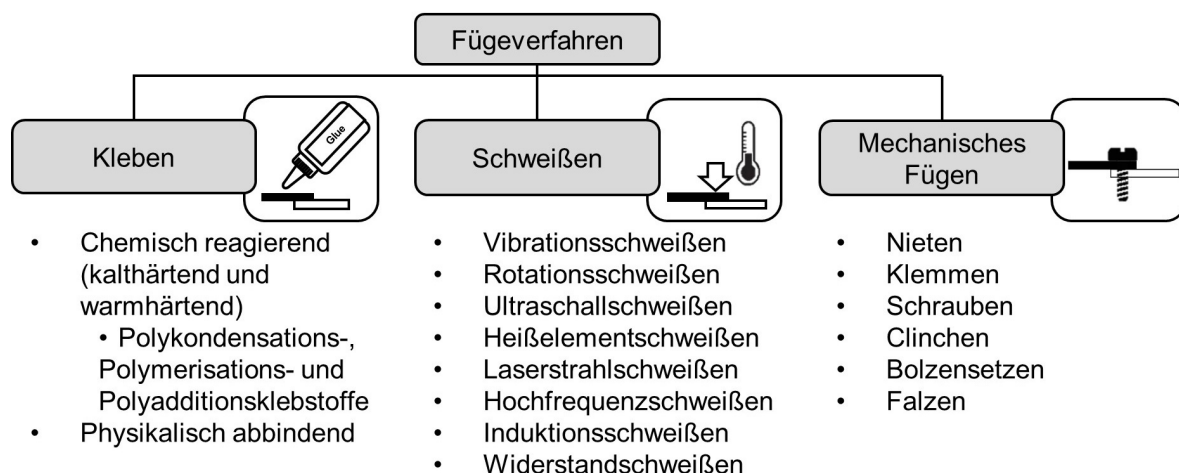


Abbildung 2.2: Typische FKV-Fügeverfahren, basierend auf [32] und [33]

Jedes Fügeverfahren verfügt über unterschiedlich stark ausgeprägte Vor- und Nachteile, diese sind in Tabelle 2.1 bis Tabelle 2.3 aufgeführt. Meist gilt, dass Verfahren, die für das Fügen von Metallen mit unverstärkten Kunststoffen entwickelt wurden, auch für FKV- und das TP-FKV/Metall-Fügen geeignet sind.

Mechanische Fügeverfahren

Bei den mechanischen Fügeverfahren wird i.d.R. die Fügestelle mechanisch durchdrungen, um ein Verbindungselement einbringen zu können. Dieses kann lösbar (z. B. Schraube), bedingt lösbar (z. B. Niet) oder unlösbar sein. Die Vor- und Nachteile mechanischer Fügeverfahren sind in Tabelle 2.1 aufgeführt.

Tabelle 2.1: Vor- und Nachteile mechanische Fügeverfahren aus [24, 30, 31, 34-37]

Beispiele: Schrauben, Nieten, Clinchen, Reibnieten, Blindnieten, Fließformschrauben, Stanznieten mit Halbhohlniet, Stanznieten mit Vollnieten

| | |
|---|--|
| <ul style="list-style-type: none"> • Materialunabhängiges Verfahren • Fügen bei einseitiger Zugänglichkeit möglich (Blindnieten, Fließformschrauben) • Lösbare Verbindung möglich • Hohe Zug-Scher-Festigkeiten • Defekte der Verbindung gut feststellbar • Etablierte Technologien • Keine Bauteildickenbeschränkung • Unempfindlich gegenüber Schälspannungen • Untergeordnete Eigenspannungsprobleme • Keine Oberflächenvorbehandlung nötig • Bauteilspezifische Toleranzabweichungen können gut kompensiert werden | <ul style="list-style-type: none"> • Meist Vorlöcher und mehrstufige Prozesse • Schädigung der kontinuierlichen Faserverstärkung • Zusatzgewicht durch Verbindungselemente • Lokale Spannungskonzentration am Verbindungselement führt zu: <ul style="list-style-type: none"> ○ Lochleibung ○ Flankenzugbruch ○ Scher- und Spaltbruch ○ Elementausknöpfen • Delamination des FKV beim Vorlochbohren • Anfällig für Ermüdungsrisse im Bauteil • Teilweise aufwendiger Korrosionsschutz • Setzkraftverluste |
|---|--|

Zu den mechanischen Fügeverfahren gehören auch thermomechanische Fügeverfahren, bei denen eine mechanische Verbindung im Prozess infolge einer thermischen Verformung erzeugt wird. [38]

Kleben

Beim Kleben werden Bauteile unter Zuhilfenahme eines zusätzlichen Bindemittels, dem Klebstoff, miteinander verbunden [34]. Kleben basiert meist auf chemisch abbindenden Ein- oder Mehrkomponentenklebstoffen. Irreversible, chemische Wechselwirkungen auf atomarer Ebene verbinden über eine Klebstoffschicht die Fügeflächen und somit die Bauteile miteinander. Kleben geht häufig mit langen Prozesszeiten einher, die auf die Dauer der Fügestellenpräparation, der Vernetzungsreaktion und dem Applikationsprozess zurückzuführen sind. Das Kleben

von FKV mit Metallen ist ein gängiges Verfahren, dessen Vor und Nachteile in Tabelle 2.2 aufgeführt sind. [39]

Tabelle 2.2: Vor- und Nachteile Kleben aus [22-24, 30, 31, 34, 35, 37, 39, 40]

| Beispiele: Epoxid-, Polyurethan-, Phenol-, Acrylatklebstoffe | |
|--|---|
| <ul style="list-style-type: none"> • Klebstoff kann gegenüber Fluiden abdichten • Klebstoff verhindert z. B. galvanische Korrosion • Vielzahl an Materialkombinationen möglich • Dünnwandige und unterschiedlich dicke Elemente können geklebt werden • Homogene Kraftübertragung • Gute Stoßdämpfung (abh. vom Klebstoff) • Einseitiger Zugang zur Fügestelle genügt • Strukturverbindungen möglich • Geringer oder kein Gewichtsachteil • Hohe Oberflächengüte an der Fügestelle, relevant für z.B. Aerodynamik. | <ul style="list-style-type: none"> • Auswahl des Klebstoffs entscheidend • Anfällig gegenüber Alterung • Irreversibler Prozess, Demontage schwierig • Klebstoffe benötigen Zeit zum Vernetzen • Meist Oberflächenvorbehandlung nötig • Häufig Klebstoffaktivierung durch äußeren Stimulus (Wärme, Druck, Licht) nötig • Häufig Positioniervorrichtungen erforderlich • Prozesskontrolle herausfordernd • Strenge Lagerbedingungen der Klebstoffe • In-Service Inspektion schwierig • Schwierig zu reparieren |

Je nach verwendetem Klebstoff kann die Verbindung temperaturbeständig, hochfest oder gut dämpfende Eigenschaften aufweisen. Die Wahl des richtigen Klebstoffs für die spätere Bauteilanzwendung ist essentiell wichtig. Die niedrige Reaktivität, Oberflächenenergie und Polarität führen bei Thermoplasten dazu, dass diese nur schwer mit duroplastischen Klebstoffen gefügt werden können. Je nach Anwendungsfall und Materialkombination muss in jedem individuellen Fall einzeln entschieden werden.

Schweißen und thermisches Fügen

Beim Schweißen werden Verbindungen aus gleichen Materialien i.d.R. ohne zusätzliche Additive gefügt. Schweißverfahren sind in erster Linie Werkstoffen vorbehalten, die eine Schmelze bilden können. Ein Unterscheidungsmerkmal zwischen den Schweißverfahren ist die Art der Wärmeerzeugung. Diese kann z. B. durch Reibung, Konvektion, elektromagnetische Wechselfelder oder Strahlung erfolgen. Gängige Schweißverfahren für Thermoplaste sind in Abbildung 2.3 dargestellt.

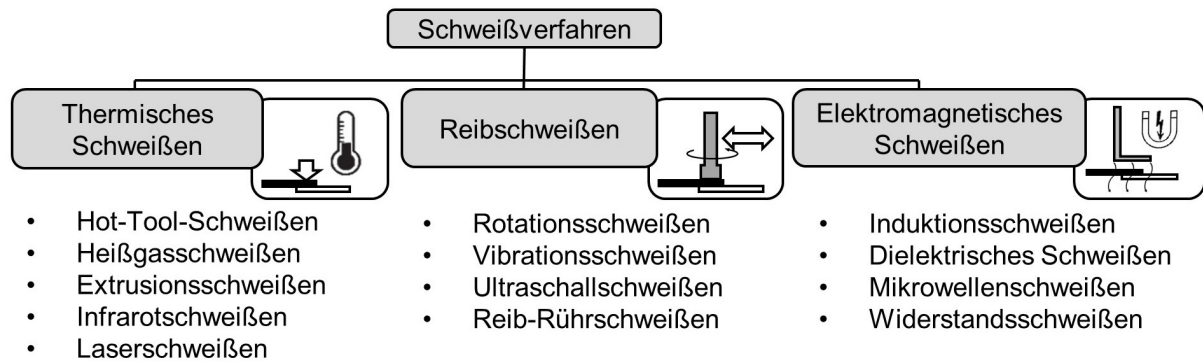


Abbildung 2.3: Schweißverfahren für TP-FKV nach [32]

Durch die in Abbildung 2.3 aufgeführten Verfahren wird die Fügezone bis zur Schweißtemperatur, oberhalb der Polymerschmelztemperatur, erwärmt. Angaben zu idealen Schweißtemperaturen für TP-FKV sind nur begrenzt in der Literatur zu finden. GREWELL et al. [41] geben 50 K über der Schmelztemperatur als Richtwert für das Schweißen teilkristalliner Thermoplaste an. Für amorphe Matrixpolymere wird eine Schweißtemperatur von 100 K oberhalb der Glasübergangstemperatur als Richtwert empfohlen [42]. Beim thermischen Fügen von z. B. Metall mit Thermoplasten handelt es sich definitionsgemäß um ein thermisches Fügen. Der Unterschied zwischen Schweißen und thermischem Fügen sind die Wirkmechanismen in der Fügezone. Beim Schweißen findet eine Polymerdiffusion zwischen der Fügepartnern statt, beim thermischen Fügen nicht. Die entstandene Schmelze benetzt die Fügezone und bildet nach dem Abkühlen die stoff- und/oder formschlüssigen Verbindungsmechanismen. Die Vor- und Nachteile von thermischen Fügeverfahren sind in Tabelle 2.3 aufgeführt.

Tabelle 2.3: Vor- und Nachteile thermische Fügeverfahren aus [30-32, 41, 43-48]

| | |
|--|---|
| Beispiele: Laserfügen, Punktreibfügen, Überlappreibfügen, Rührreibfügen, Heißelementfügen, Induktives Fügen | |
| <ul style="list-style-type: none"> Keine zusätzlichen Additive nötig Thermisch lösbare Verbindung Kein zusätzliches Gewicht in der Fügezone Homogene Kraftübertragung Recyclingfähig Kurze Prozesszeiten möglich Einfache Reparatur einer geschädigten Verbindung Fügestelle ist undurchlässig gegenüber Fluiden | <ul style="list-style-type: none"> TP- Matrizes vorbehalten Reflektion des Metalls beim Laserfügen Oberflächenvorbehandlung nötig Bei Fügeverfahren basierend auf Reibung kann eine Faserschädigung auftreten Bei der Verwendung eines Suszeptors Reduzierung der Verbundfestigkeit mögliche. Detektion von Defekten oder Ablösen schwierig (Kissing Bond) Thermisch induzierte Spannungen möglich |

Für die Wahl eines geeigneten Fügeverfahrens spielen mehrere Kriterien eine entscheidende Rolle. Allen voran sind meist hohe Verbindungsfestigkeiten und kurze

Prozesszeiten die am stärksten gewichteten Faktoren. Aber auch die zu fügenden Materialien bestimmen maßgeblich, ob Kleben, mechanische oder thermische Fügeverfahren verwendet werden können. Duroplastische FKV werden aufgrund ihrer fehlenden Schmelzbildung häufig geklebt. Thermoplastische FKV werden aufgrund ihrer schmelzbaren Matrix durch Schweißen bzw. thermische Fügeverfahren gefügt. Bei thermisch gefügten TP-FKV/Metall-Verbindungen wird die Fügestelle metallseitig zur Steigerung der Verbindungsfestigkeit oberflächenvorbehandelt [9, 22]. Im Fall des thermischen TP-FKV/Metall-Fügens reicht es aus, wenn ein Fügepartner eine Schmelze bilden kann. Nach dem Abkühlen entsteht eine Verbindung.

2.3 Thermische Fügeverfahren für TP-FKV/Metall-Verbindungen

Übergeordnet ist der Prozessablauf bei allen thermischen Fügeverfahren ähnlich. Das Aufbringen eines Konsolidierungsdruckes auf die Fügezone begünstigt eine vollständige Benetzung der Metalloberfläche durch das schmelzflüssige Polymer, auch als inniger Kontakt (engl. Intimate Contact) bekannt. Ferner verhindert der Druck eine Dekonsolidierung bzw. Delamination des TP-FKV, was in Abbildung 2.4 dargestellt ist.

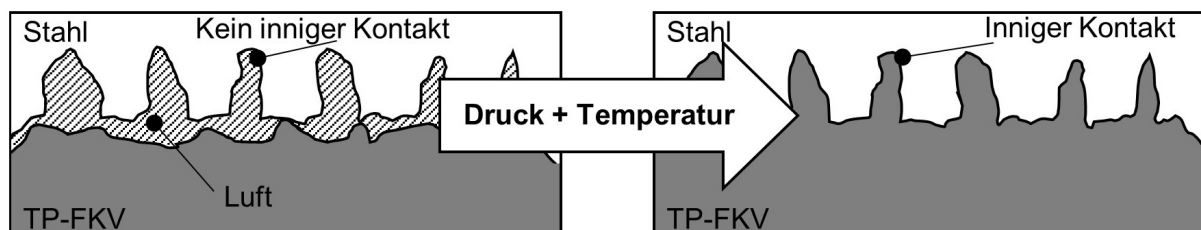


Abbildung 2.4: Bilden eines innigen Kontaktes in der Fügezone

Beim TP-FKV/Metall-Fügen sind physikalische und/oder chemische OFVB nötig. Der Stand der Technik gängiger OFVB wird in Kapitel 2.6 vorgestellt.

2.3.1 Laserbasierte Fügeverfahren

Zum berührungslosen Erwärmen der Fügezone einer TP-FKV/Metall-Verbindung wird ein hochenergetischer Laser verwendet. Die Laserleistung wird durch Dioden-, Farbstoff-, Gas-, Festkörper- oder freie Elektronenlaser generiert. Der Leistungseintrag erfolgt entweder dauerhaft mit einem Continuous-Wave (cw-) oder gepulst mit einem Discontinuous-Wave (dw-) Laser. Das laserbasierte Einbringen von Wärme in die Bauteiloberflächen bietet die Möglichkeit eines örtlich begrenzten und

falls nötig graduierten Temperatureintrags mit integrierter Pyrometerregelung und hohen Geometrieflexibilitäten bei den Fügepartnern. [49, 50]

Neben der Art des verwendeten Lasers wird dieses Verfahren weiter dahingehend unterschieden, ob die Fügezone kunststoff- oder metallseitig erwärmt wird. In den Verfahren von JUNG et al. [51], JIAO et al. [52], VAN-DER-STREATEN et al. [53], THOSS et al. [25] wird die Fügezone von der metallischen Seite aus erwärmt. Die an der Bauteiloberfläche generierte Wärme wird bei dieser Verfahrensvariante durch Wärmeleitung in die Fügezone transportiert. Eine weniger häufig vertretene Prozesskonfiguration, bei dem die Fügezone durch den meist unverstärkten, transparenten Kunststoff hindurch erwärmt wird, ist z. B. das LIFTEC-Verfahren, das vom Fraunhofer Institut Light and Surfaces [54] entwickelt wurde. Um die lasergestützten Verfahren für die industrielle Großserie vorzubereiten, wurde im HyBriLight Projekt [55] die Technologie aus dem Labormaßstab in eine großserientaugliche, vollautomatisierte Systemlösung weiterentwickelt. Im FlexHyJoin Projekt [56] wurde eine vollautomatisierte Fertigungszelle entwickelt, in der ein verwendetes TP-FKV/Metall-Fügeverfahren das Laserfügen ist, bei dem die Fügezone metallseitig erwärmt wird.

2.3.2 Reibfügen

Beim Reibschweißen bzw. -fügen wird die Wärme entweder durch eine Relativbewegung der Fügepartner zueinander in der Fügezone oder durch Reibung zwischen Werkzeug und Fügepartner erzeugt. Es finden makroskopische Relativbewegungen linear, orbital oder rotierend unter Präsenz einer Normalkraft statt. Die zwei Varianten des Verfahrens sind in Abbildung 2.5 dargestellt. [9]

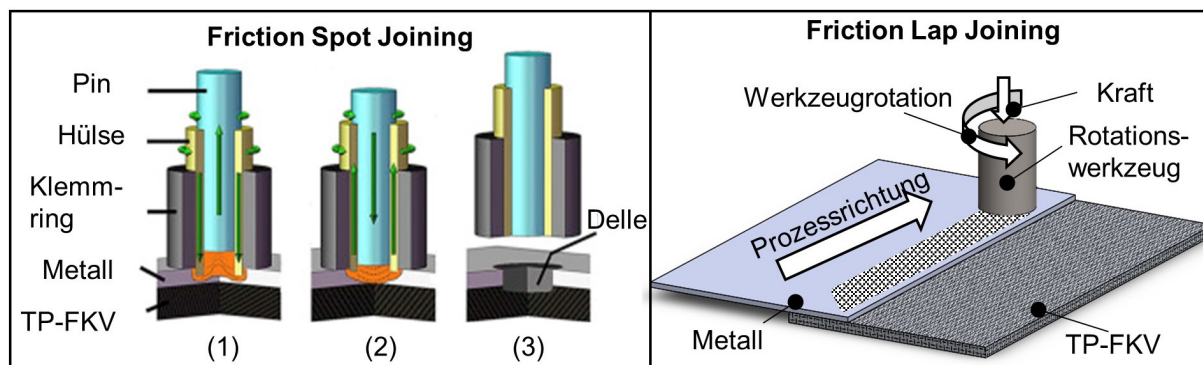


Abbildung 2.5: Varianten des Reibfügens, links aus [20], Rechts in Anlehnung an [57]

Beim Friction Spot Joining, einem kombinierten Reibwärmeverfahren, das unter anderem von ANDRÉ et al. [20], AMANCIO-FILHO et al. [58], ESTEVES et al. [59] und GOUSHEGIR et al. [60] beschrieben wird, wird ein dreiteiliges Werkzeug, bestehend aus einem Stift, einer Hülse und einem Spannring genutzt. Der Spannring fixiert die Fügepartner und der Stift rotiert in der Hülse auf dem Metall, wodurch Wärme entsteht. Neben der Reibwärme kann bei diesem Verfahren auch das Metall lokal deformiert oder sogar aufgeschmolzen werden, wodurch eine Delle entsteht. Der Rotationsstift durchdringt den Verbund nicht, es wird nur das Metallblech eingedrückt, wodurch Polymer und Fasern nicht geschädigt werden. Ein ähnliches Verfahren ist das Friction Lap Joining, welches z. B. WU et al. [57] und NAGATSUKA et al. [21] nutzten. Der große Unterschied zum Friction Spot Joining ist, dass mit diesem Verfahren durch eine Relativbewegung zwischen Fügekopf und Fügepartner kontinuierliche Nähte möglich sind.

2.3.3 Ultraschallfügen

Das Ultraschallfügen ist ein sehr schnelles Verfahren, bei dem stabile Verbindungen mit einem geringen Energieeintrag erzeugt werden können. Je nachdem, welche Materialien gefügt werden, muss die Amplitudenrichtung der Sonotrode abgestimmt werden. Beim Kunststoffschweißen ist die Anregung in der Regel senkrecht zur Fügezone und beim Schweißen von Metallen parallel. Zum Metallschweißen wurden drei verschiedene Konzepte entwickelt, das Punkt-, Torsions- und Rollennahtschweißen. Zum Fügen von Metallen mit TP-FKV finden insbesondere die ersten beiden Anwendung. Die hochfrequenten Schwingungen werden von außen in die Fügezone eingebracht und werden aufgrund der Materialdämpfung im Fügepartner umgewandelt. Es kommt zu einer Überlagerung von innerer Reibung und Grenzflächenreibung, die zu einer Erwärmung und Plastifizierung von mindestens einem der zu fügenden Bauteile führt. Die Größe der Fügezone ist auf die Fläche der Sonotrode begrenzt. In Abbildung 2.6 ist ein typischer Aufbau einer Ultraschallpunktschweißanlage für Metall dargestellt. [61-63]

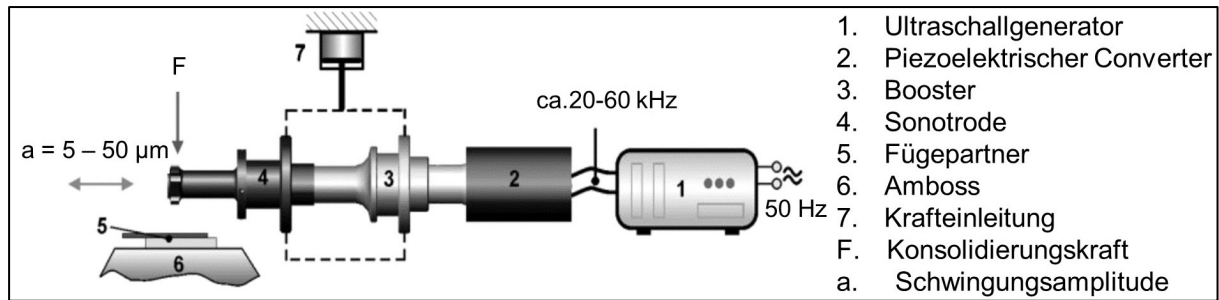


Abbildung 2.6: Typischer Aufbau einer Ultraschallpunktschweißanlage für Metallschweißungen aus [63]

Im Ultraschallgenerator (1) wird ein Wechselstrom von ca. 20 kHz erzeugt. Der Konverter (2) transferiert den elektrischen Strom in mechanische Schwingungen mit der äquivalenten Frequenz. In Abhängigkeit des verwendeten Boosters (3) und Sonotrode (4) wird eine Schwingungsamplitude in der Fügezone erzeugt. Parallele Schwingungsanregungen haben in der Regel eine Amplitude zwischen 5 und 50 μm . Zum Fügen werden die Fügepartner auf einem Positionierwerkzeug (Amboss) fixiert und über die Sonotrode mit einer Kraft zwischen 50 und 2500 N konsolidiert, wodurch die Schwingungen möglichst verlustarm übertragen werden. Der Prozess kann zeit-, energie- oder weggesteuert sein. Neben den Maschinenparametern wird die Fügbarkeit und die Qualität der Verbindung maßgeblich von den verwendeten Materialien bestimmt. [62, 63]

Forschungs- und Entwicklungsarbeiten beim Ultraschallfügen von TP-FKV/Metall-Verbindungen fokussieren sich auf zwei Ansätze. Dem Ultraschallfügen von flach aufeinanderliegenden Fügepartnern und dem Ultraschallfügen von Metallen mit einer Pin-Struktur mit TP-FKV. Beim flachen Ultraschallfügen agiert die Fügepartneroberfläche als Energierichtungsgeber und es werden die besten Ergebnisse erzielt, wenn die Oszillationsrichtung parallel zur Fügezone stattfindet. Bei einer Materialkombination aus kohlenstoffaserverstärktem Polyamid 6 und Aluminium wurde so eine Verbindung der Fasern des TP-FKV mit dem Aluminium erzeugt und so hohe Verbindungsfestigkeiten erreicht [63]. Die Ultraschallanregung kann entweder axial oder tordierend parallel zur Fügezone erfolgen. Die Verbindungsfestigkeiten können mit geeigneten Oberflächenvorbehandlungen der Metalle gesteigert werden, wobei beachtet werden muss, dass zu raue Oberflächen zu einem punktuellen Energieeintrag führen, wodurch lokale Überhitzungen auftreten können. Zu glatte Oberflächen rutschen reibungsarm aufeinander ab, was die Wärmegenerierung behindert. [62-66]

Eine Abwandlung des Verfahrens wird u. a. von FEISTAUER et al. [67] verwendet. Der wesentliche Unterschied bei diesem Verfahren ist, dass der metallische Fügepartner über eine OFVB in Form von mehreren Pins verfügt. Das Metall wird mit Ultraschall angeregt, wodurch die Energie über die Pins zum TP-FKV übertragen wird und die Wärme generiert wird. Durch die Wärme wird das thermoplastische Matrixpolymer schmelzflüssig und die Pins werden in den TP-FKV gedrückt. Infolge des lokalen, punktuellen Energieeintrages kann es leicht zu thermischen Schädigungen kommen. [65, 66]

2.3.4 Induktives Fügen

Eine effiziente Methode, um Wärme in den Fügepartnern zu generieren ist das Induzieren elektromagnetischer Wechselfelder in einem Frequenzbereich von 200 – 1.000 kHz [68]. Wird eine Induktorspule von einem hochfrequenten Wechselstrom durchflossen, entsteht um diese ein alternierendes elektromagnetisches Wechselfeld. Befindet sich dieses elektromagnetische Wechselfeld in der Nähe eines elektrisch leitfähigen Materials, wird das Wechselfeld in dieses induziert. Das Material erwärmt sich infolge von elektrischen Widerstandsverlusten. So berichten SCHEIK et al. [47] und das FRAUNHOFER IWS [69] von hohen Aufheizraten von über 150 K/s. Die Effizienz des Energieeintrags, die Größe und Form der zu erwärmenden Fläche und die lokale Intensität der Wärmeeinbringung kann durch geometrisch angepasste Induktoren optimiert werden [70]. Weiterhin können mit an die Induktoren angepasste Flusskonzentratoren gerichtete Wechselfelder erzeugt werden, die die lokale Energieeffizienz und -intensität weiter steigern [70]. Auch die umliegende Anlagenperipherie in der unmittelbaren Nähe zum Induktor kann einen Einfluss auf das elektromagnetische Wechselfeld und somit auf das Erwärmungsverhalten der Fügepartner haben [70]. Die Fügepartner haben ebenfalls einen Einfluss auf das Erwärmungsverhalten, was z. B. durch das Material oder lokale Überhitzungen an den Bauteilkanten infolge des Randeffects hervorgerufen wird [70].

Übergeordnet wird das induktive Fügen in kontinuierliche und diskontinuierliche Verfahren unterteilt. Prinzipskizzen der unterschiedlichen Prozessvarianten sind in Abbildung 2.7 dargestellt.

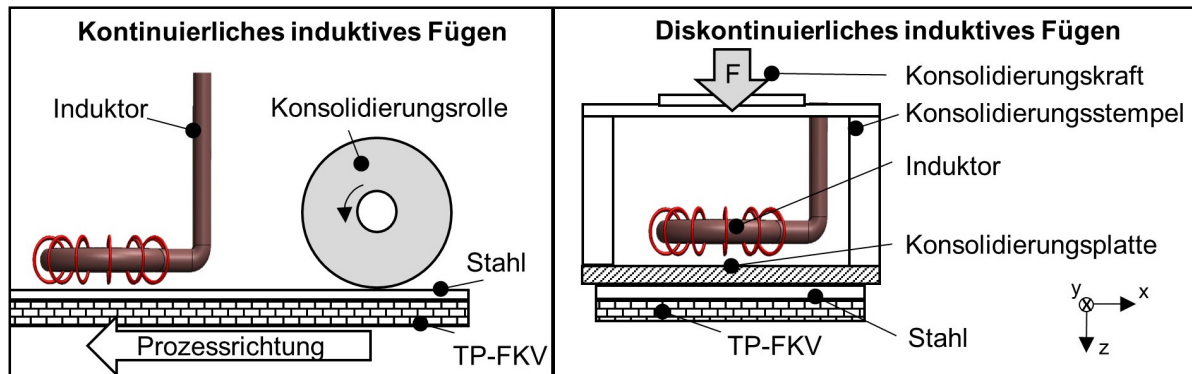


Abbildung 2.7: Schema zum kontinuierlichen und diskontinuierlichen induktiven Fügen

Beim kontinuierlichen induktiven Fügen werden die Fügepartner während einer Relativbewegung zwischen Induktor und Fügepartnern erwärmt und anschließend durch eine Anpressrolle konsolidiert und abgekühlt. Im Gegensatz zum kontinuierlichen Fügen findet beim diskontinuierlichen induktiven Fügeprozess keine Relativbewegung statt. VELTHUIS et al. [71] entwickelte das zweistufige induktive Fügen. Die Fügepartner werden in einem ersten Schritt induktiv erwärmt, anschließend zu einer Presseinheit transportiert und durch diese konsolidiert und so gefügt. Das zweistufige induktive Fügen wurde von DIDI et al. [72] zu einem einstufigen induktiven Punktfügen weiterentwickelt. Beim einstufigen induktiven Punktfügen ist der Induktor im Konsolidierungsstempel integriert und der Konsolidierungsdruck wird während der gesamten Prozesszeit appliziert. Die Fläche der Verbindung ist im Gegensatz zum kontinuierlichen induktiven Fügen auf die Größe des Presswerkzeugs und des Induktors beschränkt. Beim induktiven Punktfügen wird der Punktfügekopf auf die Fügepartner aufgesetzt und das Metall mittels elektromagnetischer Induktion erwärmt und somit diskontinuierlich gefügt. Beim induktiven Punktfügen wird gezielt durch die Geometrie des Punktfügekopfes und dessen Einfluss auf das Wechselfeld die Wärmegenerierung im Bauteil gesteuert. Der Konsolidierungsstempel des Fügekopfes sorgt dafür, dass die Geometrie des Verbindungspunktes durch definierten Energieeintrag und Bauteilkühlung gesteuert werden kann. Der Punktfügekopf verfügt über einen hohen Industrialisierungsgrad, da er für Anwendungen an einem 6-Achsroboter konzipiert ist. Ein ähnliches, induktives Punktfügeverfahren in Form einer Schweißzange wurde vom Fraunhofer IWS entwickelt [69]. Ein diskontinuierliches induktives Fügen für größere, lokale Verbindungen, wurde von HÜMBERT [73] entwickelt. Alle am IVW entwickelten induktiven Fügeverfahren werden in MITSCHANG et al. [74] beschrieben.

Die Fügepartner können auf zwei Arten relativ zum Induktor positioniert werden. Entweder ist der metallische oder der TP-FKV Fügepartner dem Induktor zugewandt. Ist der metallische Fügepartner dem Induktor zugewandt, resultiert dies aufgrund des geringeren Kopplungsabstands in einem höheren Energieeintrag in das Metall. Die Wärmegenerierung erfolgt gemäß dem Skin-Effekt primär auf der dem Induktor zugewandten Oberfläche und wird durch die Wärmeleitung in die Fügezone transportiert. Um die Prozesszeit zu verkürzen, können die Fügepartner z. B. durch erzwungene Konvektion nach dem Erwärmen gekühlt werden. Beim Schweißen kohlenstoffaserverstärkter Polymere können die Fasern als Heizelemente fungieren, da diese elektrisch leitfähig sind und infolge JOULE'SCHER Widerstandsverluste Wärme generieren, wodurch das umliegende Matrixpolymer schmelzflüssig wird [68].

FRÖHLICH et al. [75] berichten von einem diskontinuierlichen, induktiven Kontaktfügen (ICJ: Inductive Contact Joining) das ähnlich zum induktiven TP-FKV/Metall-Fügen von VELTHUIS et al. [76] ist. Eine Besonderheit ist, dass die Fügepartner von der TP-FKV-Seite aus erwärmt werden. Da das verwendete GF-PA6 durchlässig für die elektromagnetischen Wechselfelder ist, führt dies zu einer Wärmegenerierung direkt in der Fügezone zwischen Metall und TP-FKV. Beim ICJ agiert der Induktor zusammen mit einem Feldrichter als Konsolidierungsstempel. Um die Prozesszeit zu verkürzen, ist der Konsolidierungsstempel wassergekühlt. Dies führt dazu, dass das Polymer in direktem Kontakt mit dem Konsolidierungsstempel ständig gekühlt wird und so ein Aufschmelzen des TP-FKV am Konsolidierungsstempel verhindert wird.

Physikalische Effekte bei der induktiven Erwärmung

Werden Ströme durch das elektromagnetische Feld in das elektrisch leitende Material induziert, kommt es infolge von Widerstandsverlusten zu einem Spannungsabfall im Bauteil, wodurch elektrische in thermische Energie umgewandelt wird. Diese Wärmeerzeugung steigt quadratisch mit der Frequenz des Wechselfeldes an. Unmagnetische Materialien wie z. B. Titan, CFK oder Aluminium werden durch JOUL'SCHE Widerstandsverluste erwärmt. Mathematisch kann die Wärmemenge Q für die JOUL'SCHE Erwärmung folgend berechnet werden: [77, 78]

$$Q = I^2 \cdot R \cdot t \quad 2.1$$

Aus der Gleichung 2.1 kann entnommen werden, dass die Erwärmung abhängig von der Zeit t , dem ohm'schen Widerstand R und dem Quadrat des Stroms I ist. [44, 78]

Im Fall von ferromagnetischen Materialien entsteht zusätzliche Wärme durch Hystereseverluste. Bei magnetischen Hystereseverlusten führt das alternierende Wechselfeld zu einer alternierenden Ummagnetisierung des Werkstoffs, wodurch die Ausrichtung der magnetischen Dipole geändert wird. Durch diese Umrichtung findet eine Bewegung auf Molekülebene statt. Infolge der Bewegungsenergie wird Wärmeenergie durch zwischenmolekulare Reibung generiert. Da ferromagnetische Materialien, wie Eisen, sowohl durch JOUL'SCHE Widerstandsverluste als auch magnetische Hystereseverluste erwärmt werden, werden die Effekte überlagert und beide tragen zu einem Erwärmen bei. Die induzierte Strommenge und -richtung kann durch die Induktorgeometrie, die Generatorleistung und dem Kopplungsabstand, also dem Abstand zwischen Induktor und Fügepartner, beeinflusst werden [77, 78]. Sollen TP-FKV ohne elektrisch leitfähige Bestandteile geschweißt werden, kann eine Schweißzusatzhilfe, ein sogenannter Suszeptor, verwendet werden. Suszeptoren sind meist feine Metallgitter, welche in der Fügezone positioniert werden. Da sie im elektromagnetischen Wechselfeld erwärmt werden und im unmittelbaren Kontakt mit dem Polymer in der Fügezone sind, schmelzen sie dieses auf. Kohlenstofffasern sind elektrisch leitfähig und daher auch induktiv erwärmbar. Im Gegensatz zu der Erwärmung quasi isotroper Metalle sind die Erwärmungsmechanismen bei CFK deutlich komplexer. [68, 79, 80]

Die Kombination der aufgeführten Wärmegenerierungseffekte führt dazu, dass das Matrixpolymer nach einem ausreichenden Energieeintrag schmelzflüssig und somit schweißbar wird. Weitere typische Effekte bei der induktiven Erwärmung sind der Randeffect und der Skin-Effekt, die in Abbildung 2.8 schematisch dargestellt sind.

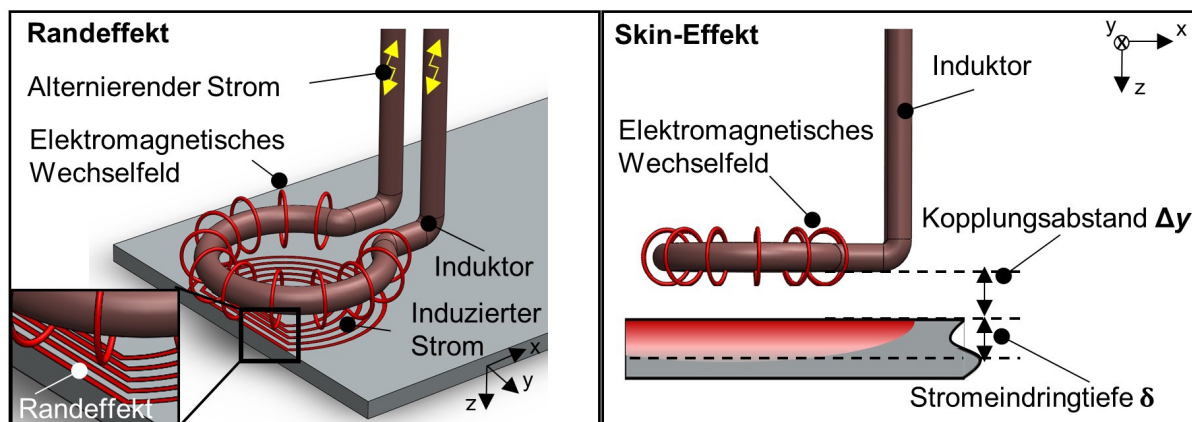


Abbildung 2.8: Veranschaulichung des Randeffect und Skin-Effekt bei der induktiven Erwärmung

Ragt der Induktor über die Materialkante hinweg, werden die induzierten Ströme lokal verdichtet, wodurch es zu Überhitzungen kommt, was als Randeffect bezeichnet wird. Ferner nimmt die Feldstärke der Wechselfelder mit steigendem Kopplungsabstand ab, wodurch dieser signifikant den Energieeintrag beeinflusst. Der Zusammenhang von Kopplungsabstand und Feldstärke wird durch das Gesetz von BIOT-SAVART beschrieben [78]. Die Stromdichte eines mit Wechselstrom durchflossenen Leiters nimmt in Dickenrichtung ab, was als Skin-Effekt bezeichnet wird. Die Stromeindringtiefe eines in ein Material induzierten Wechselstroms gibt die Tiefe in einem Material an, in der der Strom auf 37 % abgefallen ist. Wie weit das elektromagnetische Wechselfeld in ein Material eindringen kann, ist primär abhängig von der Frequenz des Wechselstroms und dem Material. Der Energieeintrag bei hohen Frequenzen erfolgt eher an der unmittelbaren Oberfläche, wohingegen die Ströme bei niedrigeren Frequenzen das Material tiefer penetrieren. Die Zusammenhänge sind ausführlicher in Abbildung 2.9 veranschaulicht. Sowohl η als auch μ sind temperaturabhängig und somit auch die Eindringtiefe δ . [70, 78, 81]

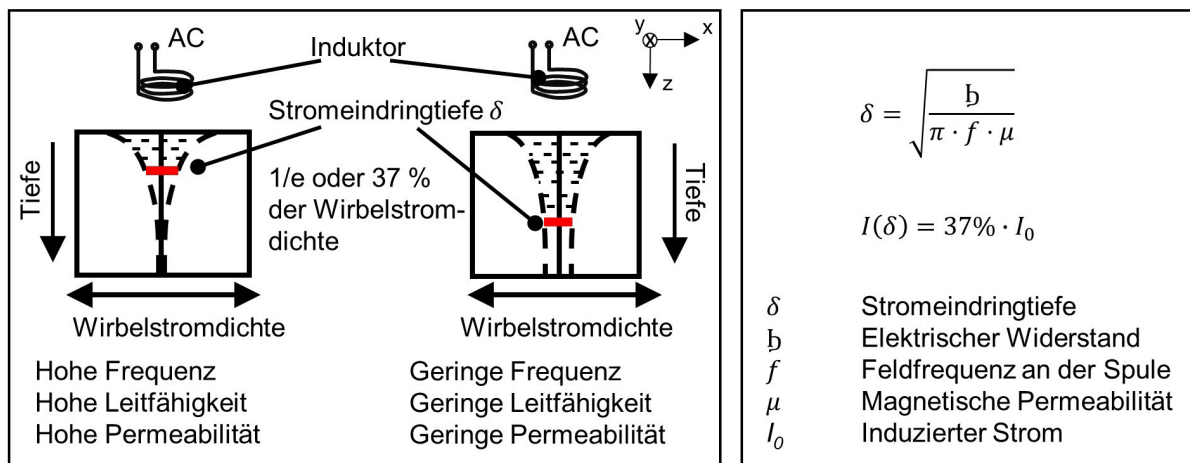


Abbildung 2.9: Stromeindringtiefe und Skin-Effekt [44]

Eine anschauliche Zusammenfassung der Einflüsse der Prozessparameter auf die induktive Erwärmung von Titan haben LUGAUER et al. [82] in ihrer Forschungsarbeit dargestellt. Sie untersuchten Induktionsfügeverfahren um TP-CF mit Titan zu fügen. Hierbei betrachten sie auch den Einfluss der Induktorposition, des Kopplungsabstandes, der Frequenz und der Relativbewegung zwischen Induktor und Fügepartner auf das Erwärmungsverhalten der Titan-Probekörper. Die Ergebnisse sind in Abbildung 2.10 zusammengefasst dargestellt.

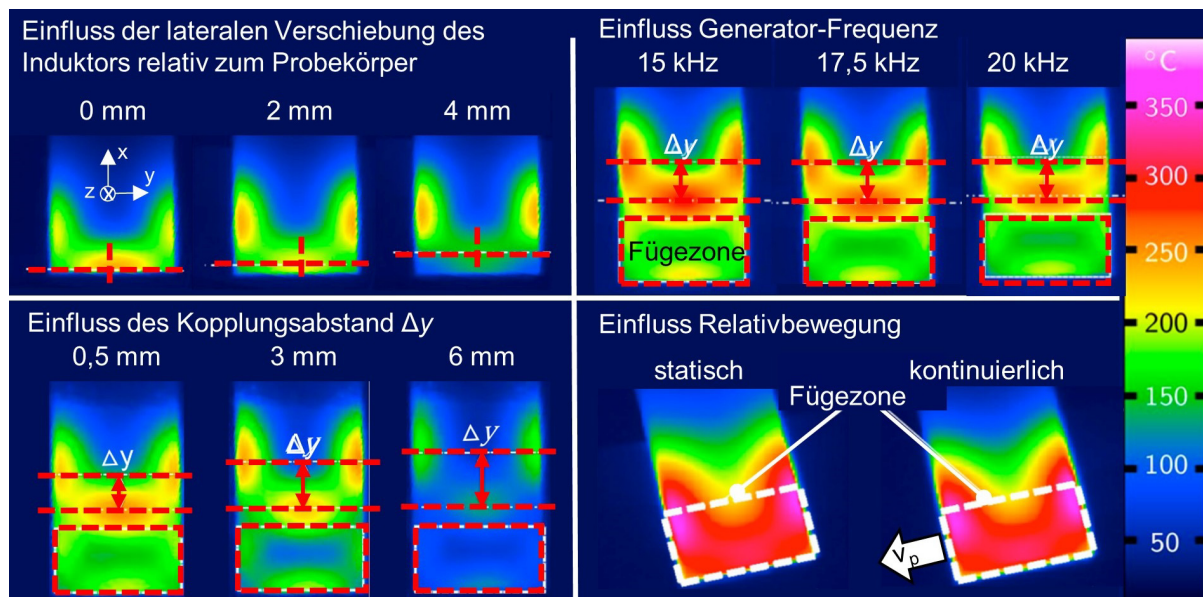


Abbildung 2.10: Einfluss der Induktorposition und der Relativbewegung auf das Erwärmungsverhalten von Titan (aus LUGAUER ET AL. [82], überarbeitete Darstellung)

Es wird gezeigt, dass bei einer konstanten Relativbewegung mit der Geschwindigkeit v_p (6 mm/s) zwischen Titan und Induktor kein signifikanter Einfluss auf das Erwärmungsverhalten gegenüber einem statischen induktiven Aufheizen zu erkennen ist. Ein großer Einfluss konnte in Bezug auf die Probengeometrie festgestellt werden. Infolge von nah beieinanderliegenden Probenkanten führt der Randeffekt zu einer komplexen Temperaturverteilung. Sowohl die Position der Fügepartner relativ zum Induktormittelpunkt als auch der Kopplungsabstand zeigten einen großen Einfluss auf die Temperaturverteilung. Die Generatorfrequenz hat ebenfalls einen Einfluss auf die Temperaturverteilung, da bei höheren Frequenzen (20 kHz) zwar die Temperaturverteilung gleichbleibt, der Temperaturgradient jedoch sinkt. [82]

2.4 Prozessregelung & -steuerung bei TP-FKV/Metall Fügeverfahren

Um beim Fügen reproduzierbare Ergebnisse zu generieren, bedarf es geeigneter Prozessregelungs- und steuerungsansätze. Eine ständige Überwachung des Fügedrucks gewährleistet beispielsweise, dass es während dem Fügen nicht zu Dekonsolidierung im TP-FKV kommt. Bei thermischen Fügeverfahren ist vor allem der Parameter Temperatur von entscheidender Bedeutung. Mit geeigneten In-Line-Prozesskontrollen kann z. B. ständig kontrolliert werden, ob die Zieltemperatur im Prozessfenster zwischen Schmelztemperatur und Degradationstemperatur eingehalten wird.

Eine Herausforderung bei der Entwicklung eines thermischen Fügeprozesses liegt darin, eine geeignete Methode zur Prozessregelung oder -steuerung zu finden. Häufig werden bei TP-FKV/Metall-Fügeverfahren im Labormaßstab Thermoelemente verwendet, die in der Fügezone oder auf der Außenseite der Fügepartner positioniert werden. Bei einer Weiterentwicklung des Fügeverfahrens für die industrielle Großserie liegt bei diesem Ansatz das Problem darin, dass eine Temperaturmessung mit Thermoelementen häufig eine manuelle Positionierung am Messpunkt erfordert. Im Fall von induktiven Fügeverfahren besteht die Gefahr, dass die hochfrequenten Wechselfelder das Thermoelement direkt erwärmen, was zu schwer identifizierbaren Messfehlern führen kann. Bei einer berührungslosen Temperaturmessung, durch z. B. Laser- oder IR-Sensoren, liegt die Herausforderung darin, dass spiegelnde Oberflächen oder potenzielle Verschmutzungen zu Messfehlern führen können. Außerdem kann es abhängig vom gewählten Verfahren vorkommen, dass der Messbereich durch die Anlagenperipherie verdeckt wird. Bei Reibfügeverfahren ist die Verwendung von Thermoelementen kritisch, da durch die Bewegung zur Wärmegenerierung das Thermoelement geschädigt werden kann. Ein Beispiel für die Verwendung eines Thermoelements in der Fügezone zur Prozessregelung beim Widerstandfügen ist in der Arbeit von DUBE et al. [83] beschrieben. Eine Kombination aus berührungsloser Temperaturmessung durch ein Pyrometer und Thermoelemente bei der Erwärmungsphase wird beim Wärmeleitungsfügen von verschiedenen Metallen mit TP-FKV verwendet [46]. Dies ist ein redundantes Messsystem, bei dem die Pyrometertemperatur durch Thermoelemente abgesichert ist, um potentielle Abweichungen der Pyrometermessung infolge unterschiedlicher Emissionskoeffizienten ausschließen zu können. Die Messpunkte sind jeweils an der Außenseite der metallischen Fügepartner. Alle genannten Verfahren haben die Gemeinsamkeit, dass das Fügen im Labormaßstab durchgeführt wurde und das Problem der Skalierbarkeit in die industrielle Großserie besteht.

Da eine Prozessregelung durch Temperaturmessung schwierig sein kann, werden häufig andere, gezielt steuerbare Parameter herangezogen. Dies resultiert in Prozessen, die durch z. B. zeitlich gesteuerte Abläufe Fügeergebnisse erzielen, bei denen zu erwarten ist, dass eine gute Verbindung vorliegt. Beispiele für solche Prozesssteuerungsansätze sind die Leistungsabgabe der Wärmequelle, der Generatorstrom oder die Haltezeit. Da teils relevante Prozessparameter wie z. B. die

Temperatur in der Fügezone bei diesen Ansätzen nicht kontrolliert werden kann, kann die Reproduzierbarkeit des Prozesses nicht sichergestellt werden. Studien bei denen im Labormaßstab energiegesteuerte Prozesse zum TP-FKV/Metall-Fügen eingesetzt werden sind beim Ultraschallfügen z. B. HARRAS et al. [84] und KRUGER et al. [85] und beim Laserfügen PRABHAKARAN et al. [86], JIAO et al. [87], WANG et al. [88] und JUNG et al. [89, 90]. Bei Fügeverfahren im Industriemaßstab werden verschiedene Ansätze verfolgt, um die Prozesse zu steuern oder zu regeln. Beim Induktionsschweißen von KVE wird z. B. zunächst der Prozess mit Thermoelementen in der Fügezone kalibriert [91]. Beim Induktionsschweißen von GKN Fokker wird eine In-Line Prozessregelung entwickelt, die auf einer Echtzeit-Temperaturmessung basiert [91]. Beim kontinuierlichen Induktionsschweißen von TP-FKV verwenden IS Groupe in ihrem „Innovative Solution for Welding (ISW)“ einen mobilen Susceptor, der sich ständig mit dem Induktor bewegt und so nicht in der Fügezone verbleibt [92]. Die Temperaturregelung dieses Prozesses findet über eine optische Messung der Susceptortemperatur statt [92]. Eine In-situ-Prozessüberwachung des sequentiellen Ultraschallschweißens auf Basis der Leistungs- und Dickenänderungskurven ist bereits im Labormaßstab etabliert. Ein vergleichsweise aufwendiger Ansatz zur In-Line QS entwickeln Composite Integrity, die hinter den Induktionsschweißkopf die Schweißnaht mit Hilfe einer Live-Thermographie überwachen [91]. Collins Aerospace arbeitet auch an der In-situ-Prozessüberwachung und -inspektion, allerdings mit faseroptischen Sensoren, darunter das ODiSI-System von Luna (Roanoke, VA, USA), das mehr als 1.000 Sensorpunkte pro Meter bietet [91].

Es ist evident, dass geeignete Prozessregelungs- und steuerungsansätze nötig sind, um reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen. Eine ideale Prozessregelgröße, bzw. ein Qualitätssicherungsmerkmal, stellt ein gut messbarer Prozessparameter dar, der bestenfalls einfach zu regeln ist. Ein vergleichsweise einfacher QS-Ansatz bei diskontinuierlichen Fügeverfahren ist die Messung der Dickenänderung der Fügepartner, den Fügeweg, während der Konsolidierung im Prozess. Der Fügeweg ist prozesstechnisch einfach zu messen und bietet eine hohe Aussagekraft darüber, ob eine Penetration der Fügepartner ineinander stattgefunden hat und somit ein inniger Kontakt erreicht wurde. Ferner bedarf es nur bedingt einer Temperaturmessung als redundanten Kontrollparameter, da davon ausgegangen werden kann, dass im Fall einer Penetration das Polymer im schmelzflüssigen Zustand ist und so die

Voraussetzung zum Schweißen, die Schmelzbildung, erfüllt ist. Arbeiten, welche die Dickenänderung beim Schweißen von zwei TP-FKV heranziehen sind z. B. AGEORGES et al. [93]. Sie haben den Einfluss einer Dickenänderung beim Widerstandsschweißen von CF/PEI-Laminaten untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass Fügewege bis zu 0,2 mm zu einer Erhöhung der Verbindungsfestigkeit führen. Bei Fügewegen von 0,2 mm bis 0,8 mm ist keine weitere Steigerung festzustellen. VILLEGAS [94] untersuchte die Beziehung der Dickenänderung auf die Verbundfestigkeit beim Ultraschallschweißen von CF/PEI Laminaten. Es wurde festgestellt, dass die höchste Festigkeit bei einem Fügeweg von 40 % der Initialdicke des Energierichtungsgebers erreicht wird. Größere und kleinere Wege führen zu geringeren Verbundfestigkeiten. Bei vielen Schweißverfahren, wie z. B. dem Widerstandsschweißen, wird die Dickenänderung ebenfalls zur Prozesssteuerung verwendet [95, 96]. ZHAO et al. [97] untersuchten den Fügeweg beim Ultraschallschweißen von kohlenstofffaserverstärktem PPS als Prozesskontrollansatz. Es wurde gezeigt, dass mit dem Fügeweg Rückschlüsse auf die Qualität der Fügeverbindung gezogen werden können und reproduzierbare Ergebnisse generiert werden. Y. LI et al. [98] entwickelten eine In-Line Schweißqualitätskontrolle basierend auf einer Nutzung schweißtypischer Effekte und einer künstlichen Intelligenz. Sie untersuchten den Einfluss des Fügewegs beim Ultraschallschweißen von kurzkohlenstofffaserverstärktem Polyamid 6 auf die Zug-Scher-Festigkeit (ZSF). In einen Bereich von 0,05 mm bis 0,15 mm wurde bei 0,15 mm die höchste ZSF erreicht. Für das Heizelementstoßschweißen von PC/ABS-Blends konnten A. ÜLKER et al. [99] zeigen, dass in einem Parameterraum der Temperatur von 260 °C bis 290 °C, des Fügewegs von 0,70 mm bis 2,00 mm und der Haltezeit von 15 s bis 25 s der Fügeweg den zweitgrößten Einfluss auf die Zug-Festigkeit hat. Die vorgestellten Studien berichten ausschließlich über den Einfluss des Fügewegs beim Schweißen von TP-FKV mit TP-FKV. Studien zur Untersuchung des Einflusses des Fügewegs auf die Festigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen werden von HÜMBERT [73] beschrieben. Sie untersucht den Einfluss des Fügeweges beim induktiven Fügen von druckluftgestrahltem Stahl mit GF-PA6 und Stahl mit GF-PP. Sie ermittelte, dass bei den Schweißwegen zwischen 0,27 mm und 0,87 mm kein direkter Zusammenhang zwischen Schweißweg und Verbindungsfestigkeit festzustellen ist. Bei den höheren Fügewegen wurde festgestellt, dass ein Verlust der strukturellen Integrität des GF-PA6 aufgetreten ist. Der Stand der Forschung zu fügeweggesteuerten und -überwachten TP-FKV/Metall-Fügeverfahren ist sehr

begrenzt und bedarf aufgrund der guten Erfahrungen beim TP-FKV/TP-FKV Schweißen einer ausführlicheren Analyse zur Übertragbarkeit.

2.5 Adhäsion und Bindungsmechanismen

Adhäsion beschreibt die verschiedenen Haftkräfte, die an der Grenzfläche zweier sich berührender Fügepartner entstehen. Bei TP-FKV/Metall-Verbindungen beruht die Anhaftung auf spezifischer oder mechanischer Adhäsion. [100] Die spezifische Adhäsion kann, wie in Abbildung 2.11 dargestellt, weiter unterteilt werden. Insbesondere durch das Zusammenwirken der einzelnen Verbindungsmechanismen können in einem Verbund hohe Verbindungsfestigkeiten erreicht werden.

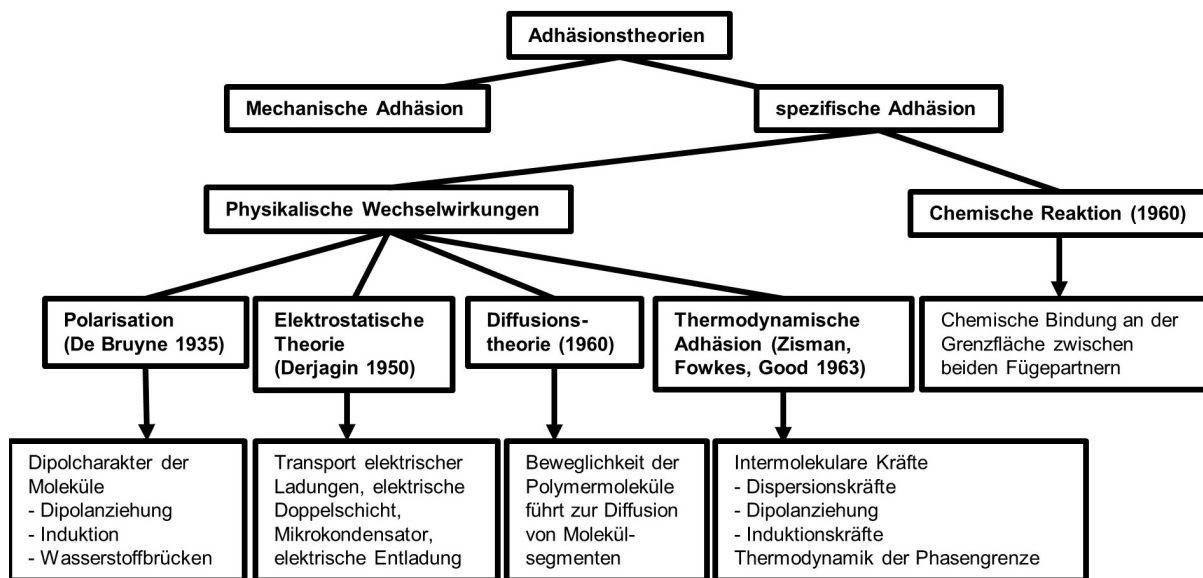


Abbildung 2.11: Adhäsionstheorien nach [101]

Es ist bekannt, dass die Adhäsion zwischen den Grenzflächen maßgeblich von den chemischen Eigenschaften, der Morphologie und dem energetischen Zustand der Metalloberfläche sowie den chemischen und molekularen Eigenschaften der Polymere abhängt. Darüber hinaus hat auch das Verfahren zum Herstellen der Verbindung einen deutlichen Einfluss auf die Haftfestigkeit einer TP-FKV/Metall-Verbindung. Aus den Adhäsionstheorien haben BISCHOF et al. die Zusammenhänge der Haftfestigkeit zwischen Ursache, Wirkungen und Erscheinung ausgehend von der Metalloberfläche skizziert, siehe Abbildung 2.12. [101]

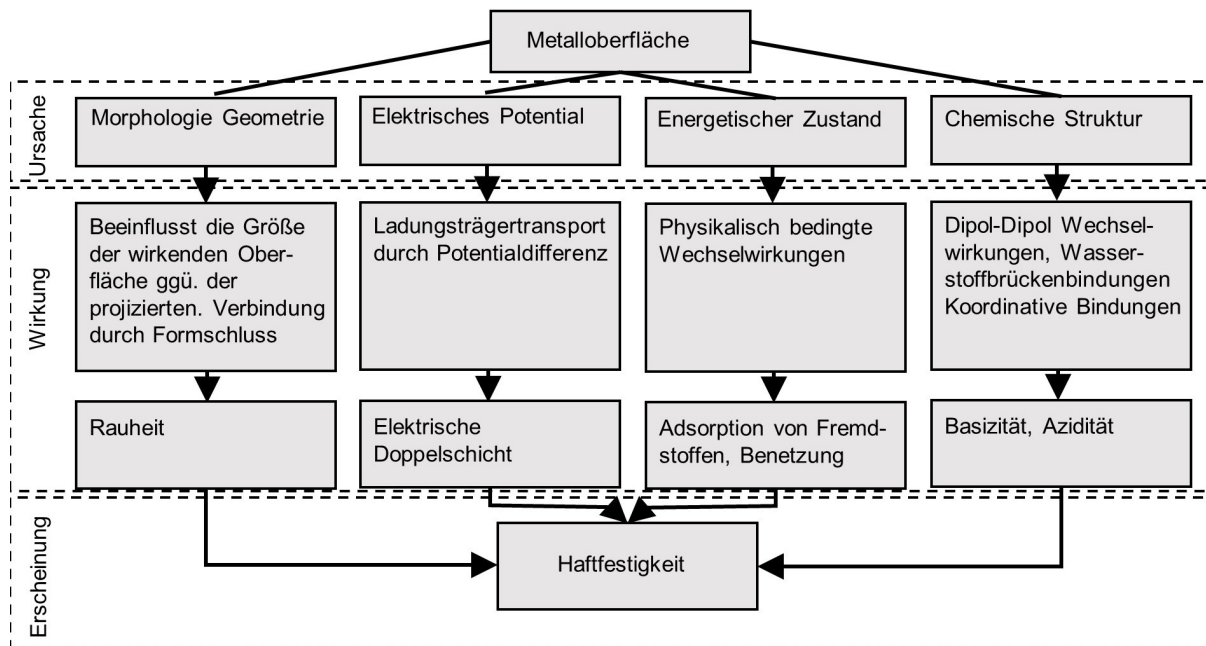


Abbildung 2.12: Ursachen, Wirkung und Erscheinung in Bezug auf die Haftfestigkeit ausgehend von der Metalloberfläche nach [101]

Mechanische Adhäsion entsteht durch makro- und mikroskopische Formschlüsse zwischen den verschiedenen Materialien. Eine maßgebliche Größe, die die Verbindungsfestigkeit bestimmt, ist die Art, Größe und Anzahl der Hinterschnitte mit denen ein Formschluss gebildet werden kann. [102, 103] Der mechanische Formschluss ist ein wichtiger Parameter beim TP-FKV/Metall-Fügen und viele Studien [104-110] berichten von der Bedeutung des Einflusses der OFVB auf die Verbindungsfestigkeit. Einige Autoren konnten in ihren Studien zeigen, dass die Oberflächenrauigkeit einen Einfluss auf die viskoelastische oder -plastische Energiedissipation beim Versagen gefügter Probekörper an der Risspitze haben [111] [102]. Darüber hinaus steigert eine Vergrößerung der Metalloberfläche auch die Möglichkeit zur Bildung weiterer Adhäsionsmechanismen. [101]

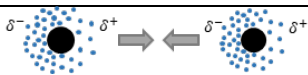
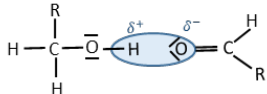
Elektrisches Potential. Elektrostatische Adhäsion zwischen unterschiedlichen, festen Materialien entsteht, wenn die Oberflächen bei Kontakt ein unterschiedliches thermodynamisches Potential aufweisen. Bei Kontakt entsteht in der Grenzschicht eine Ladungsträgerdiffusion zwischen den Materialien. Es bildet sich eine elektrische Doppelschicht, die die elektrostatische Adhäsion auszeichnet. Die Bindungsstärke wird maßgeblich von der Ladungsdichte bestimmt. Mit einer größeren Oberfläche steigt auch der Grad der elektrostatischen Adhäsion. Eine hohe Ladungsdichte liegt

dann vor, wenn eine große Anzahl frei beweglicher Elektronen bezogen auf die Fläche vorliegt. [46, 101, 106, 108, 112]

Energetischer Zustand. Thermodynamische Adhäsion beruht auf energetischen Vorgängen an den Grenzflächen der unterschiedlichen Materialien. Innerhalb eines Materials sind die auf ein Molekül wirkenden Kräfte ausgeglichen. An den Oberflächen wiederum können die Kräfte nicht von allen Raumrichtungen gleichmäßig wirken, wodurch es zu einer potenziellen Energie kommt, die auf das Molekül wirkt. Die Oberflächen- bzw. Grenzflächenenergie kann aus der Summe der potenziellen Energie der oberflächennahen Moleküle berechnet werden. Wie bei allen Wechselwirkungen müssen die Oberflächen möglichst dicht beieinanderliegen, damit die Wechselwirkungen bzw. Adhäsionsmechanismen wirken können. Sobald sich die Oberflächen einer festen und flüssigen Phase berühren und zueinander Anziehen ist die Rede von Benetzung. [46, 101, 113, 114]

Zwischenmolekulare Kräfte (auch Nebervalenzkräfte genannt) basieren nicht auf einer chemischen Veränderung oder Verknüpfung der Bindungspartner, sondern auf partiellen Ladungsverschiebungen. Sie können wieder gelöst werden und sind molekular betrachtet reversibel. Auf molekularer Ebene sind dies Effekte wie z. B. Van-der-Waals Kräfte sowie Wasserstoffbrückenbindungen [115]. Die Adhäsion steigt mit größeren Dipolmomenten der Moleküle und Atome. Die übergeordnete Einteilung der Wechselwirkungen ist in Tabelle 2.4 aufgeführt. [33, 101, 112]

Tabelle 2.4: Bindungsstärke Nebervalenzbindungen [33]

| Bindungsart | Bindungsenergie in kJ/mol | Reichweite in nm | Beispiel |
|--------------------|---------------------------|------------------|---|
| Van-der-Waals | 2 - 60 | 0,3 – 0,5 |  |
| Wasserstoffbrücken | < 50 | 0,3 – 0,5 |  |

Atomare Bindungen sind deutlich stärker als Nebervalenzkräfte. *Ionenbindungen* entstehen, wenn metallische Elemente mit nichtmetallischen Elementen reagieren. *Kovalente Bindungen* sind vorrangig in Nichtmetallverbindungen für einen Materialzusammenhalt verantwortlich. Sind kovalente Bindungen innerhalb des Moleküls asymmetrisch orientiert, wie es z. B. beim Wassermolekül der Fall ist, führt diese wiederum zu Dipolkräften. Bei *metallischen Bindungen* liegen ständig frei

bewegliche Elektronen in Form einer Elektronenwolke vor, die die positiven Atomrümpfe (Atom ohne Außenelektronen) umgeben und so ein Ladungsausgleich entsteht. Die atomaren Bindungen sind in Tabelle 2.5 aufgeführt. [101, 113, 114]

Tabelle 2.5: Bindungsstärke atomarer Bindungen nach [33]

| Bindungsart | Bindungsenergie in kJ/mol | Reichweite in nm | Beispiel |
|---|---------------------------|------------------|---|
| Ionische Bindung (Auch: heteropolare Bindung) | 600 - 1000 | 0,1 – 0,2 | <p>Das Diagramm zeigt die Bildung einer ionischen Bindung. Links sind ein Natriumion (Na⁺) und ein Chloridion (Cl⁻) dargestellt. Ein Pfeil zeigt die Annäherung an, gefolgt von einem Pfeil zur resultierenden Ionenbindung (Na⁺ Cl⁻), bei der die Ionen durch eine gestrichelte Linie verbunden sind.</p> |
| Kovalente Bindung (Auch: homöopolare Bindung) | 60 - 700 | 0,1 – 0,2 | <p>Das Diagramm zeigt die Bildung einer kovalenten Bindung. Links sind zwei Fluor-Atome (F) dargestellt, die jeweils ein freies Elektron (•) besitzen. Ein Pfeil zeigt die Annäherung an, gefolgt von einem Pfeil zur resultierenden kovalenten Bindung (F-F), bei der die Atome durch eine gestrichelte Linie verbunden sind, die zwei gemeinsame Elektronen (••) darstellt.</p> |
| Metallische Bindung | - | - | <p>Das Diagramm zeigt die metallische Bindung. Es sind vier Magnesium-Ionen (Mg⁺) in einer kreisförmigen Anordnung dargestellt, die von einer gemeinsamen Elektronenwolke (gekennzeichnet durch Minuszeichen) umgeben sind.</p> |

2.6 Oberflächenvorbehandlungen (OFVB)

OFVB, um die Verbindungsfestigkeiten von TP-FKV/Metall-Verbindungen zu erhöhen, spielen eine wichtige Rolle. Ein Überblick gängiger OFVB ist in Tabelle 2.6 aufgeführt.

Tabelle 2.6: OFVB und ihre Eigenschaften nach [100]

| Verfahren | Art der Behandlung | Wirkungen |
|------------------------------------|---|---|
| Reinigen, Entfetten | Wischen, Bürsten, Waschen mit Wasser oder Lösungsmittel, Tenside, Ultraschallbad | <ul style="list-style-type: none"> • Reinigen der Fügepartner von Fett und Staub • Keine entscheidende Strukturveränderung |
| Mechanische Vorbehandlung | Schleifen, Druckluftstrahlen, Polieren, Bohren, Rändeln, Stoßen, Saco-Verfahren | <ul style="list-style-type: none"> • Veränderung der Oberflächengeometrie • Vergrößern der Oberfläche • Entfernung von Kontaminationsschichten • Aktivierung der Oberfläche • Erzeugen von Formschlussgeometrien |
| Chemische Vorbehandlung | Ätzen und Beizen mit sauren oder basischen Stoffen, auch Gasen, thermisch durch Beflammen oder Silicoater | <ul style="list-style-type: none"> • Veränderung der chemischen Struktur der Oberfläche (z. B. Oxidation) • Generieren von Anbindungspunkten • Erlauben von Mikroformschlüssen |
| Physikalische Vorbehandlung | Plasmabehandlung, Koronabehandlung, UV-, Elektronen-, radioaktive Strahlung, Laservorbehandlung, | <ul style="list-style-type: none"> • Veränderung des chemischen und physikalischen Oberflächenzustandes • Einbringen einer makroskopischen Struktur • Erlauben von Mikroformschlüssen |
| Gemischte physik. u. chem. | Koronabehandlung, Ozonisieren, Primern, Benzophenon/UV-Strahlen | <ul style="list-style-type: none"> • Veränderung des chemischen und physikalischen Oberflächenzustandes |
| Beschichten /Auftragen | Haftvermittler, Nadeln oder Pins aufschweißen, Galvanisieren, | <ul style="list-style-type: none"> • Veränderung des chemischen und physikalischen Oberflächenzustandes • Erzeugen von Formschlussgeometrien durch z. B. Additive Fertigung |

Ein hochenergetischer Puls-Laser verdampft in seinem Fokus lokal Metall auf der Oberfläche. Verweilt der Fokus länger an einer Stelle oder verfährt mehrfach darüber gräbt der Laser infolge des stetig verdampfenden Materials Gräben in das Metall. Der Dampfdruck sorgt dafür, dass schmelzflüssiges Metall aus der entstehenden Kavität herausgeschleudert wird. Verfährt der Laser über die Metalloberfläche können komplexe Kavitätsgeometrien und Oberflächenstrukturen erzeugt werden. Diese OFVB erlaubt zudem, Hinterschnittgeometrien durch mehrfache Scanwiederholungen und dadurch generierte Kondensation des Metalls in den Kavitäten. Die Laserstrukturierung vergrößert einerseits die Kontaktfläche, wodurch mehr physikalische Wechselwirkungen gebildet werden können, und andererseits können mechanische Formschlüsse gebildet werden. Der große Vorteil einer Laserstrukturierung liegt darin, dass auch lastpfadgerechte Laserstrukturierungen realisiert werden können. Die Größe und Art der Kavitäten auf der Oberfläche, die durch den Laser erzeugt werden, können je nach Laserquelle und -parameter präzise eingestellt werden. [53, 120, 121]

Eine linienförmige Laser- OFVB wurde von THOSS et al. [25] verwendet, um TP-FKV/Metall-Verbindungen aus Stahl oder Aluminium mit einem TP-FKV (GF-PP, FVG: 30 %) zu fügen. Es wurde gezeigt, dass eine höhere Strukturichte zu höheren Festigkeiten führt. Lasergefügte TP-FKV/Metall-Verbindungen aus linienförmig laserstrukturiertem Aluminium oder Edelstahl mit kohlenstoffaserverstärktem Polyamid 6 haben WANG et al. [122] durchgeführt. Die hohen Zug-Scher-Festigkeiten der CFK/Al- und CFK/Stahl-Verbindungen werden auf den entstandenen Formschluss zurückgeführt. Neben den linienförmigen Laserstrukturen können mit ultrakurzen Laserpulsen schwammartige Oberflächen aus selbstorganisierenden Mikrostrukturen, z. B. kegelförmige Ausstülpungen (engl. Cone-Like Protrusions: CLP), erzeugt werden [123]. Auch bei dieser Laserstrukturierung sind mehrere Scanwiederholungen notwendig, um eine ausgeprägte Struktur zu erhalten [123, 124]. Studien zum Vergleich von CLP und Linienlaserstruktur werden in [125] und [126] vorgestellt. Es wird erwähnt, dass die CLP-Struktur zehnmal mehr Zeit als eine Linienstrukturierung benötigt, aber auch, dass mit den CLP ca. 50 % höhere Verbindungsfestigkeiten erreicht werden können.

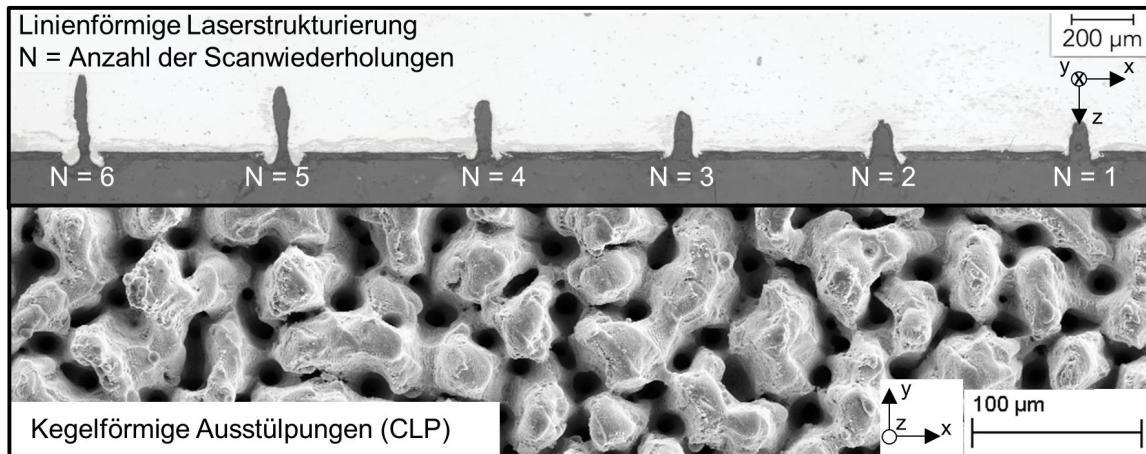


Abbildung 2.14: Linienförmige Laserstrukturierung [25] und kegelförmige Ausstülpungen (CLP [125])

2.6.3 Haftvermittler

Die begriffliche Definition von Primern und Haftvermittlern ist je nach Anwendung nicht klar festgelegt. In der Klebtechnik sind Primer auf der Fügefläche applizierte, polymergebundene dünne Schichten, die mit dem Klebstoff kompatible Bestandteile enthalten können. Haftvermittler sind meist niedermolekulare organische Stoffe mit funktionellen Gruppen. Diese reaktiven, funktionellen Gruppen gehen einerseits eine Verbindung mit dem Substrat und andererseits mit dem Klebstoff ein. Auf dem Markt ist eine breite Auswahl von Haftvermittlersystemen verfügbar. Haftvermittler werden dazu verwendet, um die Verbindung u.a. zwischen unterschiedlichen Materialien zu verbessern. Einsatz finden sie in der Klebtechnik, aber auch bei thermischen Fügeverfahren z. B. beim Spritzguss. Haftvermittler werden in Form eines lösungsmittelbasierten Auftragsverfahrens, als Bestandteil in einem Klebstoff oder als Folie auf einen der Fügepartner vor dem eigentlichen Fügeprozess appliziert. [33, 39]

Haftvermittler können in zwei Gruppen unterteilt werden. Dies sind einerseits physikalisch abbindende Systeme und andererseits chemisch abbindende Systeme. Physikalisch abbindende Systeme enthalten Co-Polymere des entsprechenden polymerbasierten Fügepartners im Trägermaterial des Haftvermittlers und binden so durch thermischen Stimulus an. Chemisch agierende Haftvermittler bilden kovalente Bindungen mit dem Matrixpolymer des Fügepartners. [127]

In dieser Arbeit stellt ein Haftvermittler eine zusätzliche Zwischenschicht zwischen Metall und TP-FKV dar, die zunächst auf das Metall appliziert wird, nach einer thermischen Aktivierung mit diesem fest verbunden ist und im Anschluss, auch nach mehreren Monaten, mit dem TP-FKV gefügt werden kann.

2.7 Korrosionsbeständigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen

Bei Betrachtung des Standes der Technik fällt auf, dass die Untersuchung verschiedener OFVB und Materialkombinationen auf die Witterungsbeständigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen lediglich eine untergeordnete Rolle spielen. Die meisten Untersuchungen betreffen Kleben als Fügeverfahren. In diesem Fall wurde übergeordnet festgestellt, dass sowohl die Feuchtigkeit als auch die Temperaturwechsel während den Tests einen negativen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeiten haben [66].

HOIKKANEN ET AL. [128] haben die Langzeitbeständigkeit von Stahl-, Kupfer- und Aluminiumverbindungen mit thermoplastischem Polyurethan untersucht. Als Haftvermittler wurde eine Silanbeschichtung verwendet. Sie kamen zu dem Schluss, dass die Verbindung zwischen Polymer und Metall aufgrund der Silanbeschichtung sehr gut war und die Verbindungsfestigkeit mit der Zeit aufgrund der Degradierung des Polymers durch Temperatur und Feuchtigkeit verringert wurde.

LIPPKY et al. [129] haben den Einfluss vom zyklischen Klimawechseltest (+80 °C / -40 °C) aus der Industrie (Volkswagen AG, PV1200) und Salzsprühnebeltest (Volkswagen AG, PV1210) auf die Verbindungsfestigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen aus GF-PA6 und Stahl geprüft. Als Laserstrukturierungen wurden drei verschiedene Rauigkeitsgrade untersucht. Wenig- und mittelraue Oberflächen zeigen einen Verlust der ZSF, während Oberflächen mit großer Rauigkeit kaum von den Klimawechseltests beeinflusst werden. Hinsichtlich der Abnahme der Festigkeiten werden zwei Ursachen angegeben: Dies sind einerseits die thermischen Spannungen in der Fügezone infolge der wechselnden Temperaturen und unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten und andererseits die Absorption von Wasser der PA6-Matrix und der damit einhergehenden Volumenänderung. Die raueren Oberflächen bieten eine bessere Topografie mit mehr und tieferen Hinterschnitten, um Spannungen infolge Volumenänderungen und thermischen Dehnung abzufangen.

Auch DIDI et al. [130] haben den Einfluss unterschiedlicher OFVB auf die Witterungsbeständigkeit untersucht. Verwendet wurde CF-PA66, das mit Aluminium induktiv gefügt wurde. Druckluftgestrahlte und unstrukturierte Proben haben nach einer Out-Door-Bewitterung die größte Abnahme der ZSF, wobei die druckluftgestrahlten Proben aufgrund der höheren Rauigkeit besser abschneiden. Die

OFVB basierend auf Säurebeizen wird am geringsten beeinflusst, was auf die Mikroformschlüsse in der Fügezone zurückzuführen ist.

Ein weiterer Punkt der insbesondere bei TP-FKV/Metall-Verbindungen aus kohlenstofffaserverstärktem TP-FKV und Metall berücksichtigt werden muss, sind die korrosionsfördernden Vorgänge zwischen Kohlenstofffaser und Metall, die in dieser Arbeit allerdings keine Rolle spielen. WANG et al. [131] berichten hierzu, dass eine Zwischenschicht in Form einer Laser-OFVB oder das Einbringen einer zusätzlichen isolierenden Thermoplastlage auf dem Metall Korrosion reduzieren.

Eine Studie, die die Witterungsbeständigkeit von unverstärkten Thermoplasten mit laserstrukturiertem Kupfer oder Aluminium betrachtet, wurde von EMRICH et al. [132] durchgeführt. Das Alterungsverhalten wurde mit einem Standardwitterungstest aus der Automobilindustrie durchgeführt, bei dem innerhalb einem der 20 Zyklen die Temperatur (-30 °C / 90 °C) und Luftfeuchtigkeit (0% / 80 %) variiert wird. Übergeordnet wurde festgestellt, dass TP/Aluminium-Verbindungen einen geringeren Einfluss durch Witterung zeigen. Die schlechte Beständigkeit der TP/Kupfer-Verbindungen wird auf die stark unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten zurückgeführt.

AMEND et al. [133] haben Verbindungen aus verschiedenen Thermoplasten (PC, PA6, PA66-GF30) und Aluminium mit verschiedenen OFVB (Gitter, Krater) im thermischen Fügen hergestellt. Nach den Klimatests nahm die ZSF bei allen Verbindungen (Initial ca. 16 - 20 MPa) ab. Nach Klimatest 1 (Zyklus: -30 °C / 90 °C) erreichten die Polyamidproben Werte zwischen 10 und 13 MPa, nach Klimatest 2 (Zyklus: -40 °C / 120 °C) Werte zwischen 7 und 10 MPa. Die ZSF der PC-Al-Verbindungen (Initial 19,7 MPa) sank auf 8,2 MPa (Klimatest 1) und 5,7 MPa (Klimatest 2).

Bei der Studie von WANG et al. [122] mit einer linienförmigen Laserstrukturierung wurden auch Witterungstests (Klimawechseltest VW PV 1200 bei 80 °C und -40 °C sowie Witterungstest VDA 621-415) durchgeführt. Nach der Bewitterung hatten die TP-FKV/Metall-Verbindungen vergleichbare Festigkeiten wie die initialen Verbindungen.

2.8 Dauerfestigkeit von TP-FKV/Metall-Verbindungen

Hinsichtlich der Dauerfestigkeitsversuche gilt ähnliches wie bei den Witterungstests. Ein Großteil der Literatur beschreibt das Dauerfestigkeitsverhalten von geklebten Verbindungen oder von artgleichen Thermoplastverbindungen.

MRZLJAK et al. [134] haben den Einfluss von verschiedenen OFVB auf das Ermüdungsverhalten von Hybridlaminaten aus kohlenstofffaserverstärktem PA6 und zwei Aluminiumdecklagen untersucht. Eloxieren und Phosphatieren zeigten die höchste Ermüdungslebensdauer, während im Vergleich dazu der Co-Polyamid Haftvermittler eine geringere Ermüdungslebensdauer ausweist. Der schadensinduzierte Spannungsabbau und die Spannungsverteilung werden durch die OFVB stark beeinflusst. ZOPP et al. [135] haben das Ermüdungsbiegeverhalten ($Z = -1$) eines TP-FKV/AL-Laminats (Decklagen Aluminium, Zwischenlage GF-PA6, Kern CF-PA6) betrachtet. Es wurde festgestellt, dass bei einer kleinen Auslenkung von 1 mm, 10^6 Lastwechsel schadfrei überstanden wurden. Höhere Durchbiegungen verursachen Schäden während der Ermüdungsprüfung, und die Rissbildung in dem oberen Aluminium wurde als dominierender Schadensfall identifiziert. Bei der höchsten Auslenkung sind Glasfasern gerissen und Delaminationen im GF-PA6 aufgetreten.

STAAB et al. [64] haben ultraschallgefügte (GF)-CF-PEEK/Aluminium-Verbindungen auf ihre Ermüdungseigenschaften unter Zugspannung ($Z > 0$) untersucht. Bei einer maximalen Last der zyklischen Beanspruchung von 35 % in Bezug zu der maximalen Bruchkraft wurde ein maximales Lastspiel von $2 \cdot 10^6$ Zyklen erreicht. Bei einer maximalen Last von ca. 60 % der maximalen Bruchkraft versagten die Proben nach ca. 1.000 Lastwechseln. Es wurden Unterschiede bei den Bruchflächen von quasi statisch geprüften Proben gegenüber zyklisch versagten Proben festgestellt. Das Versagen wird von der Kontaktfläche zu den Ondulationen im Inneren des Glasfasergewebes verlagert. GOUSHEGIR et al. [136] haben das Ermüdungsverhalten von einfach überlappenden Zug-Scher-Proben aus CF-PPS und Aluminium mit verschiedenen Aluminium-OFVB aus [137] untersucht. Die Zug-Scher-Proben wurden mit dem Reibrührpunktfügen hergestellt. Die Durchläufer, die 10^6 Zyklen ($Z = 0,1$) überstanden haben, wiesen keine Verringerung ihrer quasistatischen Festigkeit auf. Ein Belastungsniveau von 25-35 % der quasistatischen Festigkeit wird als Grenze für die Ermüdungsbeständigkeit angegeben. Es wurden zwei Arten von Ermüdungsriefen beobachtet. Diese deuten einerseits auf die Entstehung von Schälspannungen an den Kanten der Verbindungen hin. Andererseits wurden Rillen aufgrund der Ausbreitung von Ermüdungsrissen detektiert.

3 Materialien und Methoden

Zur quantitativen Analyse des Einflusses von Prozessparametern, OFVB, Witterung und zyklischer Belastung auf die Verbindungsfestigkeit von TP-FKV/Stahl-Verbindungen wurden verschiedene Materialien und Methoden ausgewählt, welche folgend beschrieben werden.

3.1 Materialien

3.1.1 TP-FKV

Es wurden vier Typen glasfaserverstärkter TP-FKV untersucht. Um eine Reproduzierbarkeit der Versuchsergebnisse zu gewährleisten, wurden alle TP-FKV mit einem vergleichbaren Verstärkungsgewebe, Lagenaufbau und vergleichbaren Faservolumengehalt hergestellt bzw. von BondLaminates beschafft. Zum Einsatz kamen TP-FKV mit Polypropylen (PP-), Polyamid 6 (PA6-), Polycarbonat (PC-) und Polyphenylsulfid (PPS-) Matrix. Mit den Matrices werden typische Standard-, Technische- und Hochleistungsthermoplaste mit teilkristalliner oder amorpher Matrix berücksichtigt.

Die am IVW hergestellten TP-FKV mit PC- und PPS-Matrix wurden im Film-Stack Verfahren im Autoklav hergestellt. Hierfür wird der Film Stack, also ein Lagenaufbau aus Gewebe und Matrixpolymerfolie, zwischen zwei polierten Edelstahlblechen platziert, in einem Vakuumsack verpackt und anschließend bei Vakuum, 24 bar Atmosphärendruck zu Organoblechen verarbeitet. Die Herstelltemperaturen lagen für das GF-PC bei 280 °C und für den PPS-FKV bei 360 °C. Die Autoklavzyklen und der Film-Stack Aufbau sind im Anhang 9.1 beschrieben. Der benötigte Matrixanteil (h_{Matrix}) für die Organobleche wurde rechnerisch ermittelt. Mit dem Flächengewicht des Gewebes (600 g/m²) und der Dichte der Faser (2,55 g/cm³) wurde der FVG (φ) in Abhängigkeit der Anzahl von Gewebelagen und Laminatdicke ($h_{\text{Laminat-Soll}}$) bestimmt. Aus einer Laminatdicke von 2 mm und vier Gewebelagen resultiert ein FVG von 47,1 %, anschließend wurde der Matrixanteil errechnet:

$$h_{\text{Matrix}} = h_{\text{Laminat-Soll}} * (1 - \varphi) = 2 \text{ mm} * (1 - 0,471) = 1,058 \text{ mm} \quad 3.1$$

Gegeben war die Foliendicke der unverstärkten Polymere mit 0,2 mm. Eine Division der Matrixhöhe durch die Foliendicke ergibt die Lagenanzahl der Matrixfolie (5,29

Lagen). Dieser Wert wird auf fünf Lagen abgerundet, wodurch für h_{Laminat} aus den gegebenen Randbedingungen eine errechnete Dicke von 1,941 mm resultiert und folgend auf 2 mm gerundet wird. Daraus resultiert, dass der Laminataufbau für beide TP-FKV aus vier Gewebelagen und fünf Matrixlagen besteht. In Tabelle 3.1 werden die TP-FKV zusammengefasst vorgestellt.

Tabelle 3.1: Eigenschaften der verwendeten Organobleche

| Bezeichnung | Teplex 102 [138] | Teplex 104 [139] | GF-PC | GF-PPS |
|---|---|--------------------------------------|---|-----------------------------|
| Akronym | GF-PA6 | GF-PP | GF-PC | GF-PPS |
| Matrixpolymer | Polyamid 6 | Polypropylen | Polycarbonat | Polyphenylensulfid |
| Typ Matrixpolymer | Technischer Thermoplast | Standard Thermoplast | Technischer Thermoplast | Hochleistungs-thermoplast |
| Hersteller | - | - | Bayer [140] | Chevron Phillips LLC [141] |
| Kristallinität | teilkristallin | teilkristallin | amorph | teilkristallin |
| Zur Herstellung verwendete Polymerfoliendicke | - | - | 200 μm | 200 μm |
| Laminatdicke | 1,5 und 2 mm | 2 mm | | |
| Faserstruktur | Glasfasergewebe; Körper 2/2; 600 g/m^2 ; 1200 Tex | | | |
| Gewebelagen | 4 | | | |
| Hersteller Gewebe | - | - | OCV Technical Fabrics [142] | OCV Technical Fabrics [142] |
| Laminathersteller | Bond-Laminates | Bond-Laminates | IVW GmbH | IVW GmbH |
| Schmelztemperatur Matrixpolymer | 220 $^{\circ}\text{C}$ (ISO 11357-3) | 165 $^{\circ}\text{C}$ (ISO 11357-3) | 220-230 $^{\circ}\text{C}$ [143] (Schmelzbereich) | 280 $^{\circ}\text{C}$ |
| FVG | 47 % | 47 % | 48,5 % | 48,5 % |

Um die Imprägnierqualität der Eingangsmaterialien zu bestimmen, wurden von ihnen Schliffbilder angefertigt. Diese werden in Abbildung 3.1 vorgestellt.

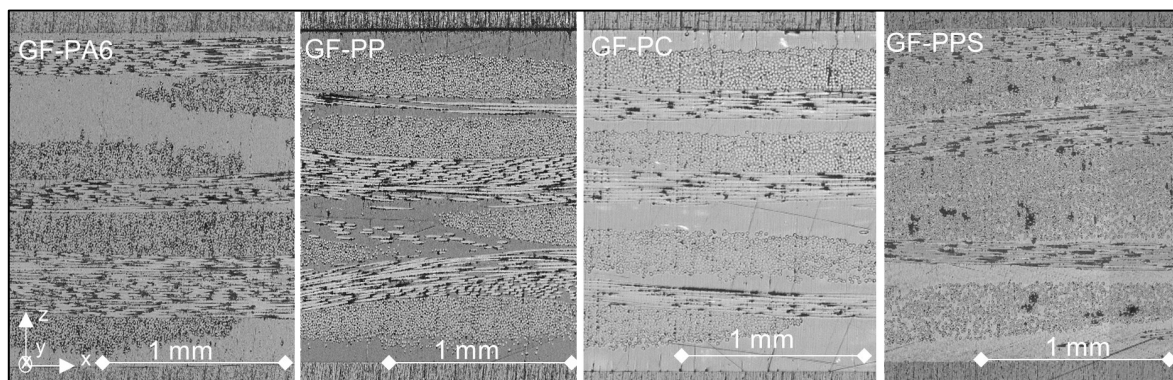


Abbildung 3.1: Schliffbilder der Organobleche für die folgenden Untersuchungen

Es ist zu sehen, dass das GF-PA6 vollständig konsolidiert ist und mit 0,3 % nur sehr wenig Poren vorhanden sind. Das GF-PP hat mit 0,3 % Porenanteil ebenfalls nur vereinzelt kleine Poren im Laminat. Im GF-PC ist ein Porengehalt von 0,1 % und in

dem GF-PPS von 1,8 % festzustellen. Aufgrund der geringen Porengehalte wird kein negativer Einfluss erwartet, spielt aber eine Rolle bei der Analyse der TP-FKV/Stahl-Verbindungen. Der Porenanteil wurde mittelst Schwellwertanalyse ermittelt.

3.1.2 Stahl

Stähle mit der Werkstoffnummern 1.0330 und 1.0338 wurden verwendet. Die mechanischen Kennwerte und Legierungsbestandteile der kaltgewalzten Stähle sind sehr ähnlich und in Tabelle 3.2 zusammengefasst. Initial wurde beabsichtigt die Studien ausschließlich mit 1.0338 Stahl durchzuführen. Aufgrund von Beschaffungsschwierigkeiten musste jedoch im Verlauf auf 1.0330 zurückgegriffen werden. Beide Legierungen werden aufgrund der vergleichbaren Materialeigenschaften als äquivalent angesehen. Um zu zeigen, dass die Legierungen bei Zug-Scher-Versuchen keinen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit haben, wurde eine ergänzende Versuchsreihe durchgeführt, die im Anhang 9.2 vorgestellt wird.

Tabelle 3.2: Werkstoffeigenschaften von Stahl 1.0330 [144] und 1.0338 [145]

| Werkstoffeigenschaft | Stahl 1.0330 | Stahl 1.0338 |
|-----------------------|--|--|
| Streckgrenze R_{el} | 280 MPa | 210 MPa |
| Zugfestigkeit R_m | 270 – 410 MPa | 270 – 350 MPa |
| Bruchdehnung A_{80} | 28 % | 38 % |
| Legierung | C < 0,12 %; P < 0,045 %; S < 0,045 %; Mn < 0,6 % | C < 0,08 %; P < 0,03 %; S < 0,03 %; Mn < 0,4 % |
| Dicke | 1 mm | 1 mm |

3.2 Probenvorbereitung

3.2.1 Stahl Oberflächenvorbehandlung

Die Stahlproben wurden mit zwei unterschiedlichen Verfahren oberflächenvorbehandelt. Dies waren entweder Laserstrukturieren (Strukturabstand 0,3 mm oder 0,6 mm) oder Beschichten mit Köratac HL400 [146] bzw. Köratac HL403 [147] Haftvermittler. Die Akronyme sind in Tabelle 3.3 erläutert.

Tabelle 3.3: Oberflächenvorbehandlung (OFVB) metallische Fügepartner

| Akronym | Werkstoff | OFVB | Anmerkung |
|---------|--------------------|------------------------------------|--|
| LS0,3 | Stahl 1.0338; 1 mm | Verzinkt, laserstrukturiert 0,3 mm | Tropfenform |
| LS0,6 | Stahl 1.0338; 1 mm | Verzinkt, laserstrukturiert 0,6 mm | Tropfenform |
| HL400 | Stahl 1.0330; 1 mm | Haftvermittler Köratac HL400 | Schichtdicke 10 $\mu\text{m}_{\text{trocken}}$ |
| HL403 | Stahl 1.0330; 1 mm | Haftvermittler Köratac HL403 | Schichtdicke 7 $\mu\text{m}_{\text{trocken}}$ |
| HL400* | Stahl 1.0338; 1 mm | Haftvermittler Köratac HL400 | Schichtdicke 10 $\mu\text{m}_{\text{trocken}}$ |
| HL403* | Stahl 1.0338; 1 mm | Haftvermittler Köratac HL403 | Schichtdicke 7 $\mu\text{m}_{\text{trocken}}$ |

Laserstrukturierung

Die Laserstrukturierung wurde linienförmig, senkrecht zur Lastrichtung eingebracht (Abbildung 3.2). Hierfür wurde ein wassergekühlter IPG 1000 W Singlemode-Faserlaser mit einer Wellenlänge von 1064 nm verwendet. Die Optik hat eine Fokusslänge von 330 mm und der Laserpunkt einen Radius von 20 μm . Bei der Strukturierung verfährt der Laser mit fünf Wiederholungen über den Probekörper, wodurch eine tropfenförmige Struktur der Kavitäten entsteht, was beim späteren Fügeprozess einen Formschluss begünstigt. Es wurden zwei Strukturierungsabstände, 0,3 mm und 0,6 mm zwischen den Kavitäten hergestellt. Der Strukturierungsprozess ist in [121] detailliert beschrieben.

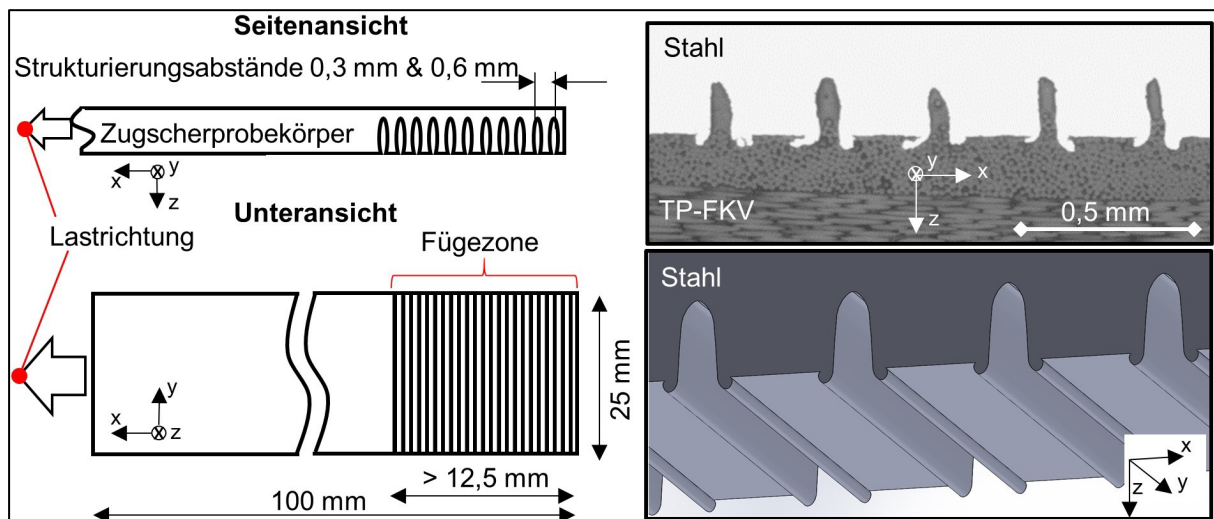
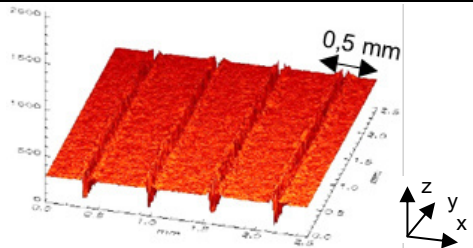
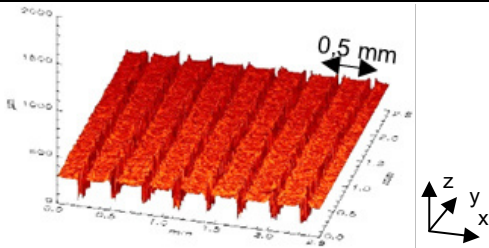
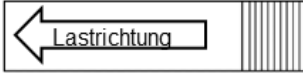
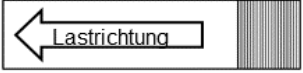


Abbildung 3.2: Laserstrukturierte Stahlprobekörper

Die laserstrukturierte Oberfläche wurde mit einem Weißlichtprofilometer ('MicroProf' von Fa. Fries Research Technology, FRT) hinsichtlich Oberflächenrauigkeiten nach DIN EN ISO 4287 charakterisiert. Das Weißlichtprofilometer hat eine laterale Auflösung von 1 μm und eine Höhenauflösung von 3 nm. Tabelle 3.4 zeigt die Ergebnisse der Weißlichtprofilometeraufnahmen. Dargestellt sind eine geplottete Oberfläche und die dazugehörigen Rauheitswerte, die einen Mittelwert und eine Standardabweichung aus zehn Messungen darstellen.

Tabelle 3.4: Oberflächencharakterisierung Laserstrukturierung

| Stahl | | 1.0338 | |
|----------------------|---|--|--|
| OFVB | Laserstrukturierung, 0,6 mm Strukturabstand | Laserstrukturierung, 0,3 mm Strukturabstand | |
| Dicke | 1 mm | 1 mm | |
| Oberflächenrauigkeit | R _a : 15,53±1,5 µm R _z : 157,4±19,4 µm | R _a : 35,51±1,7 µm R _z : 235,5±13,4 µm | |
| Akronym | LS0.6 | LS0.3 | |
| Oberflächenscan |  |  | |
| Strukturrichtung |  |  | |

Beschichten mit Haftvermittler

Die Haftvermittler Köratac HL400 und Köratac HL403 von Fa. Chemische Fabrik Kömmerling GmbH sind zum Fügen mit Polypropylen optimiert. Substrate, auf die der Haftvermittler eingebrannt wird, sind in der Regel Aluminium oder Stahl. Die Haftvermittler wurden primär für Beschichtungsprozesse im Coil-Coating-Verfahren entwickelt. Beide Haftvermittler basieren auf Epoxidharz und bilden sowohl physikalische als auch chemische Verbindungen. Die chemische Verbindung erfolgt beim Einbrennen an das Metall nach dem Beschichten durch den Epoxid-Grundstoff der Haftvermittler. Vor dem Einbrennen werden die Stahlbleche mit Methyl-Ether-Keton (MEK) gereinigt. Eine physikalische Verbindung mit dem Matrixpolymer erfolgt beim Fügen.

Um den Einfluss der Haftvermittlerschichtdicke zu untersuchen wurden Stahlproben mit unterschiedlichen Rakeln (Rx) mit Köratac HL400 oder Köratac HL403 beschichtet, gemäß Datenblatt eingebrannt und anschließend induktiv mit GF-PA6 bzw. GF-PP gefügt. Je Haftvermittler wurden drei verschiedene Schichtdicken hergestellt. Bevor die Probekörper gefügt wurden, wurde die Schichtdicke mit einem Schichtdickenmessgerät von Fa. ElektroPhysik, Modell „MiniTest730“ geprüft. Das Messgerät hat einen Multi-Sensor für ferromagnetische Substrate (F-Sensor, arbeitet magnetisch-induktiv) und leitende Nichteisen-Substrate (N-Sensor, arbeitet mit Wirbelstrom). Nach dem Referenzieren des Messgerätes wurde die Schichtdicke nach

DIN EN ISO 2808:2019-12, *Beschichtungsstoffe - Bestimmung der Schichtdicke (ISO 2808:2019)* bestimmt, die Ergebnisse sind in Abbildung 3.3 dargestellt.

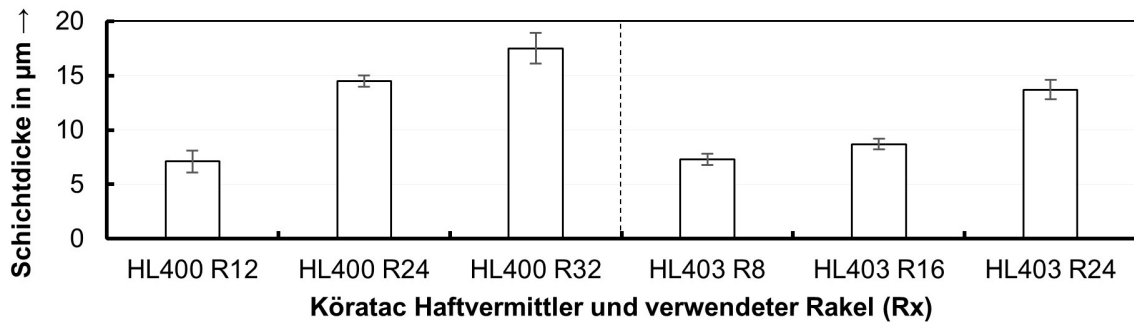


Abbildung 3.3: Schichtdicken zur Untersuchung des Einflusses auf die Verbindungsfestigkeit

Höhere Schichtdicken konnten nicht untersucht werden, da sonst die Haftvermittler nach dem Aufrakeln beim Einbrennen Blasen bilden.

Zur Bestimmung der Temperaturbeständigkeit der verwendeten Haftvermittler wurden **thermogravimetrische Analysen (TGA)** durchgeführt. Bei der TGA wird die Masse der Probe während einer linearen Erhöhung der Temperatur über die Zeit aufgezeichnet. Die Versuchsdurchführung erfolgt in diesem Fall in einer kontrollierten Atmosphäre mit Luft. Wird die Masseabnahme bezogen auf die Zeit dargestellt, resultiert dies in einer thermischen Zersetzungskurve. Bei einer TGA können Phänomene detektiert werden, die mit einer Masseänderung einhergehen. Diese Masseänderungen können durch physikalische (wie z. B. Verdampfung) oder chemische Effekte (z. B. Reduktion oder Oxidation) hervorgerufen werden. [148, 149]

Die Haftvermittler Köratac HL400 und Köratac HL403 wurden mit einer Aufheizrate von 10 K/min bis zu einer Temperatur von 500 °C bei Umgebungsluft geprüft. Untersuchungen in einer anderen Atmosphäre wurden ausgeschlossen, da diese für die Untersuchung des induktiven Fügeprozesses irrelevant sind. Die auf die Masse normierten Ergebnisse sind in Abbildung 3.4 dargestellt.

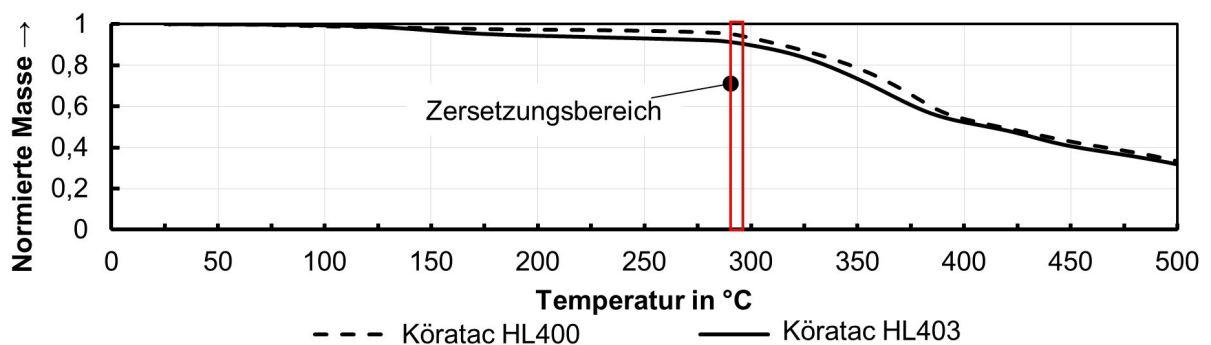


Abbildung 3.4: TGA Köratac HL400 und HL403

Ab einer Temperatur von 292 °C ist bei Köratac HL400 ist eine stärkere Abnahme (> 10 %) der Masse zu verzeichnen. Der stärkere Abfall lässt auf Zersetzungsreaktionen schließen. Köratac HL403 hat einen deutlichen Masseabfall ab einer Temperatur von ca. 286 °C und liegt damit in einem ähnlichen Bereich wie Köratac HL400. Die Eigenschaften der Haftvermittler Köratac HL400 und HL403 aus den Datenblättern sowie der TGA sind in Tabelle 3.5 zusammengefasst.

Tabelle 3.5: Eigenschaften Köratac HL400 und HL403 [146, 147]

| Haftvermittler | Köratac HL400 | Köratac HL403 |
|--|---------------------------|---------------------------|
| Dichte | | |
| - nass | 1,00 g/cm ³ | 0,95 g/cm ³ |
| - trocken | 1,08 g/cm ³ | 1,02 g/cm ³ |
| Feststoffgehalt | | |
| - nach Gewicht | 37,5 % | 29,6 % |
| - nach Volumen | 34,5 % | 28 % |
| Viskosität | | |
| - DIN EN ISO 2431 Auslaufbecher [150] | 100 s | 30 s |
| - kinematisch | 452,48 mm ² /s | 122,02 mm ² /s |
| - dynamisch | 452,48 mPa*s | 115,9 mPa*s |
| Kaschiertemperatur (PMT) | 224 °C, 60 s | 210 – 241 °C, 60 s |
| Zersetzungstemperatur T_z in °C (TGA) | 292 °C | 286 °C |

Die Fügetemperatur der TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit einer Haftvermittler-OFVB sollte so gewählt werden, dass die Haftvermittler-Zersetzungstemperatur höher ist.

3.2.2 Herstellung TP-FVK/Stahl-Verbindungen

Alle Zug-Scher-Probekörper wurden mit dem gleichen Versuchsaufbau zum Herstellen von TP-FKV/Stahl-Verbindungen hergestellt. Verwendet wurde ein Prüfstand zum diskontinuierlichen Induktionsschweißen, der in Abbildung 3.5 dargestellt ist.

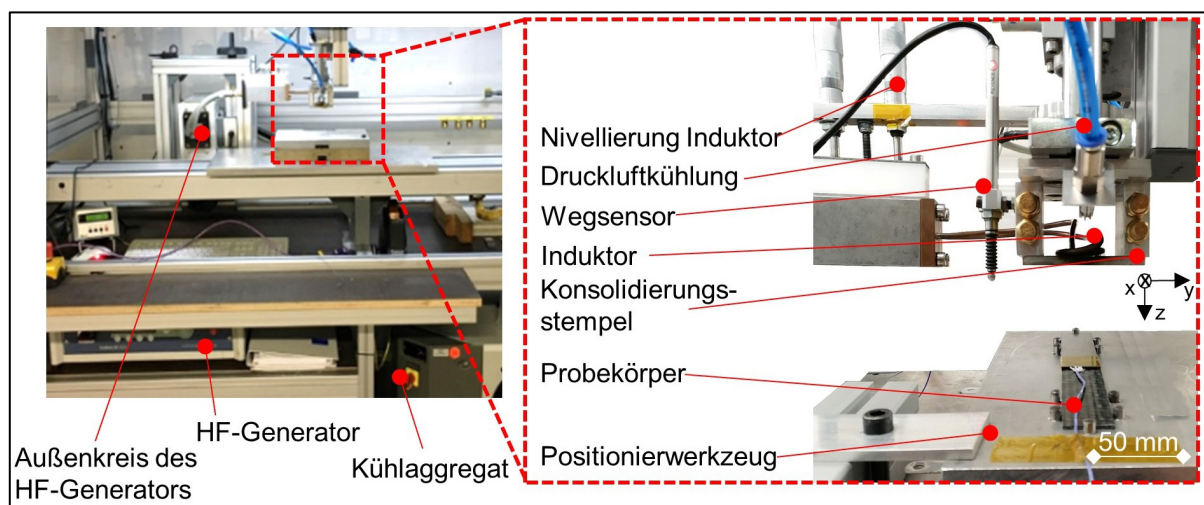


Abbildung 3.5: Prüfstand diskontinuierliches induktives Fügen

Für die Versuche wurde ein Pfannkucheninduktor mit einem Durchmesser von 35 mm verwendet. Das EM Wechselfeld mit einer Frequenz von ca. 360 kHz wurde durch einen Hochfrequenzgenerator (HF-Generator) „TrueHeat HF 5010“ der TRUMPF Hüttinger GmbH & Co. KG erzeugt. Die maximale Ausgangsleistung des Generators beträgt 10 kW, der maximale Strom am Induktor 260 A, bei einer maximalen Spannung 1500 V. Der Frequenzbereich liegt zwischen 50 und 800 kHz. Um eine genaue Analyse des Fügewegs gewährleisten zu können, wurde ein Wegmesssensor von KEYENCE Corporation, Modell GT2-P12, mit einer Auflösung von 0,5 µm und einem Messbereich von 12 mm verwendet. Der Wegsensor wurde unmittelbar neben den Probekörpern angebracht, um möglichst direkt den Messweg aufzeichnen zu können. Um ein Verrutschen der Probekörper zu vermeiden wurden sie vor jedem Fügen mit Polyimidklebeband fixiert und in das Positionierwerkzeug eingelegt. In die Fügezone wurde vor jedem Fügen ein Thermoelement (Typ E) eingebracht, mit dem die Temperatur die in der Fügezone gemessen wurde. Die Stahlprobe ist immer dem Induktor zugewandt, wodurch die primäre Wärmegenerierung auf der induktorzugewandten, unstrukturierten Stahlprobenseite entsteht. Infolge der isotropen Wärmeleitungseigenschaften des Metalls homogenisiert sich die Temperaturverteilung in der In-Plane- und Dickenrichtung der Stahlprobe in der Fügezone. Die laserstrukturierten Stahlprobekörper und die TP-FKV Probekörper wurden unmittelbar vor dem Fügen mit Isopropanol entfettet. Die mit Haftvermittler beschichteten Stahlproben wurden mit einem trockenen Tuch gründlich abgewischt, da nicht ausgeschlossen werden kann, dass das Isopropanol die Haftvermittler verändert. Die Zug-Scher-Proben wurden gemäß DIN 1465 mit einer Überlappung von 12,5 x 25 mm² gefügt. Eine Prinzipskizze des Versuchsaufbaus ist in Abbildung 3.6 dargestellt.

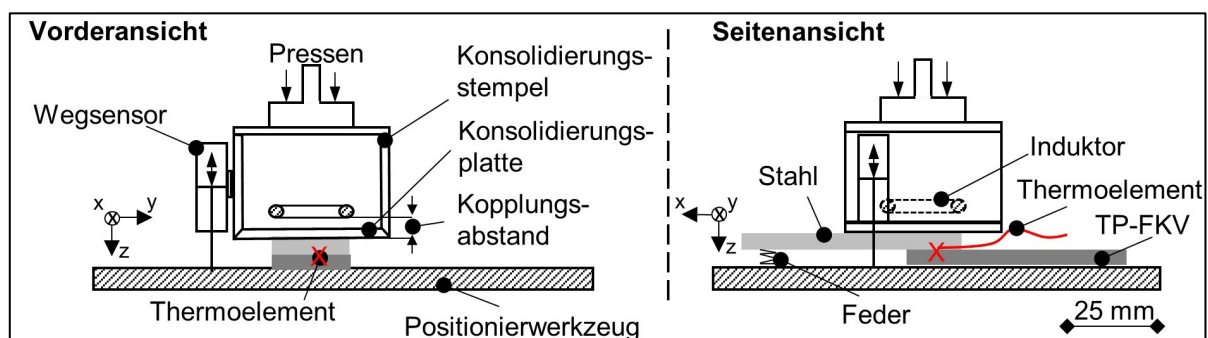


Abbildung 3.6: Skizze Versuchsaufbau diskontinuierliches induktives Fügen

Alle TP-FKV/Stahl-Verbindungen wurden mit dem gleichen Kopplungsabstand und ohne Veränderung der Probenpositionierung hergestellt. Um ein Kippen der Stahlprobe zu vermeiden, wurde diese durch eine Feder im Positionierwerkzeug gestützt.

Versuchsdurchführung

Ein Beispiel für ein Prozessdiagramm zum diskontinuierlichen isobaren induktiven Fügen ist in Abbildung 3.7 dargestellt.

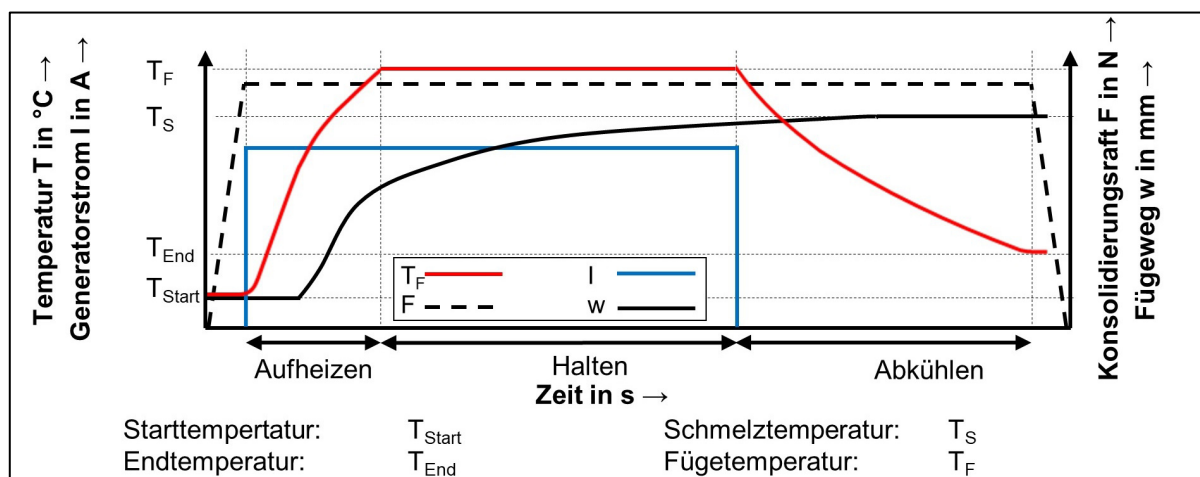


Abbildung 3.7: Prozessdiagramm diskontinuierliches induktives Fügen

Zu Beginn des induktiven Fügeprozesses appliziert der Konsolidierungstempel eine konstante Konsolidierungskraft auf die Probekörper und hält diese während dem Prozess konstant. Sobald die Konsolidierungskraft erreicht wurde, wird der HF-Generator eingeschaltet und so der Stahl-Probekörper aufgeheizt. Wegen der Wärmeleiteigenschaften des Stahls wird die entstandene Wärmeenergie in Dickenrichtung zur Fügezone transportiert und die Schmelztemperatur des in Kontakt stehenden TP-FKV überschritten. Aufgrund des konstant anliegenden Konsolidierungsdrucks und dem schmelzflüssigen Aggregatzustand des Matrixpolymers wird dieses aus der Fügezone verdrängt. Dies resultiert in einer Dickenabnahme der TP-FKV/Stahl-Verbindung, dem Fügeweg. Bei jedem Fügen wurde die Zieltemperatur für eine definierte Haltezeit gehalten. Dies trägt zusätzlich zur Homogenisierung der Temperatur bei. Nach der Haltezeit wurde der Generator ausgeschaltet und die Probekörper aktiv mit Druckluft gekühlt. Hierfür wurde eine Druckluftdüse in Kombination mit einem steuerbaren Ventil verwendet. Bei allen Versuchen wurden die Proben mit einem Luftstrom von 30 % gekühlt.

Der Fügeweg w ist definiert als Dickenänderung, die während des Fügeprozesses durch die Kompaktierung und den Schmelzaustrieb entsteht. Er wird so errechnet, dass von der Dicke der Ausgangsmaterialien $s_{\text{Vor dem Fügen}}$ die Dicke der TP-FKV/Stahl-Verbindung nach dem Fügen $s_{\text{Nach dem Fügen}}$ subtrahiert wird. Ein charakteristischer Verlauf eines Fügeweges in Abhängigkeit von der Fügetemperatur und der Prozesszeit ist in Abbildung 3.8 dargestellt.

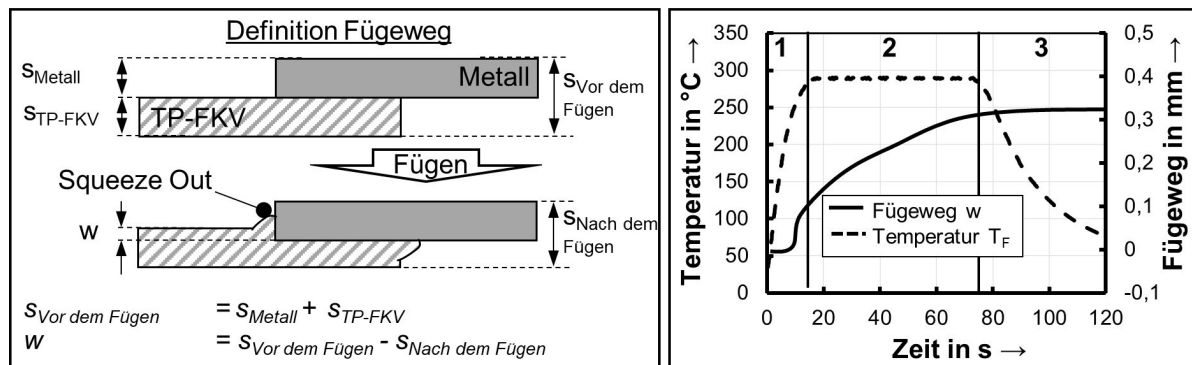


Abbildung 3.8: Definition Fügeweg und beispielhaftes Prozessdiagramm

In Bereich 1 wird das Metall induktiv aufgeheizt, bis in Bereich 2 die Fügetemperatur oberhalb der Schmelztemperatur für eine definierte Zeit gehalten wird. Sobald die Schmelztemperatur des Matrixpolymers überschritten ist, steigt der Fügeweg. Beim Abkühlen in Bereich 3 bleibt der Fügeweg ab unterschreiten der Schmelztemperatur und somit erstarrten Matrixpolymer konstant. Beim gewählten Versuchsaufbau ist der Messweg eine Zusammensetzung aus Fügeweg und weiteren Längenänderungen, die mit aufgezeichnet werden. Die weiteren Längenänderungen können z. B. auf Setzeffekte, Wärmedehnungen usw. zurückgeführt werden.

Anpassung des Prüfaufbaus zum weggesteuerten Fügen

Um den Einfluss des Fügewegs auf die Verbindungsfestigkeit untersuchen zu können, wurde er durch Abstandshalter neben den Fügepartnern eingestellt, wodurch eine präzise Einstellung des Fügewegs möglich ist. Ferner wird untersucht, ob ein rein fügeweggesteuerter, isochorer Prozess möglich ist. Um Dickenschwankungen, z. B. durch die Organoblechherstellung zu berücksichtigen, wurden alle Proben vor und nach dem Fügen mit einer Bügelmessschraube vermessen. Der mit den Abstandshaltern angepasste Versuchsaufbau ist in Abbildung 3.9 dargestellt.

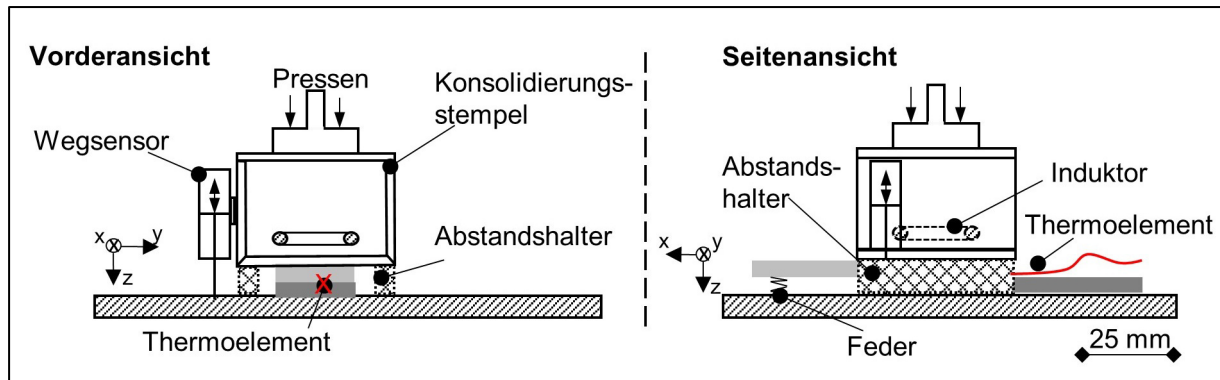


Abbildung 3.9: Angepasster Prüfstand zum fÜgweggesteuerten Fügen

3.2.3 Zug-Scher-Probengeometrie

Eine gängige Norm zur Bestimmung der Verbindungsfestigkeit einfach überlappender Zug-Scher-Proben ist die DIN EN 1465 *Klebstoffe – Bestimmung der Zugscherfestigkeit hochfester Überlappungsklebung*. Da in den durchgeführten Studien das Matrixpolymer des TP-FKV quasi die Funktion eines Klebstoffs übernimmt, kann auch eine Analogie zu den thermisch gefügten Probekörpern hergestellt werden, welche in anschließend in Anlehnung an DIN 1465 geprüft werden. Diese Herangehensweise ist typisch für TP-FKV/Metall-Verbindungen und wird in vielen Forschungsarbeiten herangezogen [74, 80, 151]. Die Probengeometrie ist in Abbildung 3.10 dargestellt. Abbildung 3.10 zeigt auch die Position eines Thermoelements, das die Temperatur während den Versuchen misst.

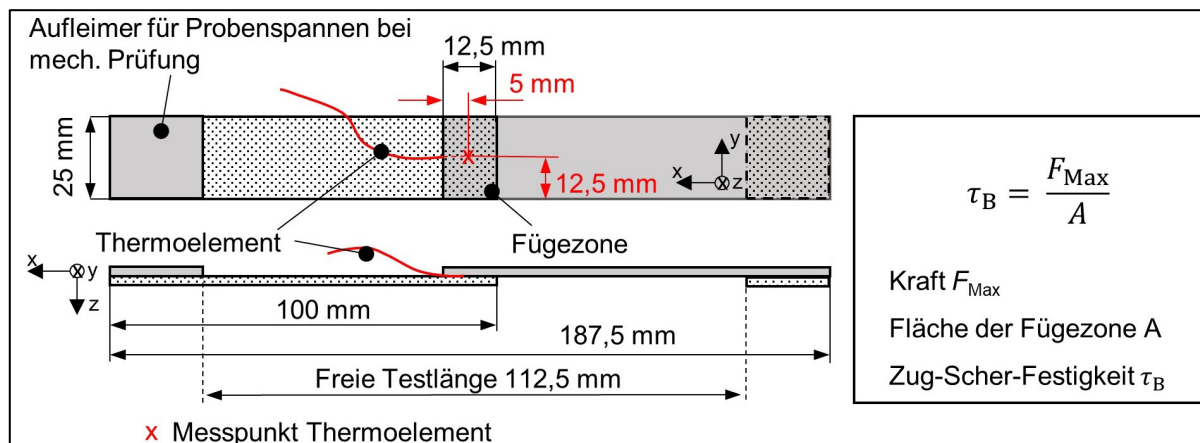


Abbildung 3.10: Abmaß einer einfachen Überlappverbindung in Anlehnung an DIN EN 1465

Die ermittelten Kennwerte sind nur bedingt zur konstruktiven Auslegung von TP-FKV/Stahl-Bauteilen geeignet, wofür weitere mechanische Charakterisierungsmethoden herangezogen werden müssen. [33] Dies ist darauf zurückzuführen, dass im Lebenszyklus von TP-FKV/Stahl-Bauteilen in der Regel

komplexe Lastfälle auftreten, die mit einer einfachen Überlappverbindung nicht abgebildet werden können. Ferner entstehen bei einfach überlappenden Zug-Scher-Proben während der Prüfung infolge der exzentrisch angreifenden Last, Momente in der Verbindung. Dies führt zu einer Verformung der Fügezone bei der Prüfung und somit zu einer Biegeüberlagerung. Die Verformung führt wiederum zum Induzieren von Schäl- und Normalkräften und somit lokalen Spannungsspitzen. [33, 152] Die unterschiedlichen Lastfälle sind zusammengefasst in Abbildung 3.11 dargestellt. [153]

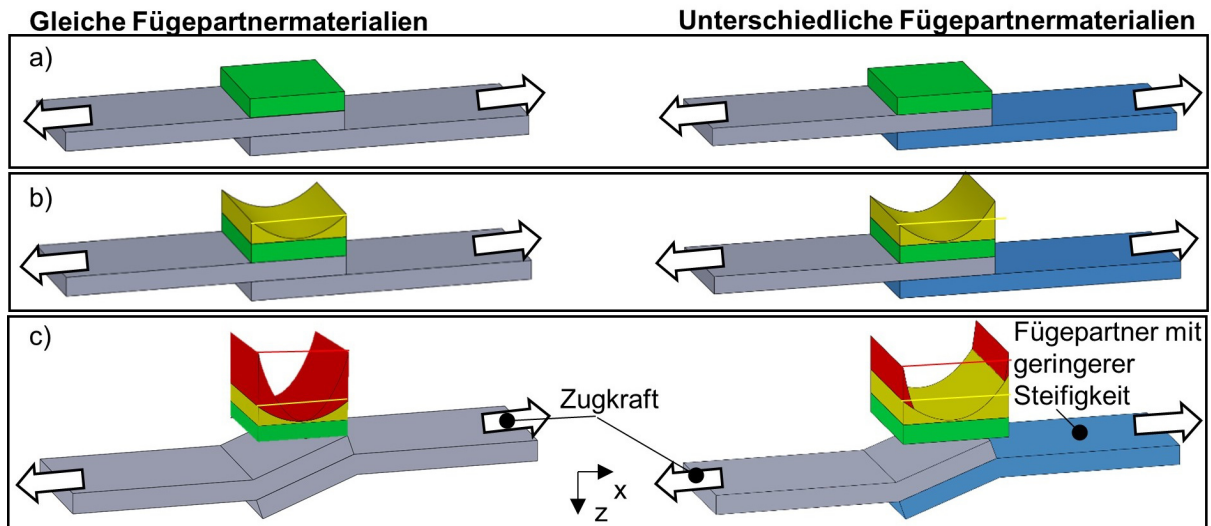


Abbildung 3.11: Zug-Scher-Spannungsverlauf in der Fügezone bei a) unendlich steifen Fügepartnern, b) unendlich biegesteifen Fügepartnern und c) realitätsnahen Verhältnissen; überarbeitet in Anlehnung an [153, 154]

In Abbildung 3.11 sind typische Spannungsverläufe für einfach überlappende Zug-Scher-Probekörper aus gleichen und ungleichen Materialien dargestellt. Die Zug-Scherspannung setzt sich aus der Scherspannung (σ_{xz}) und Zugspannung (σ_{zz}) zusammen. Unter der Annahme unendlich steifer Fügepartner treten sowohl für die gleichen als auch hybriden Verbindungen homogene Scherspannungsverteilungen auf. Unter Berücksichtigung der Materialdehnung entstehen Scherspannungsspitzen an den Rändern der Fügezone, was auf die größte Dehnung in den Bereichen zurückzuführen ist. Bei der Hybridverbindung sind die Scherspannungsspitzen asymmetrisch und haben höhere Spannungen an der Seite, an der sich der Probekörper mit der geringeren Steifigkeit befindet. Wird die Biegeüberlagerung mit einbezogen, entstehen zusätzliche Spannungen infolge von Schälkräften, die sich bei den gleichen Probenmaterialien an beiden Rändern der Fügezone symmetrisch abzeichnen. Bei den Hybridverbindungen entstehen infolge der geringeren

Längsdehnung des steiferen Materials auf der Seite des steiferen Materials höhere Schälspannungen am Probenrand. [153, 154]

3.3 Versuchsplan

3.3.1 Nomenklatur

In diesem Kapitel wird der Versuchsplan zur Herstellung der TP-FKV/Stahl-Probekörper vorgestellt. Basierend auf dem Versuchsplan können die Einflüsse der Prozessparameter, OFVB, Witterung und Dauerfestigkeit ermittelt werden. Zur besseren Identifikation der verwendeten Prozessparameter und Materialkombinationen werden die Probekörper wie folgt gekennzeichnet:

Metallseitige Oberflächenvorbehandlung/TP-FKV/Fügetemperatur

Beispiel: *LS0,3/GF-PP/180/ib*

= Laserstrukturierung der Metalloberfläche mit Strukturabstand **0,3** mm, gefügt mit glasfaserverstärktem Polypropylen bei einer Temperatur von **180** °C, *isobar* gefügt

Die Konsolidierungskraft ist bei dieser Nomenklatur nicht berücksichtigt, da dieser bei den meisten Versuchen mit 300 N identisch war. Die Abweichungen werden in der betreffenden Versuchsreihe gekennzeichnet. Der Generatorstrom war bei allen Versuchen 10 A. Wurden die Probekörper ohne Abstandshalter gefügt, wodurch über die gesamte Prozesszeit die Konsolidierungskraft auf die Fügezone wirkt, liegt eine isobare Konsolidierung vor. Bei der Verwendung von Abstandshaltern wirkt ab Erreichen des Zielfügewegs die Konsolidierungskraft auf die Abstandshalter. Es findet keine Konsolidierung der Fügezone mehr statt, die Fügewegsteuerung führt im Prozess zu einem isochoren (Probenkennzeichnung: *isochor: ic*) Zustand in der Fügezone

3.3.2 Analyse des Messwegverlaufs

Zur Analyse des transienten Messwegverlaufs wurden keine Abstandshalter verwendet. Der Versuchsplan zu den untersuchten Materialkombinationen, OFVB und Prozessparametern ist in Tabelle 3.6 dargestellt. Anders als bei den übrigen Versuchsplänen dieses Unterkapitels beträgt die Haltezeit der Fügetemperatur 60 s, da so besser Einflüsse auf den Messwegverlauf identifiziert werden können.

Tabelle 3.6: Versuchsübersicht zur Analyse des Messwegverlaufs

| Akronym | TP-FKV | Oberflächen- vorbehandlung (OFVB) | Fügetemperatur T_F in °C | Konsolidier- ungskraft in N |
|------------------------|--------|--------------------------------------|-------------------------------|--------------------------------|
| LS0,3/GF-PP/ T_F /ib | GF-PP | Laserstrukturiert 0,3 mm | 180; 210; 240 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PC/ T_F /ib | GF-PC | Laserstrukturiert 0,3 mm | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| OS/GF-PP/210/ib | GF-PP | Ohne OFVB | 210 | isobar 300 |
| OS/GF-PC/255/ib | GF-PC | Ohne OFVB | 255 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PP/210/ib | GF-PP | Laserstrukturiert 0,3 mm | 210 | isobar 100 |
| LS0,3/GF-PC/255/ib | GF-PC | Laserstrukturiert 0,3 mm | 255 | isobar 100 |
| LS0,3/PP/210/ib | PP | Laserstrukturiert 0,3 mm | 210 | isobar 300 |
| LS0,3/PC/230/ib | PC | Laserstrukturiert 0,3 mm | 230 | isobar 300 |

3.3.3 Einfluss des Fügewegs auf die Zug-Scher-Festigkeit

Zur Untersuchung des Einflusses des Fügewegs auf die ZSF wurden Abstandhalter verwendet, wodurch bei Erreichen des Zielfügewegs die Konsolidierungskraft über die Abstandhalter dissipiert und somit ein isochores (ic) Fügen vorliegt. Die Intervalle, um die der Fügweg variiert wurde betragen 0,03 mm. Der Versuchsplan zu dem ffügeweggesteuerten Fügen ist in Tabelle 3.7 dargestellt.

Tabelle 3.7: Versuchsübersicht zum untersuchen des Einflusses des Fügewegs auf die ZSF

| Akronym | TP-FKV | Oberflächenvorbehandlung (OFVB) | Füge- temperatur T_F in °C | Konsoli- dierungs- kraft in N |
|----------------------|--------|------------------------------------|------------------------------------|-------------------------------------|
| HL400*/GF-PA6/280/ic | GF-PA6 | Haftvermittler Köratac HL400 | 280 | isochor 300 |
| HL400*/GF-PP/240/ic | GF-PP | Haftvermittler Köratac HL400 | 240 | isochor 300 |
| HL403*/GF-PA6/280/ic | GF-PA6 | Haftvermittler Köratac HL403 | 280 | isochor 300 |
| HL403*/GF-PP/240/ic | GF-PP | Haftvermittler Köratac HL403 | 240 | isochor 300 |
| LS0,3/GF-PA6/290/ic | GF-PA6 | Laserstrukturiert 0,3 mm | 290 | isochor 300 |
| LS0,6/GF-PA6/290/ic | GF-PA6 | Laserstrukturiert 0,6 mm | 290 | isochor 300 |

3.3.4 Einfluss der Fügetemperatur, Witterung und Wechsellasten auf die ZSF

Für alle Materialkombinationen wurden die idealen Fügetemperaturen hinsichtlich Verbindungsfestigkeit ermittelt. Für jede Materialkombination aus TP-FKV und oberflächenvorbehandeltem Stahl wurden drei Fügetemperaturen untersucht. Eine Ausnahme stellt die Materialkombination aus Haftvermittler und GF-PPS dar, bei der nur eine Temperatur von 300 °C betrachtet wurde, da sich die Schmelztemperatur von PPS (280 °C) und die Zersetzungstemperaturen der Haftvermittler (ca. 290 °C, vgl Kapitel 3.2.1) überschneiden. Der Versuchsplan zu den untersuchten Fügetemperaturen ist in Tabelle 3.8 dargestellt.

Tabelle 3.8: Versuchsübersicht zum untersuchen des Einflusses von Füge­temperatur, Witterung und Wechsellasten auf die ZSF

| Akronym | TP-FKV | Oberflächenvorbehandlung (OFVB) | Füge­temperatur T_F in °C | Konsoli­dierungs­kraft in N |
|-------------------------|--------|---------------------------------|-----------------------------|-----------------------------|
| HL400/GF-PA6/ T_F /ib | GF-PA6 | Haftvermittler Köratac HL400 | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| HL400/GF-PP/ T_F /ib | GF-PP | Haftvermittler Köratac HL400 | 180; 210; 240 | isobar 300 |
| HL400/GF-PC/ T_F /ib | GF-PC | Haftvermittler Köratac HL400 | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| HL400/GF-PPS/ T_F /ib | GF-PPS | Haftvermittler Köratac HL400 | 300 | isobar 300 |
| HL403/GF-PA6/ T_F /ib | GF-PA6 | Haftvermittler Köratac HL403 | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| HL403/GF-PP/ T_F /ib | GF-PP | Haftvermittler Köratac HL403 | 180; 210; 240 | isobar 300 |
| HL403/GF-PC/ T_F /ib | GF-PC | Haftvermittler Köratac HL403 | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| HL403/GF-PPS/ T_F /ib | GF-PPS | Haftvermittler Köratac HL403 | 300 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PA6/ T_F /ib | GF-PA6 | Laserstrukturiert 0,3 mm | 230; 260; 290 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PP/ T_F /ib | GF-PP | Laserstrukturiert 0,3 mm | 180; 210; 240 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PC/ T_F /ib | GF-PC | Laserstrukturiert 0,3 mm | 230; 255; 280 | isobar 300 |
| LS0,3/GF-PPS/ T_F /ib | GF-PPS | Laserstrukturiert 0,3 mm | 300; 340; 360 | isobar 300 |
| ADH/GF-PA6/1.0330 | GF-PA6 | Keine OFVB (Entfetten) | | andrücken |
| ADH/GF-PP/1.0330 | GF-PP | Keine OFVB (Entfetten) | | andrücken |
| ADH/GF-PC/1.0330 | GF-PC | Keine OFVB (Entfetten) | | andrücken |
| ADH/GF-PPS/1.0330 | GF-PPS | Keine OFVB (Entfetten) | | andrücken |

Die niedrigsten Füge­temperaturen wurden so gewählt, dass sie 10-20 °C über der Schmelztemperatur, bzw. bei PC oberhalb des Schmelzbereiches der Matrixpolymere liegen. Die mittlere Füge­temperatur orientiert sich an der idealen Füge­temperatur für Thermoplastverbindungen nach [41] (50 K über der Schmelztemperatur für teilkristalline TP) und 100 K oberhalb von T_g für amorphe TP [42]. Die höchste Füge­temperatur liegt ca. 20-30 °C über der mittleren Temperatur. Die TP-FKV/Stahl-Verbindungen einer Materialkombination mit denen die höchsten Verbindungs­festigkeiten erreicht werden, werden für Klimawechseltests und Dauer­festigkeits­untersuchungen verwendet. Zum Einordnen der ermittelten Festigkeiten wurde eine Benchmarkstudie mit einem Klebstoff für Kunststoffe und Metalle durchgeführt.

3.4 Anlagen und Methoden zur Analyse der Verbindungs­festigkeit

3.4.1 Quasi-statische Versuche

Nach dem Herstellen der TP-FKV/Stahl-Probekörper wurden die Verbund­festigkeit durch Zug-Scher-Versuche in Anlehnung an DIN 1465 bestimmt. Zum Einsatz kamen zwei Universalprüfmaschinen, Zwick 1485 oder 1474. Die Prüfkraft wird an der Traverse gemessen, die freie Proben­prüflänge war 112,5 mm, die Prüfgeschwindigkeit 1 mm/min. Als Proben­klemmung wurde eine hydraulische Spannvorrichtung verwendet. Um unerwünschte Spannungen in den Zug-Scher-Proben durch die

Spannvorrichtung zu vermeiden, wurden Aufleimer mit der gleichen Dicke wie die Fügepartner verwendet. Der Versuchsaufbau ist Abbildung 3.12 in dargestellt

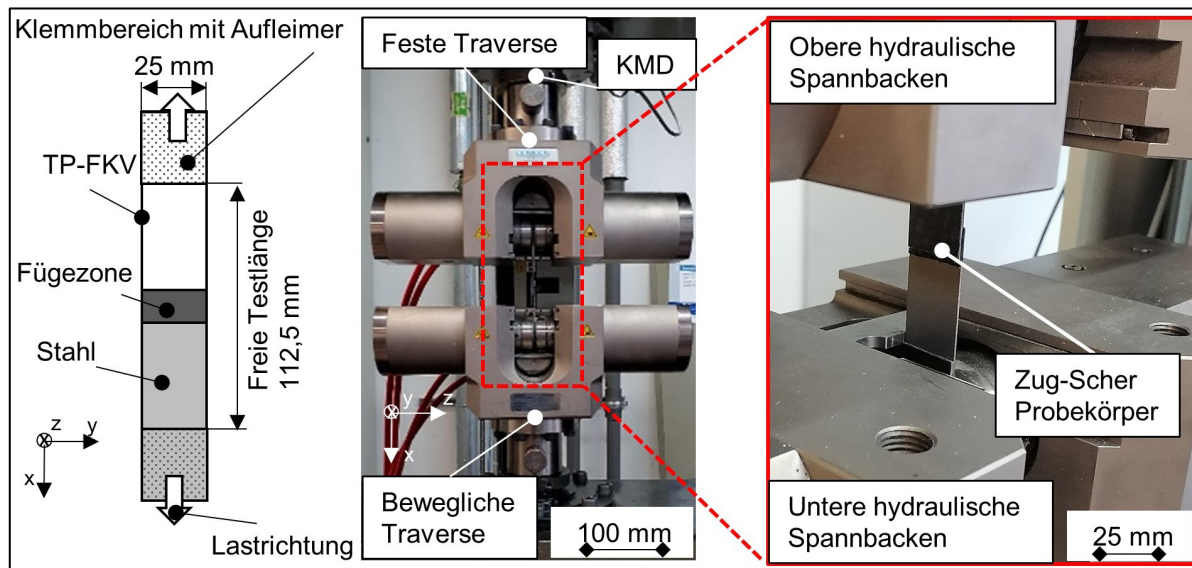


Abbildung 3.12: Versuchsaufbau quasi statische Prüfung

Um eine statistische Absicherung der Versuchsergebnisse zu gewährleisten, wurden fünf Probekörper für eine mechanische Prüfung und einer für eine visuelle Analyse durch Schlifffbilder hergestellt.

3.4.2 Dauerfestigkeit

Um den Erkenntnisgewinn aus den quasi-statischen Zug-Scher-Versuchen zu erweitern, werden ergänzend zyklische Dauerfestigkeitsversuche durchgeführt. Dies liefert z. B. eine Aussage der Wechsellastbeständigkeit der unterschiedlichen OFVB. DIN EN ISO 9664 *Klebstoffe - Verfahren zur Prüfung der Ermüdungseigenschaften von Strukturklebungen bei Zugshebeanspruchung* [155] definiert Dauerfestigkeitsversuche für einfach überlappte Klebverbindungen. Analog zur DIN 1465 kann DIN 9664 auch auf thermisch gefügte TP-FKV/Stahl-Verbindungen angewendet werden.

Für die Probenherstellung wurden die Fügeparameter mit den höchsten ZSF ausgewählt. Die Dauerfestigkeitsversuche wurden mit einer maximalen Lastwechselzahl von 10.000 durchgeführt. Die Lastwechselzahl wurde gewählt, um bei einer Prüffrequenz von 5 Hz und der umfangreichen Anzahl an Probekörpern den Zeitaufwand in einem angemessenen Rahmen zu halten. Bei einer Prüffrequenz von 5 Hz wird ein Erwärmen der Probekörper z. B. durch intermolekulare Reibung

vermieden. Dies ist wichtig zu berücksichtigen, da Thermoplaste aufgrund ihrer hohen Zähigkeit anfällig für eine Erwärmung infolge innerer Reibung sind. Die Probentemperatur wurde während der Prüfung mit einem Thermoelement an der Außenseite der Fügezone überwacht. Es wurde während den Prüfungen keine Temperaturerhöhung festgestellt. Haben Probekörper der maximalen Anzahl an Lastwechseln standgehalten, wird von ihnen in erster Instanz ein Schlibbild angefertigt, um Schädigungen in der Fügezone untersuchen zu können. Von den übrigen Probekörpern wurde die Restzugscherfestigkeit ermittelt. Diese wurde mit den Initialwerten der TP-FKV/Stahl-Verbindungen verglichen, um so den Einfluss der in den Schlibben festgestellten Schäden quantitativ bewerten zu können. Aufgrund der vergleichsweise geringen maximalen Lastspielzahl von 10^4 Lastwechseln wurde das Lastmaximum auf 75 % der ZSF festgelegt. Die 75 % sind im Vergleich zu gängigen Prüfansätzen überdurchschnittlich hoch und daher als besonders belastend für die TP-FKV/Stahl-Verbindung zu bewerten. Der untere Wert wurde mit einem Kräfteverhältnis Z von 0,1 zum oberen Wert definiert. So wird ein Knicken der Probekörper vermieden. Die Prüfparameter sind in Abbildung 3.13 zusammengefasst dargestellt.

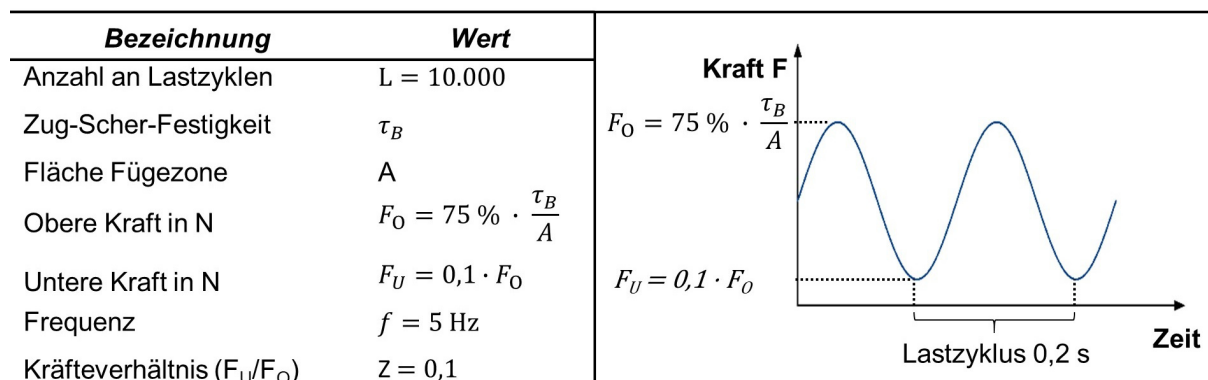


Abbildung 3.13: Kraftverlauf beim Dauerfestigkeitsversuch, Zugschwell-Beanspruchung

3.4.3 Witterung

Neben statischen und dynamischen Lasten haben auch witterungsbedingte Faktoren einen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit. Witterungsbedingte Faktoren sind z. B. wechselnde Temperaturen, Feuchtigkeit, Korrosion usw.. Damit der Einfluss von Witterung auf die TP-FKV/Stahl-Verbindung ermittelt werden kann, findet eine genormte Bewitterung an TP-FKV/Stahl-Verbindungen statt. Hierfür, wurden weitere TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit den Prozessparametern hergestellt, die in Kapitel 5.2 die höchsten Verbindungsfestigkeiten lieferten. Anschließend wurden die Probekörper

einem Klimawechseltest BMW PR 308.2 und einen Kataplastest nach DIN EN ISO 9142 *Klebstoffe - Auswahlrichtlinien für Labor-Alterungsbedingungen zur Prüfung von Klebverbindungen* [156] ausgesetzt. Durch visuelle und quasi-statische Prüfung (DIN 1465) wurde der Einfluss der Witterung bewertet.

Klimawechseltest nach BMW PR 308.2

Zum Prüfen des Einflusses verschärfter äußerer Klimaeinflüsse auf die Fügeverbindungen und als gängiger in der Industrie angewendeter Klimawechseltest wird der BMW PR 308.2 verwendet. Dieser Klimawechseltest der BMW AG simuliert während des Lebenszyklus eines KFZ auftretende Feuchtigkeit, warmfeuchte Umgebungen, korrosionsfördernde Bedingungen und der Effekt von gefrierendem Wasser. Ferner unterliegen die Probekörper bei diesem Test aufgrund der wechselnden Temperaturen thermischen Spannungen, die vor allem bei TP-FKV/Metall-Probekörpern in der Fügezone eine große Rolle spielen und als Delta-Alpha ($\Delta\alpha$ -) Problematik bekannt sind. Für jede Materialkombination wurden sechs Zug-Scher-Proben nach BMW PR 308.2 bewittert, fünf für die mechanische eine für die visuelle Prüfung. Abbildung 3.14 zeigt zwei Zyklen. Insgesamt wurden zehn Zyklen durchgeführt.

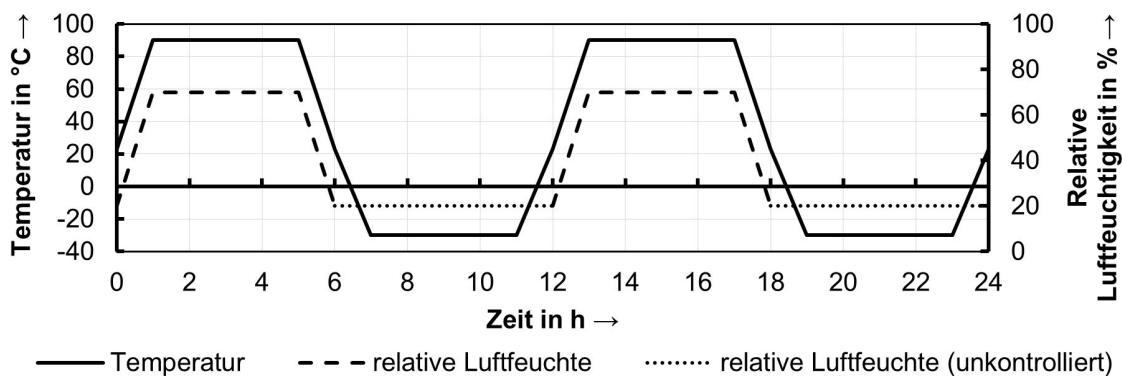


Abbildung 3.14: Klimawechseltest nach BMW PR 308.2

Mit dem zyklischen Wechsel der Temperaturen in der Klimakammer werden die wechselnden Einflüsse im Freien simuliert. Dazu gehören z. B. der Wechsel von Tag zu Nacht oder von Sommer zu Winter.

Kataplastest nach DIN EN ISO 9142 E2

Der Kataplastest ist wie der BMW PR 302.8 ein gängiger Test um den Einfluss klimatische Bedingungen auf Fügeverbindungen zu prüfen. Beim Kataplastest werden die Zug-Scher-Proben in mit Wasser getränkter Watte eingewickelt und in

Aluminium/PE-Verbundfolie luftdicht verschweißt. Anschließend wird das Paket eine Woche lang bei $70 \pm 2 \text{ °C}$ eingelagert. Nach der Einlagerung wird das Paket 15 Stunden lang bei $-20 \pm 2 \text{ °C}$ tiefgekühlt und darauffolgend 24 Stunden lang bei Raumtemperatur rekonditioniert. Ziel dieses Witterungstestes ist analog zu dem BMW PR 308.2 Test den Einfluss nassfeuchter, thermisch wechselnder Bedingungen auf die TP-FKV/Stahl-Verbindung zu prüfen. Abbildung 3.15 veranschaulicht schematisch den Temperaturverlauf des Kataplasmatests.

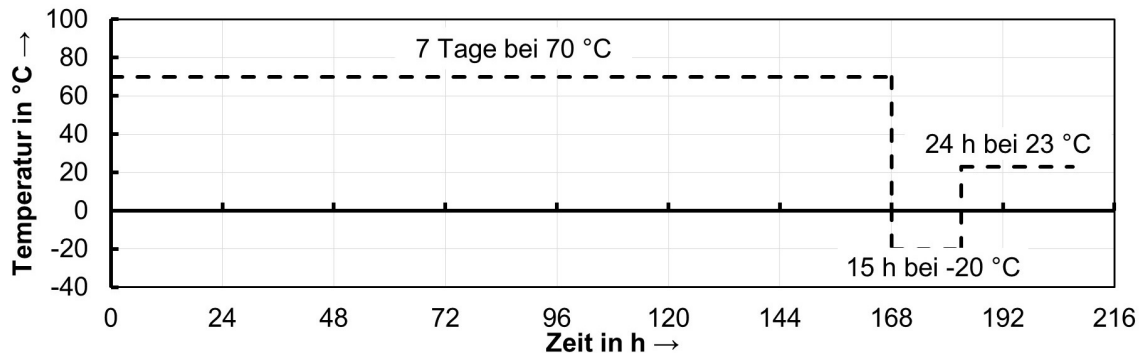


Abbildung 3.15: Kataplasmatest nach DIN EN ISO 9142 E.2

Durch die versiegelte PE-Folie werden Korrosionsprodukte nicht abgeführt und wirken die ganze Zeit auf die TP-FKV/Stahl-Verbindung. Ferner wird bei diesem Test auch der Einfluss von gefrierendem Wasser in der TP-FKV/Stahl-Verbindung untersucht.


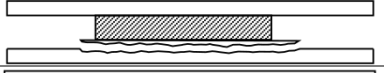
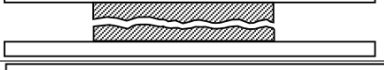


3.5 Visuelle Ergebnisanalyse

3.5.1 Analyse der Bruchbilder

Neben mechanischen Kennwerten einer TP-FKV/Stahl-Verbindung liefert eine visuelle Analyse der Bruchflächen eine gute Aussagekraft über die Verbindungsqualität. Mit der Bewertung der Versagensart ist es möglich abschätzen zu können, in welchem Bereich die Schwachstelle der Verbindung liegt. Eine Analyse der Bruchflächen gibt ferner einen Aufschluss darüber, ob Korrosion in die Fügezone eindringen konnte oder vermehrt interlaminaire Risse infolge zyklischer Lasten aufgetreten sind. Nach der Identifizierung der Schwachstelle kann darauf aufbauend z. B. die OFVB einer TP-FKV/Stahl-Verbindung optimiert werden. In DIN EN ISO 10365 *Klebstoffe - Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder* [157] sind die Versagensarten für Klebverbindungen beschrieben (Tabelle 3.9). Im Fall einer OFVB durch eine Haftvermittlerbeschichtung können die Versagensarten aus DIN 10365 vollumfänglich

übertragen werden. Es ist möglich, dass mehrere Versagensarten gleichzeitig auftreten, was als Mischbruch deklariert ist.

Tabelle 3.9: Bruchbilder nach DIN EN ISO 10365

| Bruchbild | Bezeichnung |
|---|--|
|  | Adhäsionsbruch |
|  | Kohäsives Fügeiteilveragen |
|  | Kohäsionsbruch, Versagen des Klebstoffs/Haftvermittler |
|  | Spezieller Kohäsionsbruch, Versagen der Grenzschicht nahe dem Substrat |
|  | Spezieller Kohäsionsbruch, Versagen der Grenzschicht nahe dem Substrat |

3.5.2 Analyse der Schlifffbilder

Werden Schlifffbilder orthogonal zur Fügezone in Dickenrichtung angefertigt liefert dies Aufschlüsse darüber, ob Fehlstellen wie Poren, Lunker, Risse oder Delaminationen in der TP-FKV/Stahl-Verbindung vorhanden sind. Dies lässt z. B. Rückschlüsse zu, ob das Matrixpolymer beim Fügen niedrigviskos genug wurde und der Fügedruck hoch genug war, um die vorbehandelte Oberfläche vollständig zu benetzen, die Luft aus der Fügezone zu verdrängen oder die Kavitäten vollständig mit Polymer gefüllt sind. Es können auch gut Risse in den Substraten identifiziert werden, die beispielsweise durch die $\Delta\alpha$ -Problematik entstanden sind, oder die Rissentstehung bei zyklischen Lasten bewertet werden. Ferner kann eine Grauwertanalyse durchgeführt werden, um so den Porengehalt in der Fügezone optisch zu bestimmen.

4 Analyse des transienten Messwegverlaufs

Der zeitliche Verlauf des Messwegs kann als Summe der Einflüsse infolge verschiedener Dehnungs- und Dickenänderungseinflüsse im Prüfstand oder den Fügepartnern beschrieben werden. Einflüsse können z. B. Wärmedehnungen, Kompaktierungseffekte, Schmelzaustrieb, Kristallbildung im TP-FKV, usw. sein [96, 158, 159, 160]. Ziel ist es, alle Einflüsse zu erfassen, um den Verlauf des Messwegs (Δl_Σ) beschreiben zu können. Hierfür müssen die einzelnen Einflüsse auf den Messweg isoliert und quantifiziert werden, wodurch auf physikalische Vorgänge unmittelbar in der Fügezone bzw. den Fügepartnern (Fügeweg) geschlossen werden kann. Die Einflüsse können mit einer Erweiterung des HOOKESCHEN Gesetzes um weitere Dehnung (z. B. thermische) beschrieben werden (Gleichung 4.1).

$$\Delta l_\Sigma = \Sigma l_0 \cdot \varepsilon = \Sigma l_0 \cdot (S\Delta\sigma + \alpha\Delta T + \beta\Delta X + \varepsilon_n) \quad 4.1$$

| | |
|------------------|--|
| l_0 | Ausgangslänge |
| ε | Materialabhängige Dehnung |
| $S\Delta\sigma$ | Spannungsinduzierte Materialkompaktierung |
| S | Materialnachgiebigkeit = $1/E$ mit E = Elastizitätsmodul |
| $\Delta\sigma$ | Gradient mechanische Spannung |
| $\alpha\Delta T$ | Thermische Dehnung |
| α | Materialabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient |
| ΔT | Temperaturänderung |
| $\beta\Delta X$ | Dehnung durch Polymerkristallisation |
| β | Dehnungskonstante Kristallisation |
| ΔX | Kristallisationsdifferenz |
| ε_n | Sonstige Dehnungen |

Um die Einflüsse der unterschiedlichen Längenänderungen (Δl) auf den Messweg analysieren zu können, wurden Subsysteme definiert, siehe Abbildung 4.1.

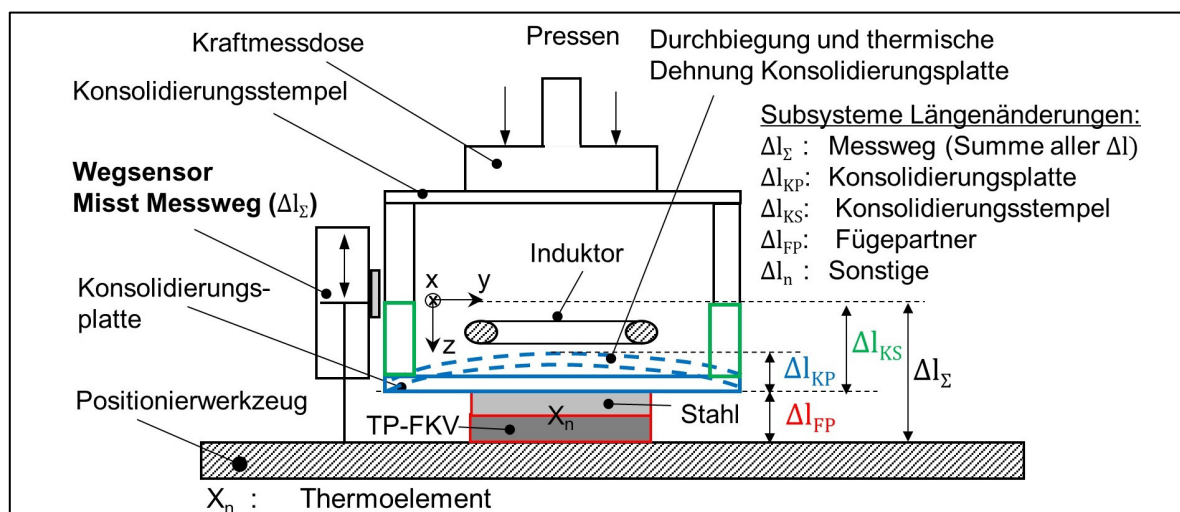


Abbildung 4.1: Isolierte Dehnungen der Subsysteme, die nach dem vollständigen Aufbringen der Konsolidierungskraft von 300 N einen Einfluss auf den Messweg haben können

Es ist wichtig, eine Startbedingung zum Aufzeichnen des Messwegs zu definieren. Der Zeitpunkt, an dem die Konsolidierungskraft vollständig aufgebracht wird, stellt eine gute Ausgangsbedingung dar, da dann auch der Generator eingeschaltet wird (vgl. Abbildung 3.7). Wegmessungen ab diesem Zeitpunkt führen dazu, dass Kompaktierungseinflüsse, die beim Aufbringen der Konsolidierungskraft von 0 → 300 N auftreten, bei der Auswertung des Messwegs nicht berücksichtigt werden müssen. Aus der Summe der Längenänderungen der Subsysteme ergibt sich der Messweg. Die Längenänderungen der Subsysteme können weiter isoliert werden:

$$\Delta l_{\Sigma} = \Delta l_{KP} + \Delta l_{KS} + \Delta l_{FP} \quad 4.2$$

$$\Delta l_{KP} = l_{KP} S \Delta \sigma_{KP} + l_{KP} \alpha \Delta T_{KP} + \Delta l_{\text{SetzeffekteKP}} \quad 4.3$$

$$\Delta l_{KS} = l_{KS} S \Delta \sigma_{KS} + l_{KS} \alpha \Delta T_{KS} + \Delta l_{\text{SetzeffekteKS}} \quad 4.4$$

$$\Delta l_{FP} = l_{FP} S \Delta \sigma_{FP} + l_{FP} \alpha \Delta T_{FP} + l_{FP} \beta \Delta X_{FP} + \Delta l_{\text{SetzeffekteFP}} + \Delta l_{\text{SqueezeOut}} \quad 4.5$$

Ziel ist es, die Gleichung 4.2 für den induktiven Fügeprozess zu konkretisieren und zu vereinfachen. Die Vereinfachung gelingt durch einen Vergleich der einzelnen Längenänderungen miteinander, um diese aufgrund einer geringen Relevanz vernachlässigen zu können. Als Resultat kann Gleichung 4.2 dazu genutzt werden, um den Fügeweg w zum Zeitpunkt t bestimmen zu können. Die isolierten Längenänderungen werden mittels mathematischer Modelle und experimentell ermittelt.

4.1 Spannungsinduzierte Einflüsse auf den Messweg

Bei spannungsinduzierten Dehungen findet eine Längenänderung durch Kompaktierung im Prüfaufbau infolge der Konsolidierungskraft statt. Auch nach vollständigem Aufbringen der Konsolidierungskraft kann es zu einem Kriechen bzw. Setzen der Prüfstandskomponenten und Fügepartner kommen. Kompaktierungseffekte, die nach dem Aufbringen der Konsolidierungskraft auftreten, sind aufgrund ihrer Komplexität schwer zu beschreiben. Um dennoch ihren Anteil am Messweg beurteilen zu können, wird ein experimenteller Ansatz gewählt. Durch ein gezieltes Hinzufügen oder Entfernen prozessspezifischer Elemente können die unterschiedlichen Kompaktierungsanteile quantifiziert werden. Die Versuchsaufbauten sind in Abbildung 4.2 skizziert. Es werden vier Konfigurationen betrachtet.

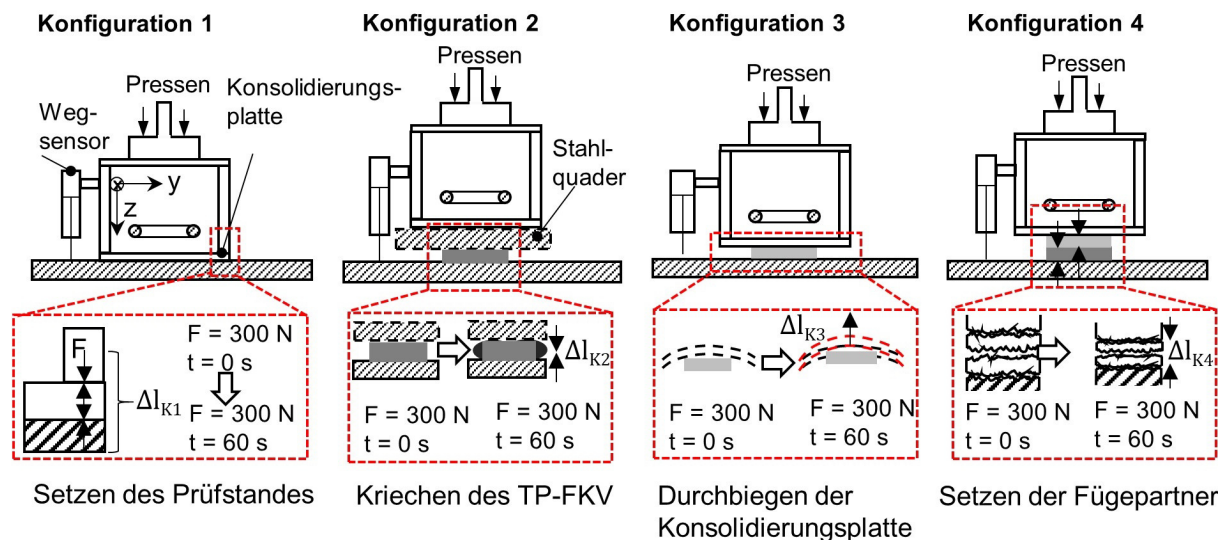


Abbildung 4.2: Isolierung auftretender, spannungsinduzierter Längenänderungen mittels verschiedener Konfiguration

In Konfiguration 1 wird untersucht, welche Kompaktierung Δl_{K1} im Prüfstand ohne Fügepartner nach dem Aufbringen der Konsolidierungskraft auftritt. Hierfür wird der Konsolidierungsstempel direkt auf das Positionierwerkzeug gefahren und eine repräsentative Konsolidierungskraft von 300 N appliziert. Während der Versuchsdurchführung zeichnet der Wegsensor die entstehende Kompaktierung in Form des Messwegs auf, ohne dass eine Durchbiegung der Konsolidierungsplatte auftritt. In Konfiguration 2 wurde GF-PP (Dicke: 2 mm) unter Zuhilfenahme eines biegesteifen Stahlquaders konsolidiert, um zu prüfen ob messbare Kriecheffekte bei Raumtemperatur vorhanden sind. Außerdem kann durch diesen Ansatz nach einer Subtraktion des Messwegs bei einer Konsolidierung des GF-PP ohne Stahlquader (Konfiguration 3) mit dem Messweg mit Stahlquader (Konfiguration 2), ermittelt werden, wie groß der Einfluss des Setzens der Konsolidierungsplatte infolge Biegebeanspruchung nach dem vollständigen Aufbringen der Konsolidierungskraft ist. Die materialabhängigen Effekte der Fügepartner heben sich bei diesem Analyseansatz gegenseitig auf. In Konfiguration 3 wurden die Stahlproben und TP-FKV-Proben (Dicke: 2 mm) einzeln unter den Konsolidierungsstempel gelegt, wodurch isoliert ermittelt werden kann, welchen Einfluss das Matrixpolymer bei einer Kompaktierung der Fügepartner auf den Messweg hat. Konfiguration 4 ist eine Erweiterung von Konfiguration 3, wodurch der Einfluss eines weiteren Fügepartners auf den Messweg ermittelt werden kann. Der Induktor wurde nicht eingeschaltet, die Haltezeit der Konsolidierungskraft beträgt zur besseren Identifikation der Effekte 60 s. In Abbildung

4.3 ist je Konfiguration das Ergebnis aus sechs gemittelten Messwegen je Konfiguration am Beispiel GF-PP dargestellt.

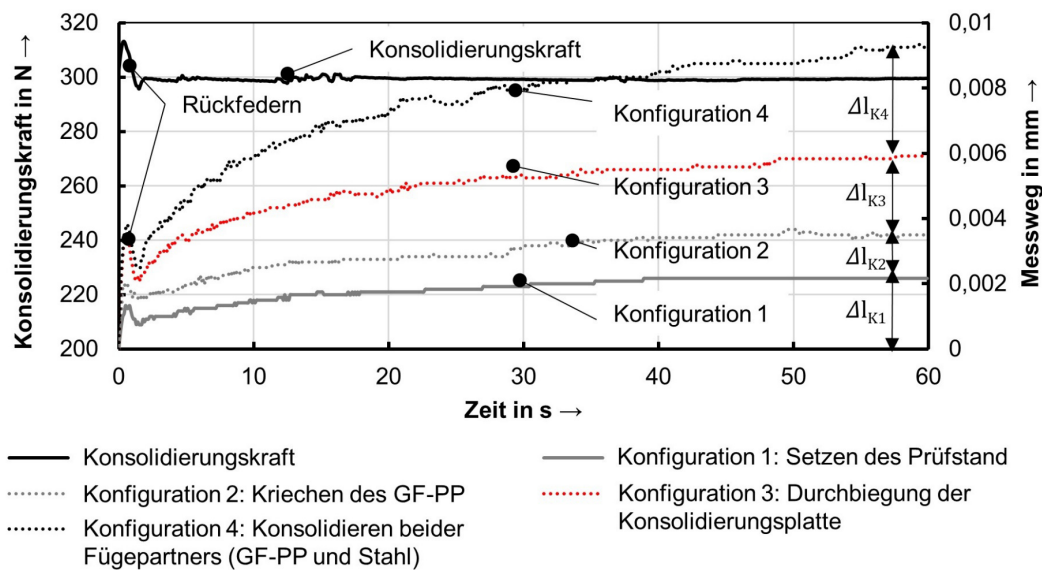


Abbildung 4.3: Auftretende Längenänderungen in Bezug auf Abbildung 4.2

Während der Prozesszeit von 60 s wird der Prüfstand in Konfiguration 1 um 0,002 mm kompaktiert. Die Kompaktierung tritt primär in den ersten 30 s auf, anschließend flacht die Kurve ab. Der Messweg aus Konfiguration 2 liegt mit 0,004 mm nach 60 s über Δl_{K1} aus Konfiguration 1, der zusätzliche Weg Δl_{K2} wird durch ein Setzen der Kontaktflächen und dem Materialkriechen des GF-PP sowie des Stahlquaders bei konstanter Konsolidierung hervorgerufen. Außerdem ist bei den Ergebnissen von Konfiguration 2 festzustellen, dass mit dem eingelegten Stahlquader kein Rückfedern infolge elastischer Komponenten im Prüfstand auftritt.

Um den Anteil des Durchbiegens der Konsolidierungsplatte ermitteln zu können, wird der Messweg von Konfiguration 2 von dem Messweg aus Konfiguration 3 subtrahiert. So heben sich Kompaktierungseffekte, die nicht die Durchbiegung ab dem Erreichen der 300 N betreffen auf und es kann auf die reine Durchbiegung der Konsolidierungsplatte ($= \Delta l_{K3}$) geschlossen werden. Die Berechnung der Biegelinie des Stahlquaders und der Konsolidierungsplatte befindet sich im Anhang, Kapitel 9.3.

Um zu prüfen, welchen Einfluss die Stahllegierung und das Matrixpolymer der Fügepartner auf den Messweg der Kompaktierungsversuche haben, wurden Konfiguration 3 und 4 genutzt. Durch eine Variation der Probenmaterialien und Analyse der Messwege konnte der Einfluss ermittelt werden. Der Versuchsaufbau und der Durchschnitt von 6 Messungen je eingelegtem Material und Konfiguration sind in Abbildung 4.4 dargestellt.

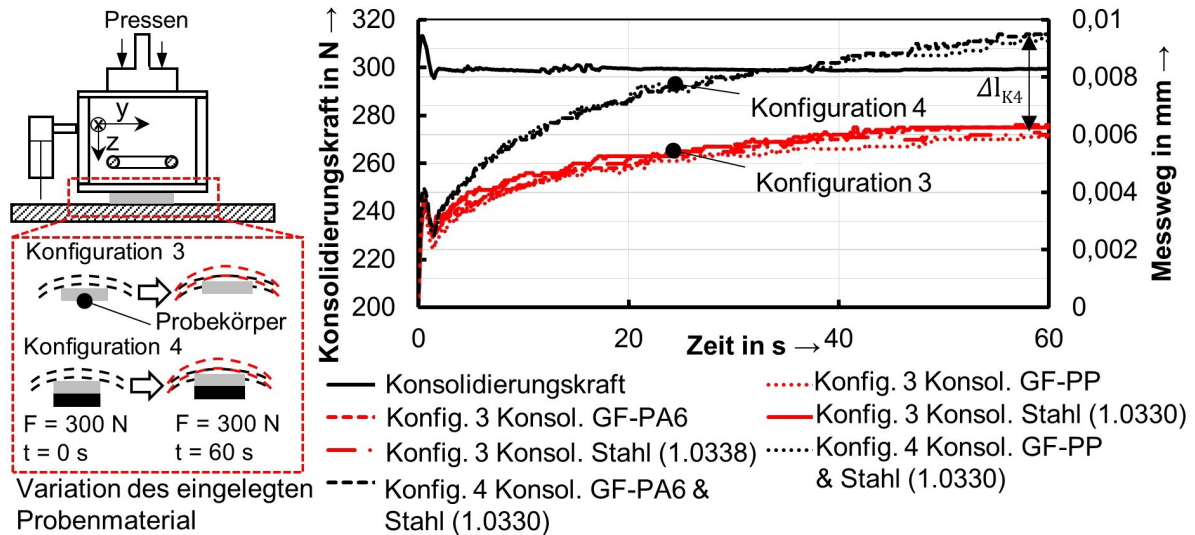


Abbildung 4.4: Einfluss der Fügepartnermaterialien auf den Messweg

Da die Probengröße, Konsolidierungsdauer und Konsolidierungskraft immer identisch waren, ist auch die Durchbiegung der Konsolidierungsplatte identisch, wodurch Einflüsse der eingelegten Probenmaterialien am Verlauf der Messwege detektiert werden können. Anhand der Messwegkurven aus Abbildung 4.4 ist zu erkennen, dass keine deutlichen Unterschiede bei den Verläufen einzeln eingelegter FKV oder Stahlprobekörper bzw. beider eingelegter Fügepartner festzustellen sind. Bei allen einzeln eingelegten Probekörpern entsteht eine Kompaktierung von 0,006 mm. Daraus ist zu schließen, dass Längenänderungen infolge Kompaktierungseffekte der Probenmaterialien eine untergeordnete Rolle spielen. Dies kann auch rechnerisch bestätigt werden, wenn die Stauchung der Stahl- und TP-FKV-Proben von 0 N bis 300 N als Referenz herangezogen werden. Wird die Stauchung der Fügepartner (Anhang 9.3) und die damit einhergehende Verminderung der Dicke infolge der Konsolidierungskraft errechnet, ergibt dies für GF-PP 0,45 μm , für GF-PA6 0,22 μm und die Stahlproben 0,004 μm . Die Prüfstandskomponenten werden beim Konsolidieren ebenfalls gestaucht. Ihr Anteil liegt für die Aluminiumseitenteile bei 0,1 μm und für die Konsolidierungsplatte bei 0,07 μm . Aufgrund des quasi deckungsgleichen Verlaufs der Graphen für Konfiguration 3 in Abbildung 4.4 sowie dem geringen Anteil der Stauchung kann angenommen werden, dass die Kompaktierungseffekte durch die Probenmaterialien ab dem Aufbringen der Konsolidierungskraft bei Raumtemperatur innerhalb der Konsolidierungszeit von 60 s vernachlässigbar sind. Hätten die Kompaktierungseffekte eine größere Relevanz würden die Graphen stärker divergieren, was hier selbst bei E-Modulunterschieden

der Probematerialien von mehreren Dekaden nicht zu beobachten ist. Da bereits die Stauchung vernachlässigbar gering ist, ist dies auf die Kriecheffekte übertragbar.

Werden die Fügepartner Stahl und TP-FKV gemäß Konfiguration 4 gleichzeitig eingelegt, resultiert bei allen Fügepartnerkonfigurationen eine Kompaktierung von 0,009 mm, die größer gegenüber den einzeln eingelegten Probekörpern aus Konfiguration 3 ist. Da die Fläche der Fügezone sowohl bei den einzeln (Konfiguration 3) als auch gemeinsam eingelegten (Konfiguration 4) Probekörpern mit 25 mm mal 12,5 mm identisch ist, folgt, dass auch die Durchbiegung der Konsolidierungsplatte als gleich angenommen werden kann. Der zusätzlich gemessene Weg (Δl_{K4}), wird auf weitere Effekte, wie z. B. Setzeffekte, also ein Aneinanderrücken der zusätzlichen Probekörperflächen zurückgeführt.

Zwischenfazit:

In Konfiguration 4 aus Abbildung 4.2 werden alle auftretenden Kompaktierungseffekte gemessen. Der maximale Einfluss beträgt $\Delta l_{K\Sigma} = 0,009$ mm am Ende des Prozesses. Gegenüber repräsentativen Messwegen beim induktiven Fügen liegt der Einfluss am gesamten Messweg bei $< 5\%$ und hat damit einen kleinen Einfluss. Zur Veranschaulichung ist der Verlauf von Konfiguration 4, also die Summe aller Längenänderungen $\Delta l_{K\Sigma}$ bei der Kompaktierung der TP-FKV mit einer Stahlprobe ohne Heizen und den Messwegverläufen mit Heizen in Abbildung 4.5 gegenübergestellt.

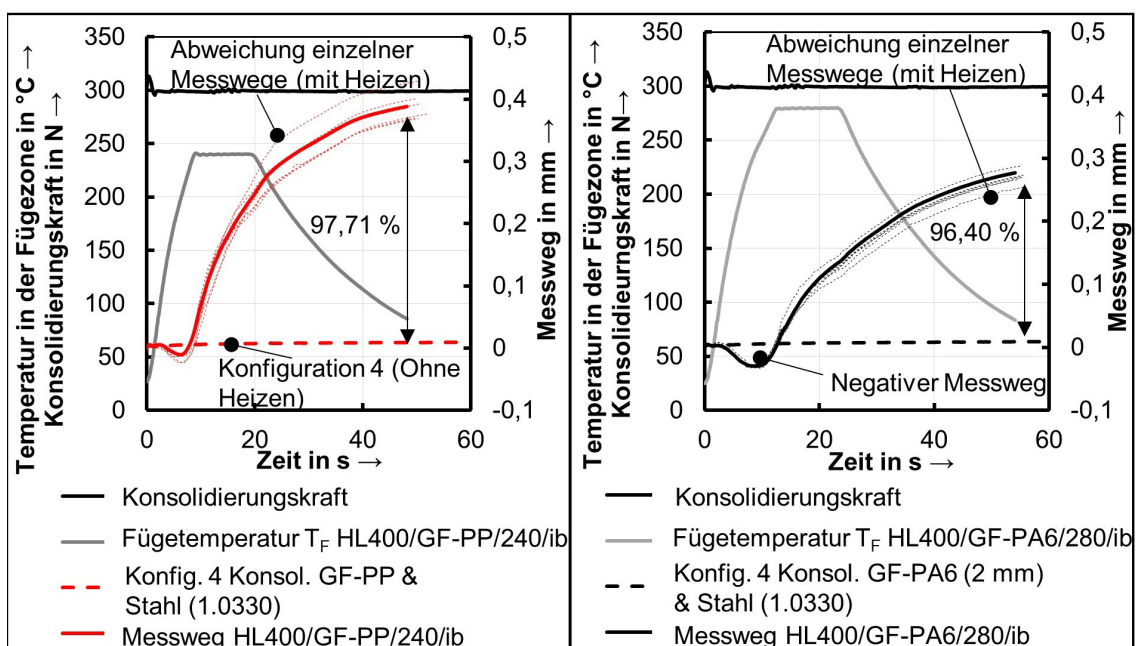


Abbildung 4.5: Anteil Längenänderung infolge Stauchen am Messweg einer Beispielfügung mit einer Konsolidierungskraft von 300 N

Die quasi waagrecht verlaufenden Längenänderungen Δl_{KZ} (Konfiguration 4) verdeutlichen deren geringen Anteil am Gesamtmessweg einer Vergleichsfügung mit Heizen. Die gerundeten Kompaktierungsanteile ohne Heizen sind zusammengefasst in Tabelle 4.1 aufgelistet.

Tabelle 4.1: Zusammenfassung isolierte Effekte der Kompaktierung nach 60 s ohne Heizen

| Akronym | Längenänderung | Wert |
|-----------------|---|----------|
| Δl_{K1} | Setzen des Prüfstands | 0,002 mm |
| Δl_{K2} | Kompaktieren der TP-FKV | 0,001 mm |
| Δl_{K3} | Durchbiegung der Konsolidierungsplatte ab 300 N | 0,002 mm |
| Δl_{K4} | Kompaktierung der Probekörperflächen | 0,004 mm |
| Δl_{KZ} | Gesamtkompaktierung durch Konsolidieren ohne Heizen | 0,009 mm |

4.2 Thermische Ausdehnung im induktiven Fügeprozess

Durch die im Fügeprozess entstehende Wärme können thermische Dehnungen der Probekörper und des Prüfstands auftreten. Eine Wärmegenerierung findet wegen den elektromagnetischen Wechselfeldern im metallischen Probekörper statt. Von diesem wird durch Wärmeleitung und Konvektion Wärme an den TP-FKV Probekörper und die Konsolidierungsplatte übertragen. Da die Seitenwände des Konsolidierungsstempels aus Aluminium gefertigt sind, können diese aufgrund der Nähe zum Induktor ebenfalls infolge der elektromagnetischen Wechselfelder aufgewärmt werden. In Abbildung 4.6 sind alle Komponenten des Versuchsaufbaus skizziert, die infolge eines prozessbedingten Wärmeeinflusses thermische Dehnungen aufweisen können.

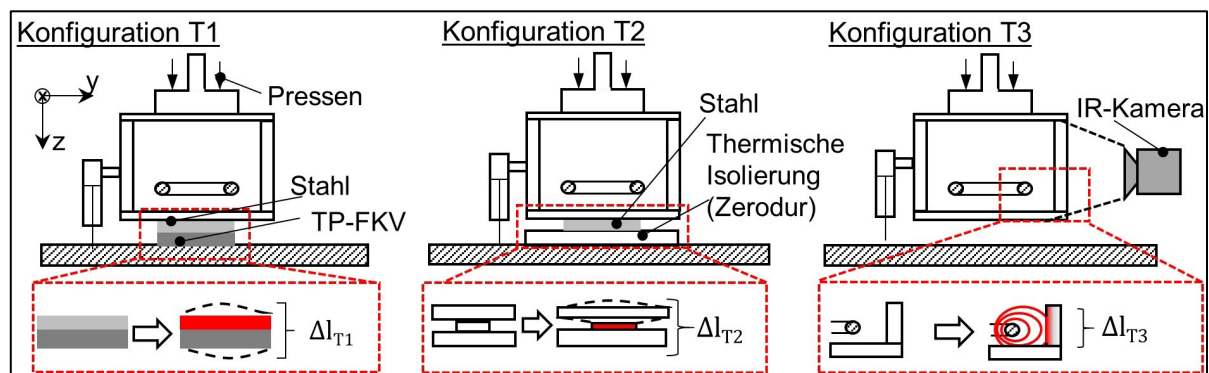


Abbildung 4.6: Konfigurationen zum Ermitteln der Längenänderung infolge thermischer Dehnung und deren Einfluss auf den Messweg

4.2.1 Thermische Dehnung der Fügepartner

Bei den Stahlproben wird aufgrund der guten Wärmeleitung und der geringen Dicke von 1 mm angenommen, dass die Temperatur in Dickenrichtung gleichförmig ist und somit auch eine homogene Wärmedehnung stattfindet. Zur Validierung wurden

Aufheizversuche zum Ermitteln des Temperaturgradientens in Dickenrichtung von Stahl/GF-PA6-Probekörpern mit 3 mm Dicke durchgeführt. Der Versuchsaufbau und die Ergebnisse sind in Abbildung 4.7 dargestellt.

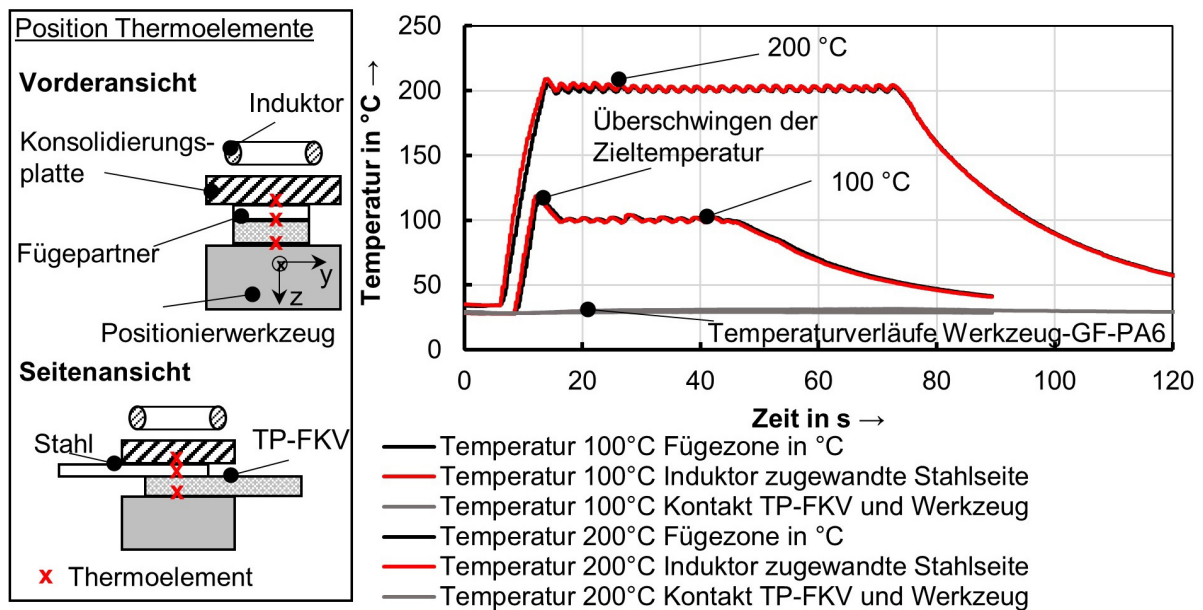


Abbildung 4.7: Temperaturverteilung in Dickenrichtung beim induktiven Fügen

Es ist zu erkennen, dass der Temperaturgradient zwischen Induktor zugewandter Stahlseite und Fügezone sehr gering ist. Der Temperaturgradient in Dickenrichtung des TP-FKV ist wesentlich größer. Für die rechnerische Abschätzung des Einflusses der Wärmedehnung der Probekörper wird somit folgend angenommen, dass in Dickenrichtung des Stahls bei jedem Zeitpunkt im Prozess eine konstante Temperatur vorliegt. Dies erlaubt die Berechnung der Längenänderung infolge Wärmedehnung der Stahlprobe (Δl_{Stahl}):

$$\Delta l_{\text{Stahl}} = l_{0\text{Stahl}} \cdot \alpha_{\text{Stahl}} \cdot (T_F - T_0) \quad 4.6$$

Wobei die Ausgangsdicke der Stahlprobe ($l_{0\text{Stahl}}$), die Wärmedehnung des Stahls (α_{Stahl}) und der Temperaturgradienten beim Fügen ($T_F - T_0$) die Variablen von Gleichung 4.6 sind. Bei dem TP-FKV ist wegen dem Temperaturgradienten in Dickenrichtung, der Anisotropie des Materials, der Schmelzbildung und damit einhergehenden transienten Änderung der Probengeometrie ein angepasster Berechnungsansatz nötig. Ferner können Kristallisationseffekte während des Fügens ebenfalls einen Einfluss auf den Fügweg haben, was jedoch in einem separaten Kapitel näher betrachtet wird. Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten der FKV sind lediglich parallel zur Faserrichtung bekannt, können mit der Mischungsregel aber

auch in Dickenrichtung mit $\alpha_{c\perp}^1$ berechnet werden. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des GF-PP ist somit $\alpha_{f\perp}^{GF-PP} = 108,40 \cdot 10^{-6}/K$ und für GF-PA6 $\alpha_{f\perp}^{GF-PA6} = 55,40 \cdot 10^{-6}/K$. Die thermische Ausdehnung der TP-FKV wird nur bis zu der Formbeständigkeitstemperatur der Polymere berücksichtigt (GF-PA6: 204 °C [138] GF-PP: 157 °C [139]). Ab Überschreiten der Schmelztemperatur wird der Messweg maßgeblich vom Herausfließen des schmelzflüssigen Matrixpolymers aus der Fügezone beeinflusst. Um die Längenänderung infolge Wärmedehnung trotz Schmelzaustrieb abschätzen zu können wird angenommen, dass der TP-FKV in Dickenrichtung 0,5 mm aufgewärmt wird und nur in diesem Bereich eine Wärmedehnung entsteht. Bis zum Erreichen der Formbeständigkeitstemperatur wird angenommen, dass der Bereich von 0,5 mm der Fügepartner entspricht und ab Erreichen der Formbeständigkeitstemperatur bis zum Abkühlen konstant bleibt. Die Längenänderung der Fügepartner in Dickenrichtung infolge Wärmedehnung sind in Abbildung 4.8 dargestellt.

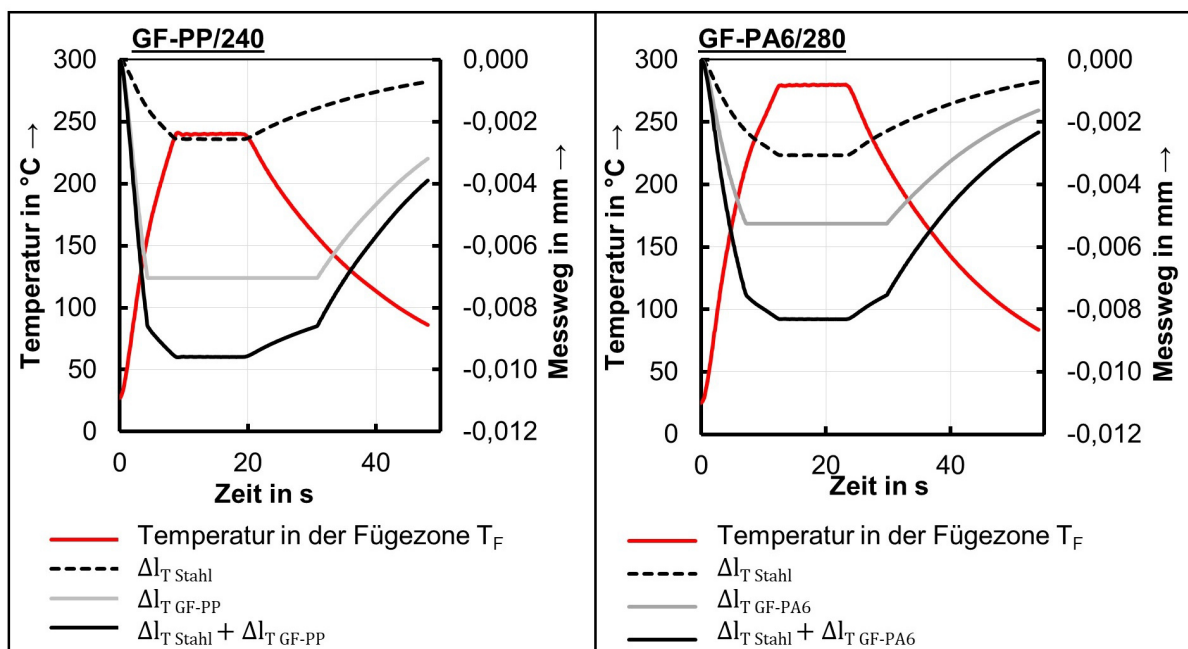


Abbildung 4.8: Errechnete Dickenänderung Δl_T infolge Wärmedehnung $\alpha\Delta T$ der Fügepartner

Infolge der Orientierung des Koordinatensystems ist der errechnete Einfluss der thermischen Dehnung der Probekörper auf den Messweg negativ. Die maximale

$$^1 \alpha_{c\perp} = \varphi \cdot \alpha_{f\perp} + (1 - \varphi) \cdot \alpha_m$$

$\alpha_{f\perp}$ = Thermischer Ausdehnungskoeffizient der Faser senkrecht zur Faserrichtung

α_m = Thermischer Ausdehnungskoeffizient der Matrix

φ = Faservolumengehalt

Die Materialkennwerte sind im Anhang in Tabelle 9.1 angegeben.

Längenänderung infolge Wärmedehnung der Fügepartner auf den Messweg hat mit insgesamt $-0,0083$ mm (GF-PP) und $-0,0096$ mm (GF-PA6) im Vergleich zum Gesamtmessweg der Referenzfügungen (vgl. Abbildung 4.5; HL400/GF-PP/240/ib ca. $0,4$ mm und HL400/GF-PA6/280/ib ca. $0,3$ mm) einen vernachlässigbar kleinen Anteil.

4.2.2 Thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte

Die Konsolidierungsplatte kann aufgrund ihrer elektromagnetisch permeablen Eigenschaften zwar nicht direkt durch das elektromagnetische Wechselfeld erwärmt werden, sehr wohl aber indirekt durch Wärmeleitung mit den Fügepartnern. Die lokale Erwärmung der Konsolidierungsplatte in Kombination mit der niedrigen Wärmeleitfähigkeit aber hohen Wärmeausdehnung kann zu einem komplexen Zustand der Wärmedehnung führen, die der Wegsensor in Form einer z-Verschiebung aufzeichnet. Um dies zu untersuchen wurde der Versuchsaufbau gemäß Konfiguration T2 angepasst und ist zusammen mit einer beispielhaften Temperaturverteilung in Abbildung 4.9 dargestellt.

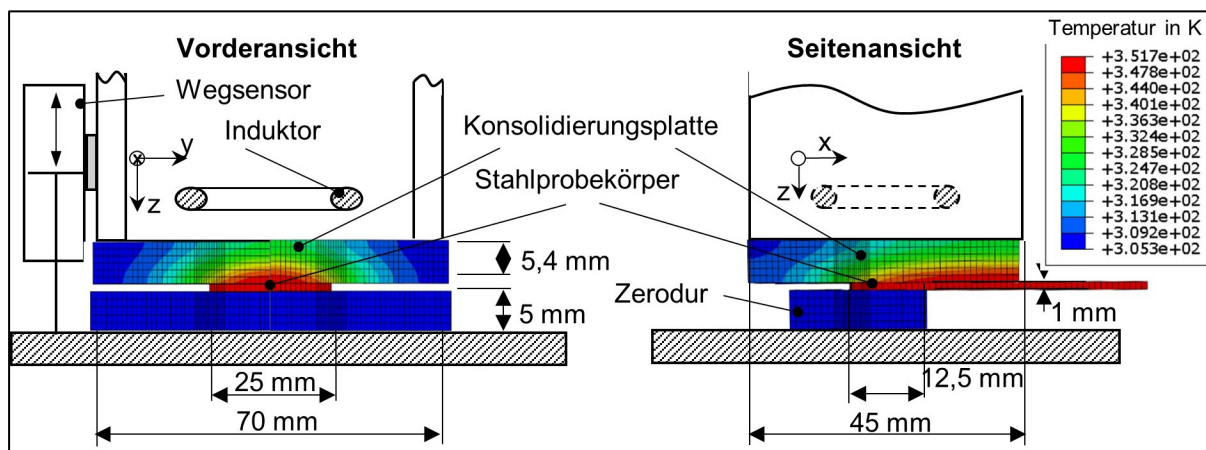


Abbildung 4.9: Konfiguration T2 zur Ermittlung des Einflusses der Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte auf den Messweg Δl_{T2} und exemplarische Temperaturverteilung in der Konsolidierungsplatte durch Wärmeeintrag aus der Stahlprobe

Der Versuchsaufbau wurde um eine Isolationsplatte aus Zerodur erweitert. Bei Zerodur® [161] handelt es sich um eine Glaskeramik des Herstellers Schott mit einer niedrigen Wärmeleitfähigkeit von $1,46$ W/(m·K) und einem Wärmeausdehnungskoeffizienten von annähernd 0 K⁻¹ ($0,02 \cdot 10^{-6}$ K⁻¹). Ohne die zusätzliche Isolation können die Stahlprobekörper aufgrund von Wärmeleitung mit dem Aluminiumpositionierwerkzeug nicht bis Fügepartner erwärmt werden. Die Messungen des Einflusses der Wärmedehnung bei zwei unterschiedlichen Fügepartnern und jeweils 5 Wiederholungen sind in Abbildung 4.10 dargestellt.

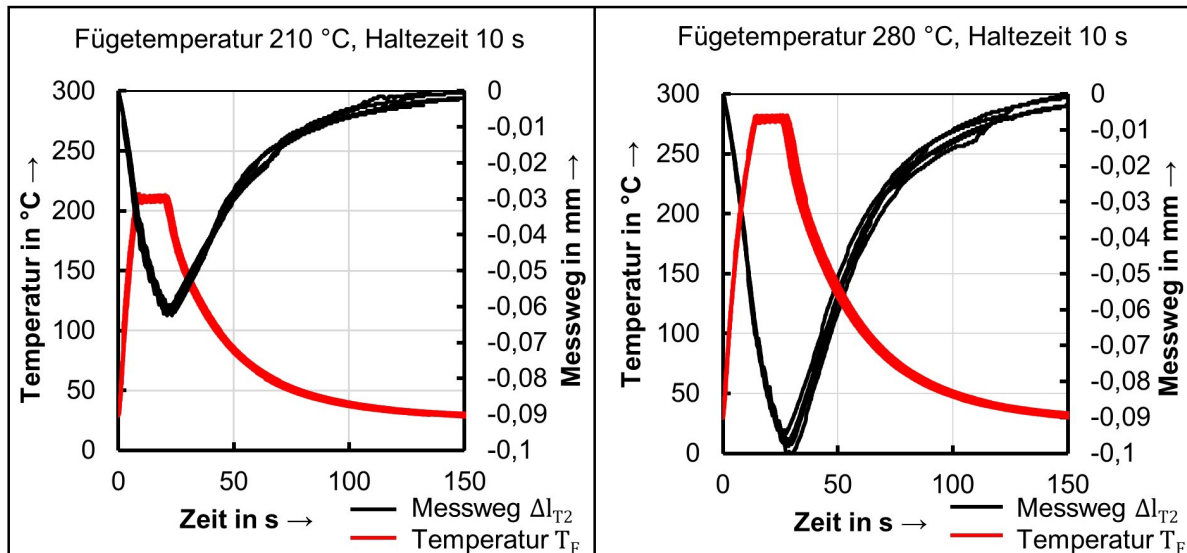


Abbildung 4.10: Einfluss der thermischen Dehnung der Konsolidierungsplatte auf den Messweg gemäß Konfiguration T2 bei einer Füge­temperatur von 210 °C und 280 °C, Haltezeit von 10 s und Konsolidierungskraft von 300 N

Gegenüber den Versuchen zur Kompaktierung in Kapitel 4.1 ist ersichtlich, dass die Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte einen deutlichen Einfluss auf den Messweg hat. Eine geringere Füge­temperatur führt zu einer geringeren Wärmedehnung. Zum Untersuchen des Einflusses einer längeren Haltezeit auf den Messwegverlauf wurde diese auf 60 s erhöht. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.11 dargestellt.

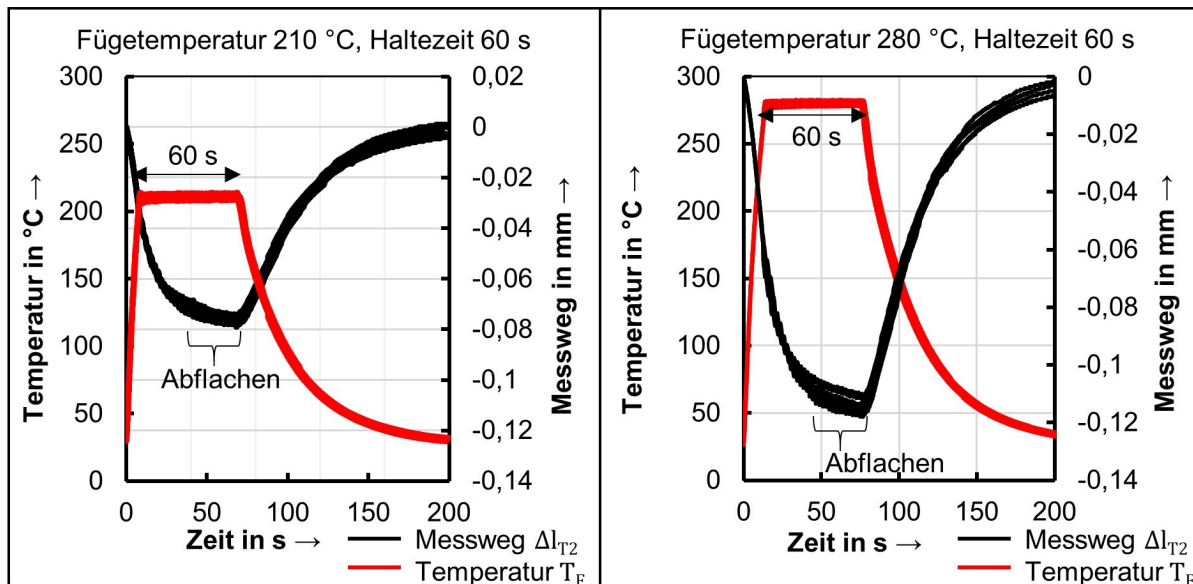


Abbildung 4.11: Einfluss der thermischen Dehnung der Konsolidierungsplatte auf den Messweg gemäß Konfiguration T2 bei einer Füge­temperatur von 210 °C und 280 °C, Haltezeit von 60 s und Konsolidierungskraft von 300 N

Es ist zu sehen, dass der Einfluss der Wärmedehnung auf den Messweg infolge der längeren Haltezeit von 60 s bei gleicher Füge­temperatur größer ist als bei 10 s (vgl.

Abbildung 4.10). Dies ist darauf zurückzuführen, dass bei längeren Haltezeiten auch ein höherer Wärmeeintrag in die Konsolidierungsplatte erfolgt. Im Lauf der Messung flacht die Wärmedehnungskurve ab, was darauf hindeutet, dass sich ein thermisches Gleichgewicht einstellt und somit auch die Wärmedehnung beginnt zu stagnieren.

Um ein besseres Prozessverständnis zu erhalten und Fehlinterpretationen der Ergebnisse auszuschließen, wurde die Erwärmung und die damit korrelierende Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte in der FE-Software Abaqus simuliert. Die Materialeigenschaften, die in der Simulation implementiert wurden, sind zusammengefasst im Anhang 9.5 aufgeführt. Für die Simulation wird angenommen, dass die gesamte Stahlprobe homogen, äquivalent zum Temperaturverlauf beim Fügen erwärmt wird. Die Dehnung der Stahlprobe wird zum Verkürzen der Rechenzeit nicht berücksichtigt, ist wie in Kapitel 4.2.1 gezeigt mit Werten von ca. 0,003 mm aber auch vernachlässigbar gering. Die Wärmeverteilung im Zerodur wird zum Reduzieren der Rechenzeit ebenfalls nicht berücksichtigt, was aufgrund der sehr geringen Wärmedehnung des Zerodur valide ist. Die Konsolidierungs- und Isolationsplatte sowie der Stahlprobekörper werden mit „C3D8T“ Elementen (8-node thermally coupled brick, trilinear displacement and temperature) vernetzt. Im Simulationsmodell wirkt eine konstante Flächenlast auf die Verbindungsfläche zwischen Stempel und Konsolidierungsplatte. Es ist festgelegt, dass sich die Fläche nur orthogonal zur z-Achse (Messwegrichtung) bewegen kann, wobei eine Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte in x- und y-Richtung nicht behindert wird. Dies entspricht einem festen Kontakt zwischen Konsolidierungsplatte und Stempel, vergleichbar mit der Schraubverbindung beim experimentellen Aufbau. Das skizzierte Volumenkörpermodell und die Bezugspunkte zum Messen der z-Verschiebung infolge Wärmedehnung ist in Abbildung 4.12 dargestellt. Es ist davon auszugehen, dass die Verschiebungen an dem Messpunkt x_1 am ehesten der gemessenen Verschiebung durch Wärmedehnungen Δl_{T2} entsprechen, da dort die Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte an die Seitenteile des Konsolidierungsstempels übertragen wird, an denen der Wegsensor befestigt ist. Das Simulationsmodell ist symmetrisch, weshalb nur eine Seite des Aufbaus simuliert werden muss.

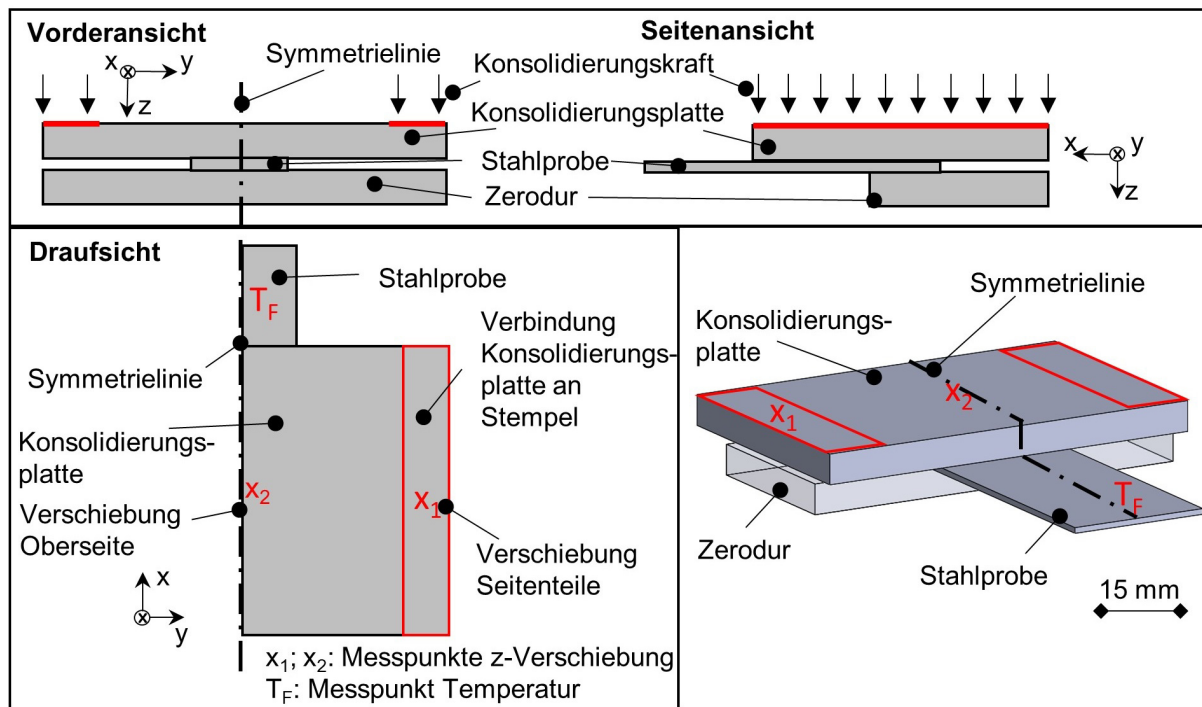


Abbildung 4.12: Volumenkörpermodell und die Bezugspunkte zum Messen der entstehenden z-Verschiebung infolge Wärmedehnung

Über Interaktionsbeziehungen zwischen den Bauteilkontakten wurden drei Arten des Wärmetransports angenommen, die in Tabelle 4.2 aufgeführt sind.

Tabelle 4.2: Arten des Wärmetransportes im Simulationsmodell

| | |
|-----------------------|---|
| Wärmeleitung | Da kein idealer Wärmeübergang zwischen den Oberflächen angenommen werden kann, wurde ein iterativ bestimmter Spaltleitwert von $750 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ zwischen Stahl und Konsolidierungsplatte angenommen. Innerhalb der Bauteile wurde die Wärmeleitung gemäß der Datenblätter verwendet. |
| Wärmestrahlung | An allen Oberflächen wurde aufgrund der Wärmestrahlung ein surface-to-ambient heat transfer zugeordnet. Die verwendete Konstante des Oberflächenemissionsgrads wird mit 0,72 angesetzt [162] |
| Konvektion | Beim Aufheizen und Halten wirkt freie Konvektion an allen Flächen des Simulationsmodells. Ab Start der Druckluftkühlung wirkt Mischkonvektion an den Oberflächen der Konsolidierungsplatte, an die der Druckluftstrom gelangt. |

Die Ergebnisse der simulierten z-Verschiebung durch die thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte und ein Vergleich mit dem Durchschnitt aus 5 experimentell ermittelten Messwegen sind in Abbildung 4.13 dargestellt.

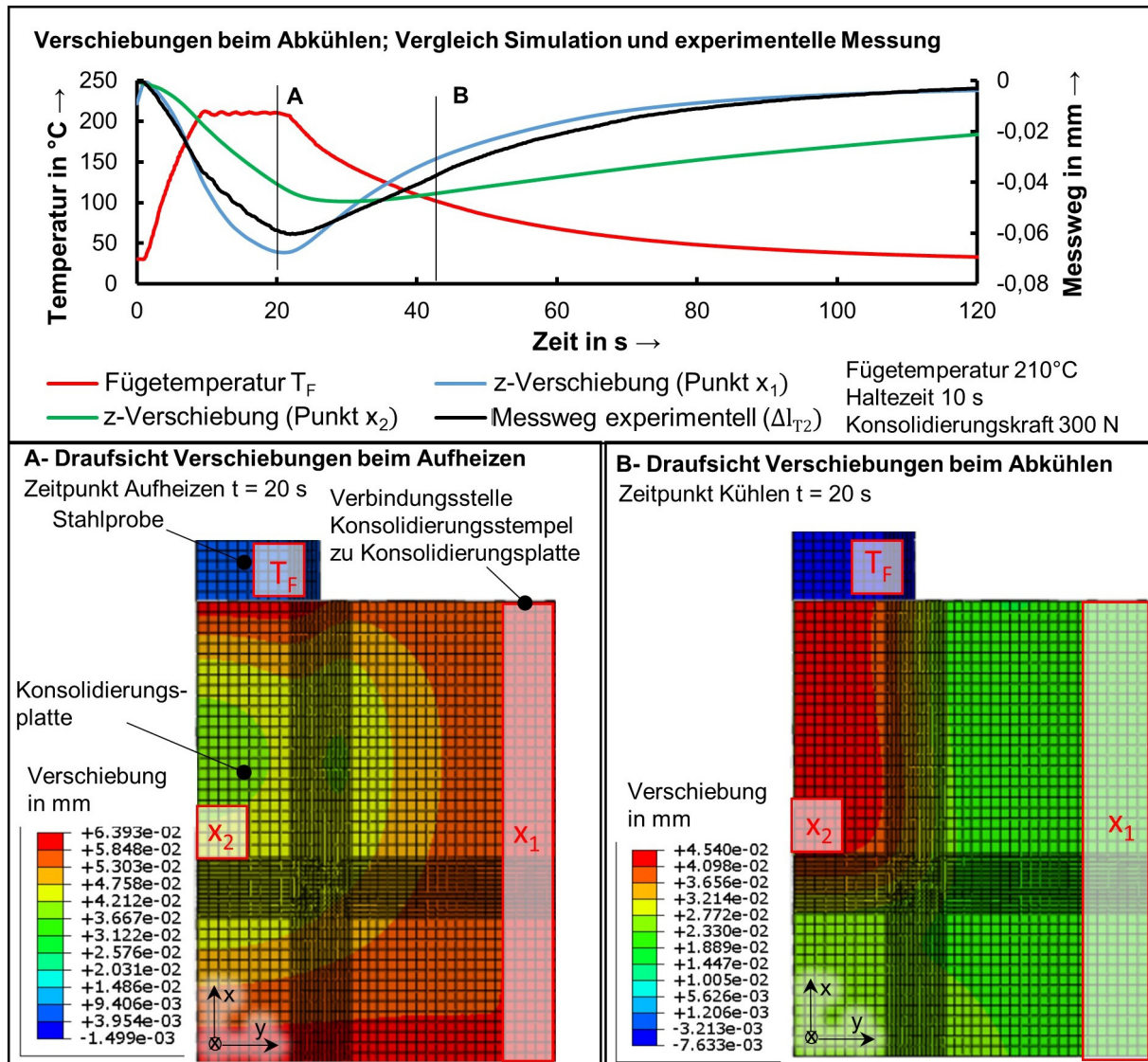


Abbildung 4.13: Qualitatives Ergebnis der z-Verschiebung der Konsolidierungsplatte infolge Wärmedehnung und Messpunktepunkte zum Messen der z-Verschiebung

Beim experimentell ermittelten Messweg infolge der Wärmedehnung und der simulierten Verschiebung an Punkt x_1 ist ein ähnlicher Verlauf festzustellen. In den Draufsichten A und B ist an den Verschiebungen in z-Richtung zu erkennen, dass während dem Aufheizen und Abkühlen eine inhomogene Verformung der Konsolidierungsplatte entsteht. Die simulierte Verschiebung infolge Wärmedehnung an Punkt x_2 entspricht am Prozessende nicht null, da die Konsolidierungsplatte innerhalb der betrachteten Abkühlzeit nicht bis Raumtemperatur gekühlt werden konnte. Die Ergebnisse bestätigen die Annahme, dass die Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte einen deutlichen Einfluss auf den Verlauf des Messwegs beim Fügen hat.

Die Verschiebungen wurden auch für eine Füge­temperatur von 280°C mit 10 s Haltezeit und einer Füge­temperatur von 210 °C und 60 s Haltezeit simuliert und mit dem Durchschnitt von 5 experimentellen Messungen verglichen. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.14 dargestellt.

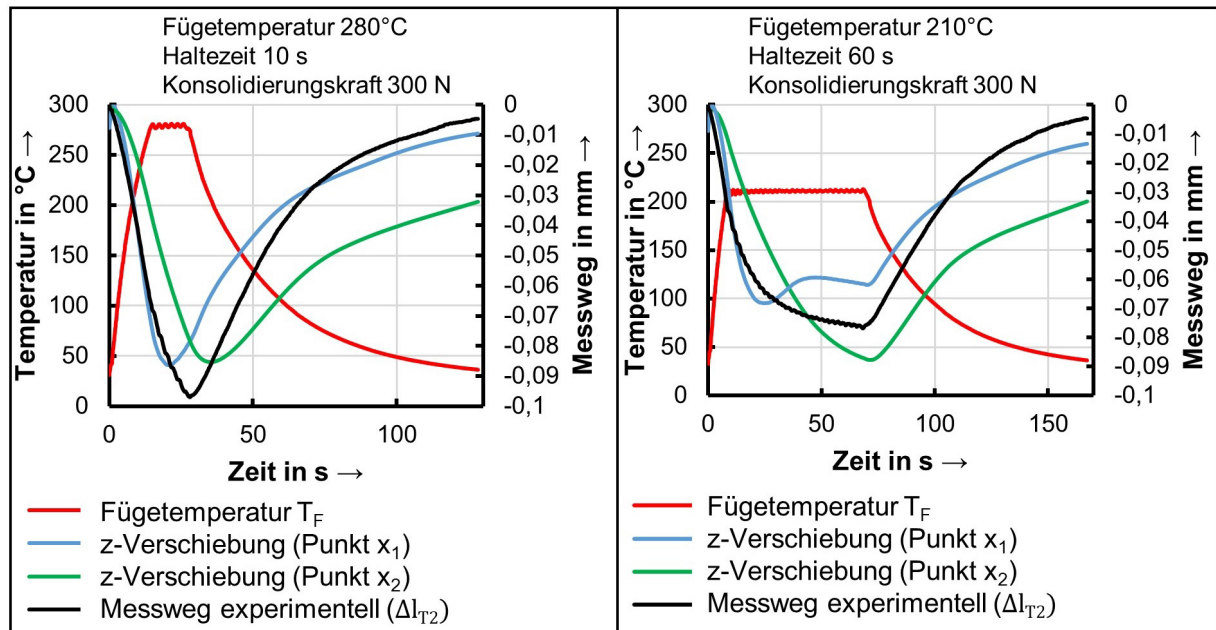


Abbildung 4.14: Links: Vergleich simulierte z-Verschiebung und experimenteller Messweg bei $T_F = 280^\circ\text{C}$, 10s Haltezeit und Konsolidierungskraft: 300 N; Rechts: Vergleich simulierte z-Verschiebung und experimenteller Messweg bei $T_F = 210^\circ\text{C}$, 60s Haltezeit und Konsolidierungskraft: 300 N

Analog zu den gemessenen Wegen führt auch in der Simulation eine längere Haltezeit und eine höhere Temperatur zu einer größeren z-Verschiebung. Während bei einer Füge­temperatur von 210 °C und einer Haltezeit von 10 s die gemessenen und simulierten z-Verschiebungen sehr ähnlich sind, unterschätzt die Simulation bei einer Füge­temperatur von 280 °C die Verschiebung an Punkt x_1 . Ursache können Abweichungen infolge ungenauer oder sich ändernde Wärmeübergangskoeffizienten in der Fügezone sein. Bei einer Haltezeit von 60 s unterscheiden sich gemessene und simulierte Verschiebungen an Punkt x_1 stärker. Dies wird auf die vereinfachte Annahme einer flächigen Einspannung der Konsolidierungsplatte zurückgeführt und kann durch eine Weiterentwicklung des Simulationsmodells optimiert werden. Allgemein kann bei den längeren Haltezeiten auch bei den simulierten Verschiebungen ein Abflachen der Messwegverläufe ähnlich wie bei den experimentell ermittelten festgestellt werden.

4.2.3 Aufheizen des Prüfstands durch elektromagnetische Wechselfelder

Die elektromagnetischen Wechselfelder, die um den Induktor im Konsolidierungsstempel entstehen, werden wie in Abbildung 4.6 - Konfiguration T3 auch in die Aluminiumseitenteile induziert, wodurch diese erwärmt werden können. In den Seitenteilen führt dies zu einer Wärmedehnung und hat somit Einfluss auf den Messweg. Der Versuchsaufbau (Konfiguration T3), die Temperaturverläufe und der errechnete Einfluss durch Wärmedehnung auf den Messweg (Ansatz analog zu Gleichung 4.6), sind in Abbildung 4.15 dargestellt.

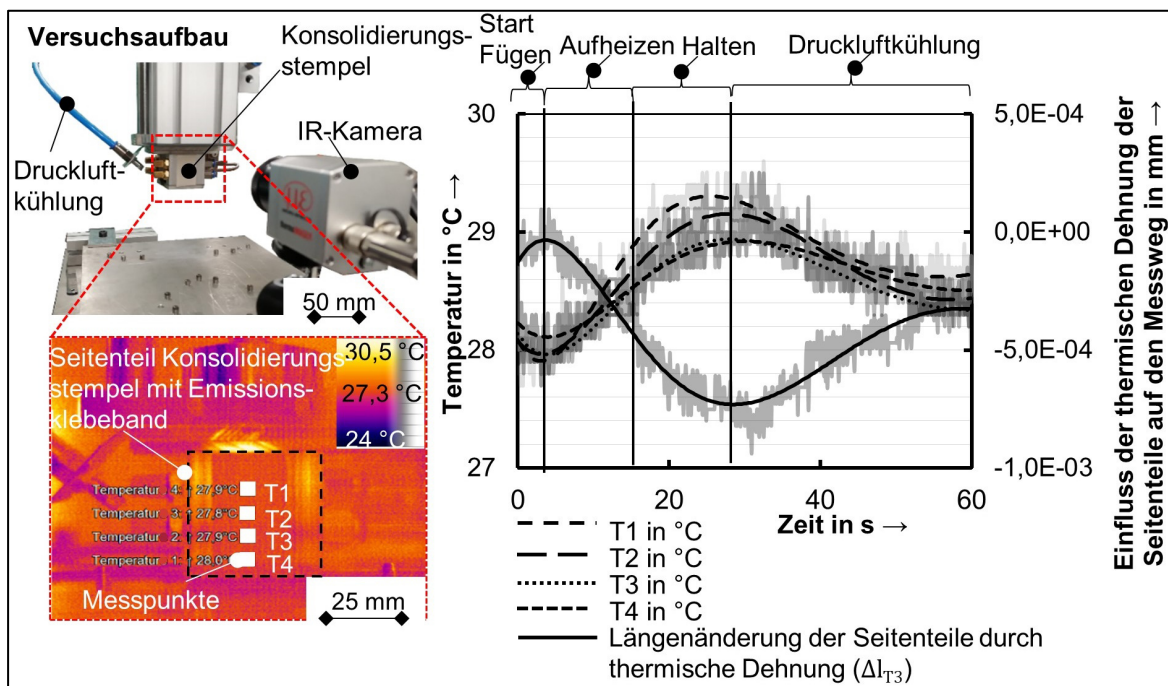


Abbildung 4.15: Erwärmung der Seitenwände des Konsolidierungsstempels infolge elektromagnetischen Wechselfeldern und daraus resultierende Längenänderung der Seitenteile infolge Wärmedehnung

Die Temperaturen wurden mit einer Thermokamera des Typs ThermoIMAGER TIM 640 (Micro-Epsilon Messtechnik GmbH & Co. KG) gemessen. Um das Aufheizverhalten der Seitenteile zu prüfen, wurde der Induktor eingeschaltet. Um Falschmessungen infolge von Reflektionen des Aluminiums der Seitenwände auszuschließen, wurde Emissionsklebeband verwendet. Die Temperaturverläufe von vier Einzelmesspunkten wurden gemittelt und damit der resultierende Einfluss der Wärmedehnung auf den Messweg berechnet. Zur Glättung des Rauschens bei der Temperaturmessung wurden die Messungen mit einer Polynomfunktion interpoliert und als Linie dargestellt. Für die Dauer der induktiven Erwärmung im Fügeprozess (hier: GF-PA6 ca. 23 s) steigt die Temperatur der Seitenwände um ca. 1 °C. Im

Anschluss an die induktive Erwärmung wurde in Anlehnung an den Fügeprozess die Druckluftkühlung eingeschaltet, die nicht nur die Fügepartner sondern auch die Seitenteile des Konsolidierungstempels kühlt. Dies ergibt einen errechneten Einfluss der Wärmedehnung der Seitenteile auf den Messweg wie in Abbildung 4.15 rechts dargestellt. Beim GF-PP hat dies einen maximalen Einfluss von 0,07 μm und bei GF-PA6 0,14 μm auf den Messweg². Diese errechneten Werte sind außerhalb der Auflösung des Wegsensors (Auflösung: 0,5 μm [163]). Dieser Zusammenhang verdeutlicht, dass die Wärmedehnung der Seitenteile durch die elektromagnetischen Wechselfelder vernachlässigbar gering ist. Dies gilt auch für den Fall, wenn der Induktor 120 s eingeschaltet ist (Anhang 9.6).

4.2.4 Zwischenfazit thermische Einflüsse auf den Messweg

Die thermischen Einflüsse auf den Messweg der Referenzfügungen von HL400/GF-PP/240/ib und HL400/GF-PA6/280/ib sind zusammengefasst in Tabelle 4.3 aufgeführt.

Tabelle 4.3: Einflüsse der thermischen Dehnung auf den Messweg

| Thermische Dehnung | Akronym | Maximaler Wert in mm | | Bemerkung |
|--|-------------------------------|----------------------|------------|---|
| | | GF-PP/240 | GF-PA6/280 | |
| TP-FKV | $\Delta l_{T \text{ TP-FKV}}$ | -0,00704 | -0,00526 | Berücksichtigung bis Formbeständigkeitstemperatur |
| Stahlproben | $\Delta l_{T \text{ Stahl}}$ | -0,00255 | -0,00305 | In Abhängigkeit der Fügetemperatur |
| Konsolidierungsplatte | Δl_{T2} | -0,073 | -0,098 | Aus experimentellen Messungen der Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte, analog zu Abbildung 4.10, abhängig von der Fügetemperatur |
| Seitenteile Konsolidierungstempel | Δl_{T3} | -0,0007 | -0,0007 | In Abhängigkeit der Heizzeit und Haltephase bei eingeschaltetem Induktor |
| Summe maximale thermische Dehnungen | $\Delta l_{T\Sigma}$ | -0,08329 | -0,107 | Thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte hat mit Abstand größten Einfluss auf den Messweg |

Die z-Verschiebung infolge thermischer Dehnung der Konsolidierungsplatte (Δl_{T2}) hat mit ca. 90 % Anteil aller Längenänderungen infolge thermischer Dehnungen ($\Delta l_{T\Sigma}$) den größten Einfluss bei den Referenzfügungen. Die Ergebnisse in Tabelle 4.3 zur Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte bei HL400/GF-PP/240/ib sind im Anhang 9.7 aufgeführt.

² Der thermische Ausdehnungskoeffizient vom Aluminium der Seitenteile beträgt $23,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ [164]. Die Höhe, an der der Wegsensor am Aluminium Seitenteil angebracht ist, beträgt 30 mm

4.3 Einfluss der Kristallinität auf den Messweg

Beim Abkühlen der teilkristallinen Polymere verringert sich durch die Anordnung der Polymerketten zu einer Kristallstruktur das Volumen. Dieser Einfluss auf den Messweg soll folgend ermittelt werden. Hierfür, wird die Kristallinität der GF-PP und GF-PA6 Probekörper³ mit Hilfe der dynamischen Differenzkalorimetrie (englisch: differential scanning calorimetry; DSC)⁴ bestimmt. Mit den Ergebnissen⁵ der DSC werden die Enthalpieänderungen berechnet. Da die Aufheizrate und Probenmasse bekannt sind, kann mit einer Peak-Flächenintegration die Schmelzenthalpie ΔH_m ermittelt werden. Wenn zusätzlich die Schmelzenthalpie für einen 100 % kristallinen Zustand ΔH_m^0 bekannt ist⁶, kann die Kristallinität X_C des Polymers mit Gleichung 4.7 errechnet werden: [164, 165]

$$X_C = \frac{\Delta H_m}{\Delta H_m^0} \cdot 100 \% \quad 4.7$$

Da bekannt ist, dass die unterschiedlichen Kristallphasen bei PP und PA6 keinen deutlichen Einfluss auf die Schmelzenthalpie haben, wird die Morphologie der Kristalle nicht näher berücksichtigt [166, 167]. Die Faserverstärkung erlaubt es nicht, dass die Schmelzenthalpie direkt aus der Peak-Flächenintegration unter Berücksichtigung des Probengewichts bestimmt werden kann. Um das Gewicht der Glasfaserverstärkung der DSC-Proben herausrechnen zu können, wurde ihr Anteil durch eine Veraschung in einer TGA⁷ ermittelt. Nach Subtraktion des Glasfaseranteils kann das energetische Verhalten des Matrixpolymers ausgewertet werden. In Tabelle 4.4 sind die Daten aus

³ Die Probekörper wurden mittig sowohl aus der Fügezone einer mechanisch geprüften Zug-Scher-Probe entnommen als auch aus einem ungefügten TP-FKV. Die Probenentnahme erfolgte in kompletter Dickenrichtung der TP-FKV um einen repräsentativen Durchschnittswert der Kristallinität zu erhalten. Die ungefügten GF-PA6 Proben wurden, analog zu den Fügeversuchen, vor den Versuchen bei 80 °C getrocknet. Die Auswertung der DSC ist im Anhang 9.8.

⁴ Bei der DSC wird der Wärmestrom \dot{Q} beim Aufheizen und Abkühlen eines mit TP-FKV gefülltem Tiegel mit einem Referenzzyklus (leerer Tiegel) gegenübergestellt. Während der DSC-Messung wird die Temperatur kontinuierlich gemessen. Dadurch können endotherme bzw. exotherme Reaktionen der Probe ermittelt werden.

⁵ Es wurde eine Heizrate von 10 °C/min und eine Stickstoffschutzatmosphäre von 30 ml/min verwendet. Der Temperaturbereich war bei GF-PP von 50 °C bis 250 °C und bei GF-PA6 von 65 bis 240 °C.

⁶ Die verwendete Schmelzenthalpie richtet sich nach den Angaben in [164] und beträgt für ein vollständig kristallines Polyamid 6 230 J/g und für isotaktisches PP 207 J/g. Die Angaben zur Schmelzenthalpie variieren jedoch je nach Quelle. Bei isotaktischem Polypropylen zwischen 138-239 J/g [166], bei PA6 zwischen 176-230 J/g [178, 179].

⁷ Die TGA wurde mit einer Heizrate von 10 °C/min in einem Temperaturbereich von 30-600 °C durchgeführt. Die Temperatur von 600 °C wurde für 15 min gehalten, um eine vollständige Degradierung des Polymers sicherzustellen. Nach der TGA bleiben lediglich die Glasfasern zurück, worauf aufbauend aus dem Anfangsgewicht der Matrixanteil berechnet werden kann.

den DSC- und TGA-Versuchen zusammengefasst und die Kristallinität der FKV nach Gleichung 4.7 berechnet. Die DSC und TGA Diagramme sind im Anhang 9.7. Die Abkühlgradienten bei der Herstellung der TP-FKV von BondLaminates sind unbekannt.

Tabelle 4.4: Charakterisierung der TP-FKV vor dem Fügen (TP-FKV_{VOR}) und danach (TP-FKV_{NACH})

| | Peak- Flächeninte- -gral in mJ | Initialgewicht in mg | Matrixgewicht in mg | Schmelzenthalpie ΔH_m | Kristallinität X_c in % |
|------------------------------|--------------------------------------|-------------------------|------------------------|----------------------------------|------------------------------|
| GF-PP_{VOR} | -505,42 | 13,96 | 5,52 | 91,52 | 44,21 |
| GF-PP_{NACH} | -277,87 | 11,47 | 2,89 | 95,69 | 46,23 |
| GF-PA6_{VOR} | -363,64 | 17,49 | 5,6 | 64,79 | 28,17 |
| GF-PA6_{NACH} | -330,22 | 13,53 | 5,25 | 62,80 | 27,31 |

Der Unterschied der Kristallisationsgrade der TP-FKV vor und nach dem Fügen ist marginal. Um die Auswirkung der Schwindung infolge der Kristallisation während des Abkühlens auf den Messweg zu ermitteln, wird die Dichte des Matrixpolymers der Probe ρ_m berechnet. Hierbei wird die Dichte unter Berücksichtigung der amorphen Phase ρ_a und der vollständig kristallinen Phase ρ_c ⁸ bestimmt.

$$\rho_m = \rho_a \cdot \left(1 - \frac{X_c}{100 \%}\right) + \rho_c \cdot \frac{X_c}{100 \%} \quad 4.8$$

Die berechneten Matrixdichten in Abhängigkeit der Kristallinität sind in Tabelle 4.5 aufgeführt.

Tabelle 4.5: Berechnete Dichte der Matrix in Abhängigkeit der Kristallinität vor und nach dem Fügen

| GF-PP_{VOR} | GF-PP_{NACH} | GF-PA6_{VOR} | GF-PA6_{NACH} |
|----------------------------|-----------------------------|-----------------------------|------------------------------|
| 0,8952 g/cm ³ | 0,8971 g/cm ³ | 1,1094 g/cm ³ | 1,1086 g/cm ³ |

Bei einer Ausgangsdicke der TP-FKV von 2 mm und einen FVG von 47 % entspricht der Matrixanteil einer Reinpolymerplatte von 1,06 mm. Unter der Annahme, dass die unterschiedliche Kristallinität der Materialien vor und nach dem Fügen nur einen Einfluss auf die Polymerdicke (gleiche Grundfläche) hat, kann der Anteil von Kristallisationseffekten am Messweg berechnet werden. Durch die höhere Kristallinität

⁸ Die Literaturangaben zur Dichte der amorphen und kristallinen Bereiche variieren. Für die hier vorliegende Rechnung wurde für $\rho_{a,PA6} = 1,084 \text{ g/cm}^3$ [180], $\rho_{c,PA6} = 1,174 \text{ g/cm}^3$ [180], $\rho_{a,PP} = 0,855 \text{ g/cm}^3$ [166] und $\rho_{c,PP} = 0,946 \text{ g/cm}^3$ [166] herangezogen. Die unterschiedlichen Kristallphasen haben unterschiedliche Dichten. Für die Rechnung wurden Literaturwerte zwischen den am häufigsten auftretenden Phasen verwendet. Bei PA6 beträgt die Dichte der α Phase $1,24 \text{ g/cm}^3$, die der γ Phase $1,13 \text{ g/cm}^3$ [181]. Bei PP beträgt die Dichte der α Phase $0,949 \text{ g/cm}^3$, die der β Phase $0,939 \text{ g/cm}^3$ [167].

wird die Polymerschicht im direkten Vergleich vor und nach dem Fügen bei GF-PP um 2,17 μm dünner und GF-PA6 um 0,74 μm dicker. Um den Einfluss der Kristallinität aus der Schmelze heraus (amorph) bis zum Kristallisationsgrad der Proben nach dem Fügen zu ermitteln, wurden zwei Annahmen betrachtet. Die erste Annahme (Annahme 1) ist, dass sich die Kristalle in der kompletten Dickenrichtung des TP-FKV neu bilden. Die realistischere Annahme 2 nimmt an, dass sich die Kristalle nur in dem Anteil neu bilden, der in Dickenrichtung aufgeschmolzen ist. Die aufgeschmolzenen Bereiche der TP-FKV werden hierbei mit einer lineareren Regressionsgerade des Temperaturgradienten in Dickenrichtung bestimmt. Dies ergibt für GF-PP einen aufgeschmolzenen Bereich im TP-FKV von 0,65 mm und für GF-PA6 von 0,48 mm. Die Ergebnisse der Dickenänderung infolge der Kristallbildung für die beiden Annahmen werden in Tabelle 4.6 vorgestellt.

Tabelle 4.6: Einfluss der Kristallinität beim Abkühlen aus der Schmelze

| | Schmelzflüssiger Polymeranteil in mm | Dichte amorphes Polymer in g/cm^3 | Dichte 100% kristallines Polymer in g/cm^3 | Kristallinität X_c nach dem Fügen in % | Dickenänderung infolge Kristallisation in mm |
|------------------|--|---|--|---|--|
| <u>Annahme 1</u> | | | | | |
| GF-PP | 1,06 | 0,855 | 0,946 | 46,23 | 0,0497 |
| GF-PA6 | 1,06 | 1,084 | 1,174 | 27,31 | 0,0244 |
| <u>Annahme 2</u> | | | | | |
| GF-PP | 0,3445 | 0,855 | 0,946 | 46,23 | 0,0162 |
| GF-PA6 | 0,2544 | 1,084 | 1,174 | 27,31 | 0,0059 |

Bei diesen Berechnungen wurde der Polymeraustrieb und der daraus resultierende, höhere FVG beim Fügen nicht berücksichtigt. Würde dieser berücksichtigt werden, würden die errechneten Dickenänderungen geringer ausfallen. Annahme 1 entspricht aufgrund des vollständig aufgeschmolzenen Polymers nicht dem Prinzip des induktiven Fügens dieser Arbeit (Siehe Kapitel 4.2.1). Der im Vergleich zu den anderen Einflüssen (z. B. Stauchung) große Einfluss auf den Messweg infolge der Kristallisation soll durch Annahme 1 hervorgehoben werden. Am Beispiel des induktiven TP-FKV/Stahl Fügens unter Berücksichtigung des Temperaturgradienten beim induktiven Fügen in Dickenrichtung (Annahme 2) fallen die Einflüsse auf den Messweg wesentlich geringer aus. Der Einfluss der unterschiedlichen Matrixmaterialien auf die Dickenänderung beim Abkühlen ist bei beiden Annahmen deutlich zu erkennen, wobei die Schwindung beim Polypropylen deutlich ausgeprägter ist. Übergeordnet zu berücksichtigen und messtechnisch schwer zu erfassen ist, dass die Primärkristalle aus der Schmelze entstehen, die Schmelze aber aufgrund des Konsolidierungsdrucks

stetig aus der Fügezone verdrängt wird. Daher ist davon auszugehen, dass nur ein kleiner Polymeranteil in Dickenrichtung in der Fügezone neue Kristalle bildet, die einen Einfluss auf den Messweg haben könnten. Dieser Zusammenhang kann auch erklären, warum die ermittelten Kristallisationsgrade in Tabelle 4.4 vor und nach dem Fügen quasi identisch sind. Diese Erkenntnisse machen deutlich, dass die Kristallbildung einen sehr geringen Einfluss auf den Messweg beim Fügen hat.

4.4 Zusammenfassung isolierter Effekte auf den Verlauf des Messwegs

Um den gesamten Messweg während des Fügeprozesses zu beschreiben, werden die Ergebnisse der zuvor durchgeführten Untersuchungen zusammengefasst. Die Ergebnisse aus den Kapiteln 4.1 bis 4.3 sind in Tabelle 4.7 aufgeführt.

Tabelle 4.7: Zusammenfassung der isolierten Effekte auf den Fügweg

| Einflussgröße | Anteil am Gesamtfügweg |
|--|---|
| Kompaktieren der Fügepartner und des Prüfstands | |
| Durchbiegung der Konsolidierungsplatte | Da die Aufzeichnung des Messwegs erst nach vollständigem Aufbringen der Konsolidierungskraft startet, spielt die Durchbiegung im hier betrachteten Fall eine untergeordnete Rolle. |
| Kriechen der Fügepartner, Konsolidierungsplatte und Setzen der Probekörper | Bei Beginn der Messung nach vollständig aufgebrachter Konsolidierungskraft sind die auftretenden Kompaktierungseffekte gegenüber dem Gesamtfügweg gering. Hier insgesamt: $\leq 5\%$. |
| Thermische Dehnung der Fügepartner und des Prüfstands | |
| Stahlproben und TP-FKV-Proben | Die thermischen Dehnungen der Fügepartner spielen eine untergeordnete Rolle |
| Konsolidierungsstempel infolge induzierter EM-Wechselfelder | Das Aluminium des Konsolidierungsstempels wird kaum erwärmt wodurch der Einfluss auf den Messweg vernachlässigbar gering bei $< 1\ \mu\text{m}$ ist. Bei Konfigurationen, bei denen der Induktor näher an der Anlagenperipherie positioniert ist, kann der Effekt größer ausfallen. |
| Konsolidierungsplatte | Sowohl experimentell, als auch simulativ wurde gezeigt, dass der Wärmeeintrag durch den Stahlprobekörper in die Konsolidierungsplatte einen großen Einfluss auf den Messweg hat. Die Wärmeausdehnung der Konsolidierungsplatte im Fügeprozess in Abhängigkeit von der Fügetemperatur und -zeit kann mehrere 0,01 mm betragen. |
| Polymerbezogene Effekte | |
| Kristallinität | Die Volumenänderung der Thermoplastmatrix infolge der Kristallinitätsänderung im Fügeprozesses beeinflusst auch den Verlauf des Messwegs und wurde berechnet. Da stetig Polymer aus der Fügezone verdrängt wird, kann lediglich die Kristallisation einer dünnen Schmelzeschicht den Verlauf des Messwegs beeinflussen. Dieser Einfluss fällt je nach Matrixpolymer unterschiedlich aus und im betrachteten Fall kann er vernachlässigt werden. |
| Einflüsse durch Polymer-Squeeze-Out | Mit den ermittelten Einflüssen kann der Fügwegverlauf aus dem Messwegverlauf bestimmt werden. Zur Vereinfachung kann angenommen werden, dass im betrachteten Fall nur die thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte von Relevanz ist. |

Zusammenfassend hat nur die thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte einen deutlichen Einfluss auf den Messweg. Wird die gemessene z-Verschiebung infolge thermischer Dehnung der Konsolidierungsplatte vom Messweg abgezogen, kann der Fügeweg bestimmt werden. Dies ergibt den transienten Verlauf des Fügewegs infolge des Polymer-Squeeze-Out. Beispiele für den Messwegverlauf einer Schweißung und der daraus errechnete Fügeweg sind in Abbildung 4.16 dargestellt.

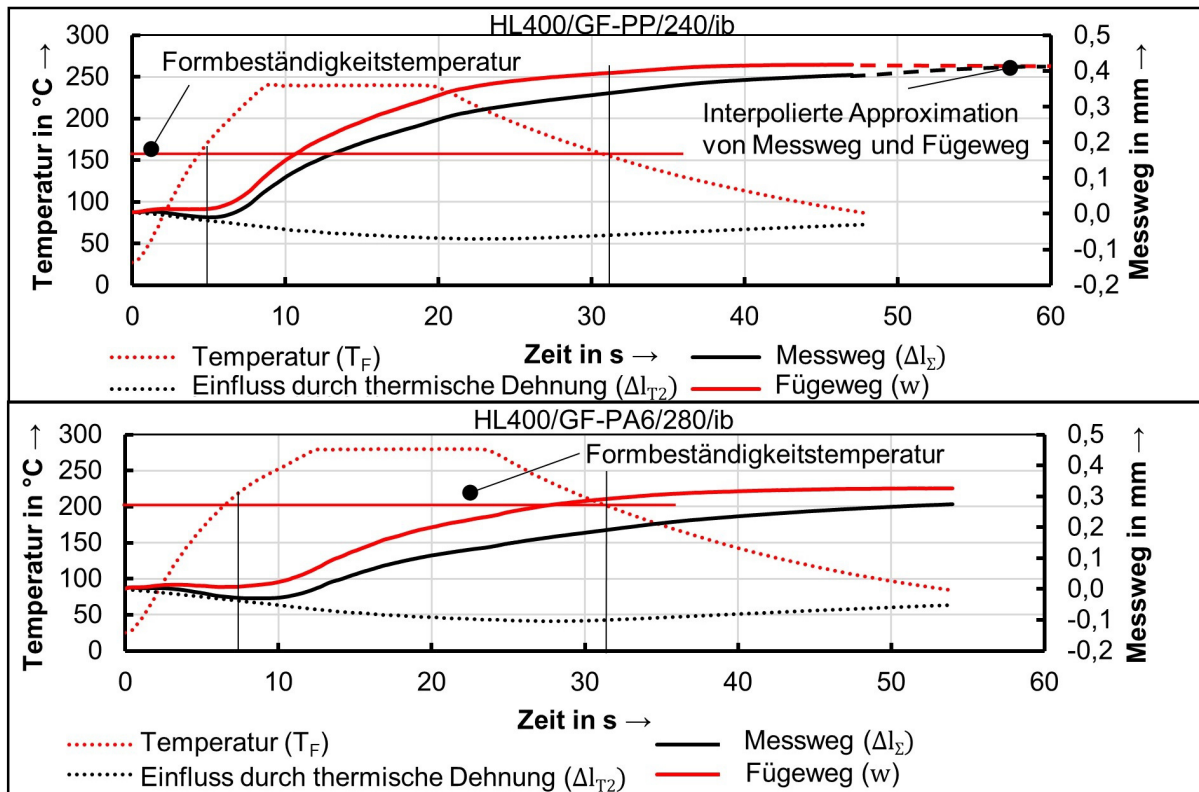


Abbildung 4.16: Messweg und daraus errechneter Verlauf des Fügewegs

Ab unterschreiten der Formbeständigkeitstemperatur steigt der Fügeweg nur noch unwesentlich um ca. 0,03 mm. Dieser Anstieg wird auf die Summe der Einflüsse von Polymerschwindung und Wärmedehnung des Polymers zurückgeführt. Es ist zu erwarten, dass sich Messweg und Fügeweg am Ende des Prozesses annähern, da die thermischen Dehnungen reversibel sind. Dies ist in Abbildung 4.16 am Beispiel HL400/GF-PP/240/ib mit einer gestrichelten Kurve skizziert, da die repräsentativen Fügeversuche vor Erreichen der Raumtemperatur abgebrochen wurden. Dass die thermischen Dehnungen im Prozess reversibel sind ist an den Diagrammen in Abbildung 4.10 und Abbildung 4.11 zu sehen.

4.5 Einfluss von Prozessparametern und Probengeometrie auf den Messweg

In diesem Unterkapitel wird vorgestellt, welchen Einfluss die Füge­temperatur, die Konsolidierungskraft, die Probengeometrie, das Matrixpolymer und die OFVB auf den Messwegverlauf (Δl_{Σ}) haben. Die Studie wurde mit einem teilkristallinen TP-FKV (GF-PP) und einem amorphen TP-FKV (GF-PC) durchgeführt. Um die Messwege besser analysieren zu können, wurde die Haltezeit bei Füge­temperatur auf 60 s festgelegt. Die Einflüsse infolge thermischer Dehnungen und Setzeffekte des Prüfstands sind in den hier vorgestellten Messungen vorhanden. Eine Analyse der Einflüsse durch Prozessparameter und Probengeometrie auf den Füge­weg w beeinflusst dies nicht.

4.5.1 Einfluss der Probengeometrie auf den Messweg

Die Füge­konfiguration für die Zug-Scher-Proben nach DIN 1465 entspricht einem Sonderfall und in der Realität werden auch andere Probengeometrien gefügt. In diesem Unterkapitel wird geprüft, welchen Einfluss eine unterschiedliche Größe der Füge­partner auf den Messwegverlauf hat. Die Ergebnisse und die Probengeometrien von einer laserstrukturierten Stahloberfläche in Abbildung 4.17 dargestellt.

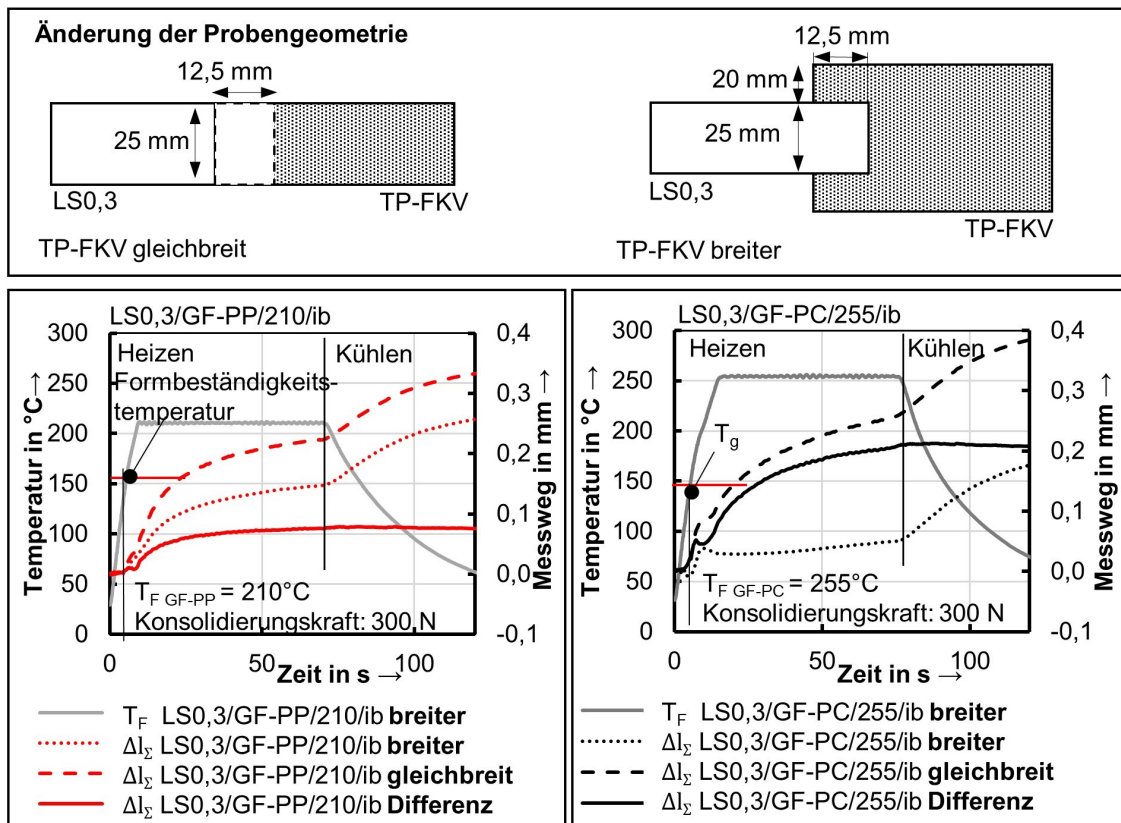


Abbildung 4.17: Einfluss der Probekörpergeometrie auf den Füge­weg, Konsolidierungskraft: 300 N

Ab dem Überschreiten der Formbeständigkeitstemperatur (GF-PP: 157 °C) bzw. Glasübergangstemperatur T_g (GF-PC: 156 °C) driften beim Aufheizen die Messwegverläufe beider TP-FKV infolge der unterschiedlichen Probengeometrien auseinander. Bei den gleichbreiten Proben können schmelzflüssiges Matrixpolymer und Teile der Verstärkungsfasern leichter an den Seiten austreten. Die kontinuierliche Faserverstärkung stützt bei den breiteren Probekörpern die Faserstruktur, wodurch diese nicht verdrängt werden kann. Darüber hinaus wird der Schmelzaustrieb durch den überstehenden TP-FKV behindert. Beim Abkühlen ist trotz der unterschiedlichen Probengeometrien ein paralleler Verlauf der Messwege zu erkennen. Die Differenz zwischen den beiden Messwegen bleibt während dem Abkühlen konstant. Dies ist darauf zurückzuführen, dass das Abkühlen der Konsolidierungsplatte und der Probekörper in Dickenrichtung identisch ist und somit auch der Verlauf des Messwegs beim Abkühlen. Dieses Ergebnis validiert somit die Probengeometrie der einfach überlappenden Probekörper (gem. DIN 1465) als Referenz zur Analyse der Effekte auf den Messweg. Es kann angenommen werden, dass die ermittelten Einflüsse auf den Messweg qualitativ auf weitere Fügepartnergeometrien übertragen werden können.

4.5.2 Einfluss der Füge­temperatur auf den Messweg

In Abbildung 4.18 sind die Messwegverläufe der verschiedenen TP-FKV bei unterschiedlichen Füge­temperaturen am Beispiel einer laserstrukturierten Stahloberfläche vorgestellt.

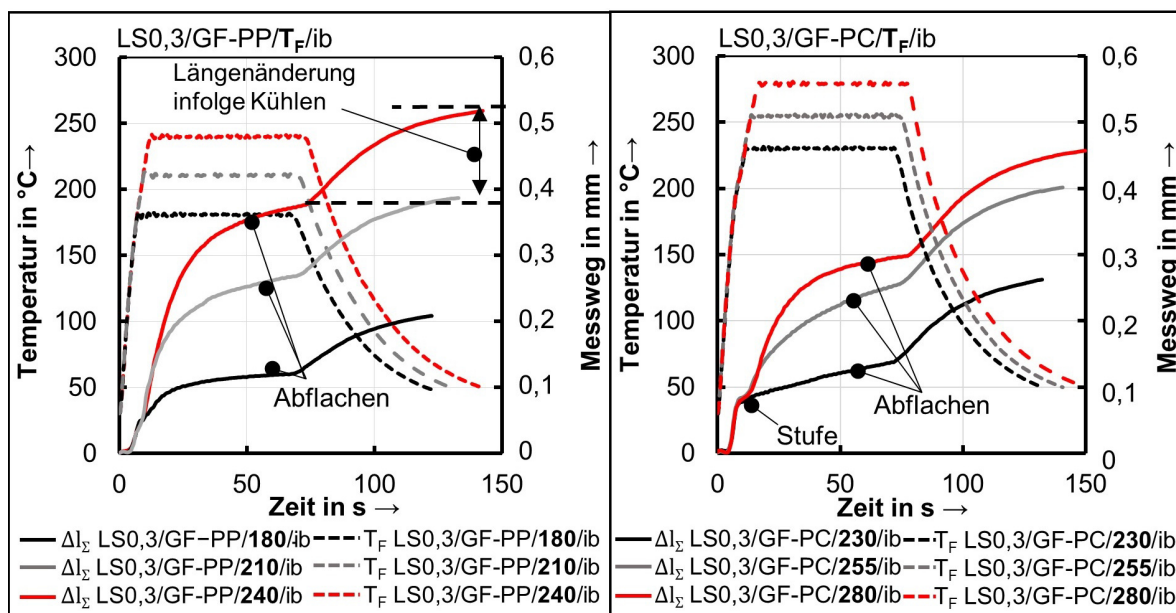


Abbildung 4.18: Einfluss der Füge­temperatur (T_F) auf den Messweg. Links: LS0,3/GF-PP/ T_F /ib Rechts: LS0,3/GF-PC/ T_F /ib, Konsolidierungskraft: 300 N

Aus den Diagrammen kann entnommen werden, dass höhere Fügetemperaturen sowohl beim teilkristallinen als auch amorphen TP-FKV zu höheren Messwegen führen. Ursächlich für das Abflachen der Messwegkurven ist das Herausdrücken des Polymers beim Fügen aus der Fügezone, wodurch der Faservolumengehalt (FVG) steigt. In den Diagrammen fällt die Wärmedehnung der Prüfstandskomponenten in Form der Kontraktion bei der Kühlung auf. Durch diese Feststellung werden die Erkenntnisse aus Kapitel 4.2 bestätigt.

Beim amorphen GF-PC ist am Anfang des Prozesses ein steiler Anstieg des Messwegs zu beobachten, der in einer Art Stufe endet. Dieser Effekt ist beim GF-PP nicht zu beobachten. Um die Stufenbildung besser erklären zu können, wurden mit den TP-FKV Torsionsklemmenrheometermessungen zum Ermitteln des festkörperrheologischen Verhaltens durchgeführt, die in Abbildung 4.19 vorgestellt sind.

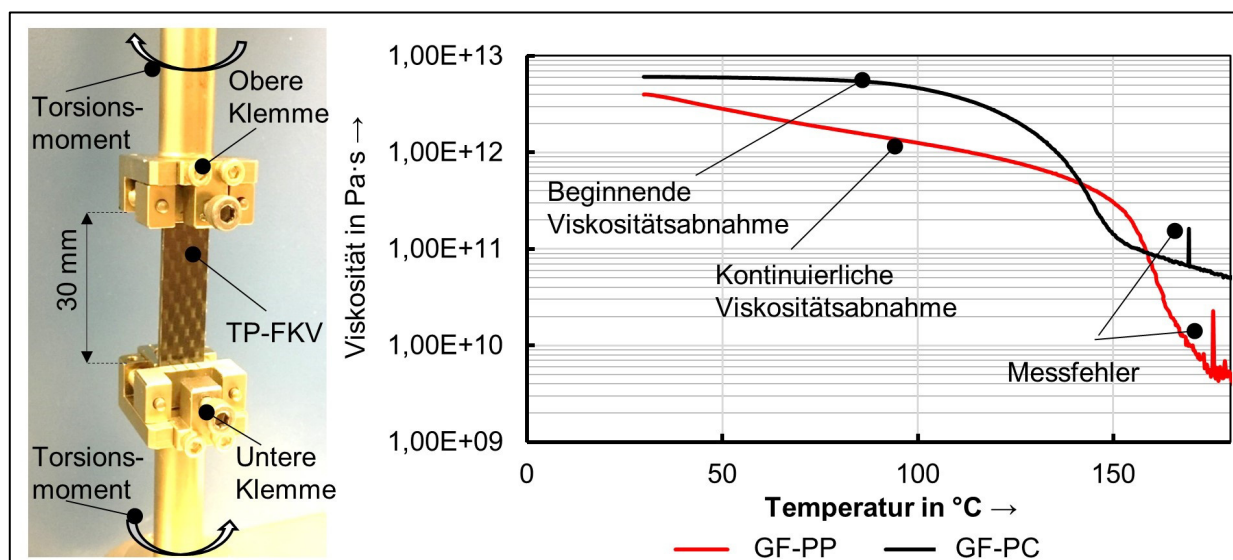


Abbildung 4.19: Versuchsaufbau Viskositätsmessung und Ergebnisse

Es wurden Torsionsklemmen mit einer Spannweite von 13 mm verwendet. Der Abstand zwischen den Torsionsklemmen betrug 30 mm. Die Probenbreite war 10,1 mm. Die Probenmaterialien entsprechen den Materialdaten in Tabelle 3.1 mit einer Dicke von 2 mm. Die TP-FKV Proben wurden alternierend um $0,11^\circ$ mit einer Frequenz von 1 Hz verdreht. Der Speichermodul (G') und Verlustmodul (G'') wurden gemessen und die Viskosität berechnet. Durch eine stetige Erhöhung der Temperatur um 2°C/min wurde die Viskosität der Materialien in Abhängigkeit von der Temperatur bestimmt.

GF-PC ($6,12 \cdot 10^{12} \text{ Pa}\cdot\text{s}$) hat eine höhere Anfangsviskosität als GF-PP ($3,96 \cdot 10^{12} \text{ Pa}\cdot\text{s}$). Die Viskosität des GF-PC beginnt ab einer Temperatur von ca. 90°C abzufallen, was in dem Diagramm in Abbildung 4.18 dem Beginn des Anstiegs des Messweg entspricht. Beim GF-PP fällt auf, dass bei einer Temperaturerhöhung bis zur Schmelztemperatur (165°C) die Viskosität kontinuierlich abnimmt. Die niedrigere Anfangsviskosität ist vermutlich der Grund, dass keine Stufe beim Messwegverlauf bei GF-PP festzustellen ist, da die Oberflächentopologie des Stahls bereits zu Prozessbeginn in den TP-FKV gedrückt wird. Da die Stufe durch das Erweichen des Polymers hervorgerufen wird, sind Erweichungseffekte beim Messweg detektierbar.

4.5.3 Einfluss der Konsolidierungskraft auf den Messweg

Der Einfluss der Konsolidierungskraft auf den Messweg ist in Abbildung 4.20 für die teilkristallinen und amorphen Thermoplaste am Beispiel einer laserstrukturierten Stahloberfläche dargestellt.

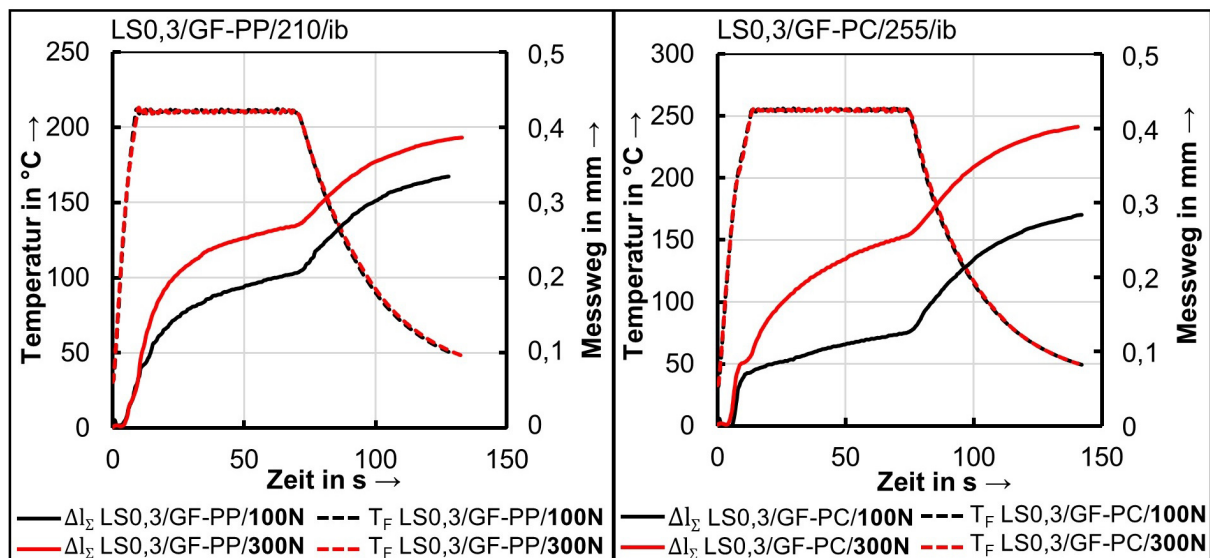
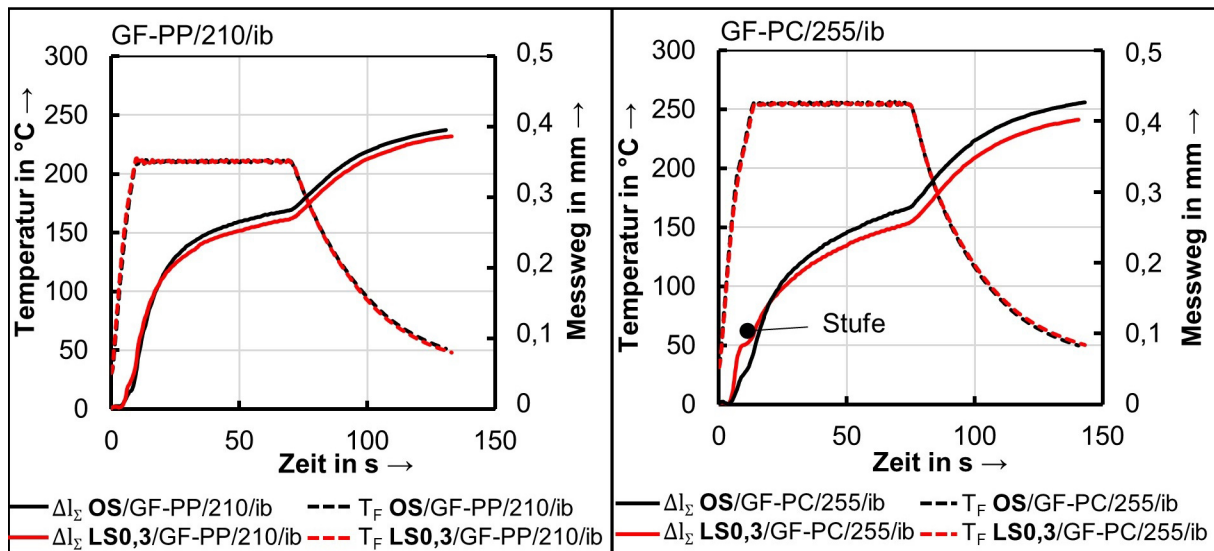


Abbildung 4.20: Einfluss der Konsolidierungskraft auf dem Messweg. Links: LS0,3/GF-PP/210/ib; Rechts: LS0,3/GF-PC/255/ib

Bei beiden Matrixpolymeren führt eine höhere Konsolidierungskraft zu höheren Messwegen. Auch bei einer Konsolidierungskraft von 100 N ist die Stufe (vgl. Kapitel 4.5.2) bei GF-PC zu erkennen. Bei GF-PP ist bei der Konsolidierungskraft von 100 N ebenfalls eine Stufe erkennbar. Dies kann damit zusammenhängen, dass durch die niedrigere Konsolidierungskraft bei Prozessstart die Topologie des Stahls weniger stark in den TP-FKV gedrückt wird und erst beim Erweichen des GF-PP messbar wird.

4.5.4 Einfluss der Oberflächenvorbehandlung auf den Messweg

Zum Prüfen des Einflusses der Oberflächenvorbehandlung (OFVB) auf den Messweg wurden die TP-FKV mit einer unstrukturierten (OS) und einer laserstrukturierten (LS0,3) Stahlprobe gefügt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 4.21 dargestellt.



OS: Ohne Strukturierung

Abbildung 4.21: Einfluss OFVB auf den Messweg, Konsolidierungskraft: 300 N

Bei beiden TP-FKV führt die fehlende OFVB zu keinem deutlichen Unterschied beim Messwegverlauf gegenüber einer laserstrukturierten Oberfläche. Beim GF-PC ist bei der Laserstrukturierung eine Stufe zu erkennen, bei der unbehandelten Oberfläche nicht. Dies stützt die Annahme, dass die Stufe in den Messwegkurven auf das Füllen der Kavitäten bzw. das Eindringen der Oberflächentopologie in das GF-PC zurückzuführen ist.

4.5.5 Einfluss der Faserverstärkung auf den Messweg

Zur Untersuchung des Einflusses der Faserverstärkung auf den Messweg wurden unverstärkte PC- und PP-Proben mit laserstrukturierten Stahlproben gefügt. Der Vergleich ist in Abbildung 4.22 dargestellt.

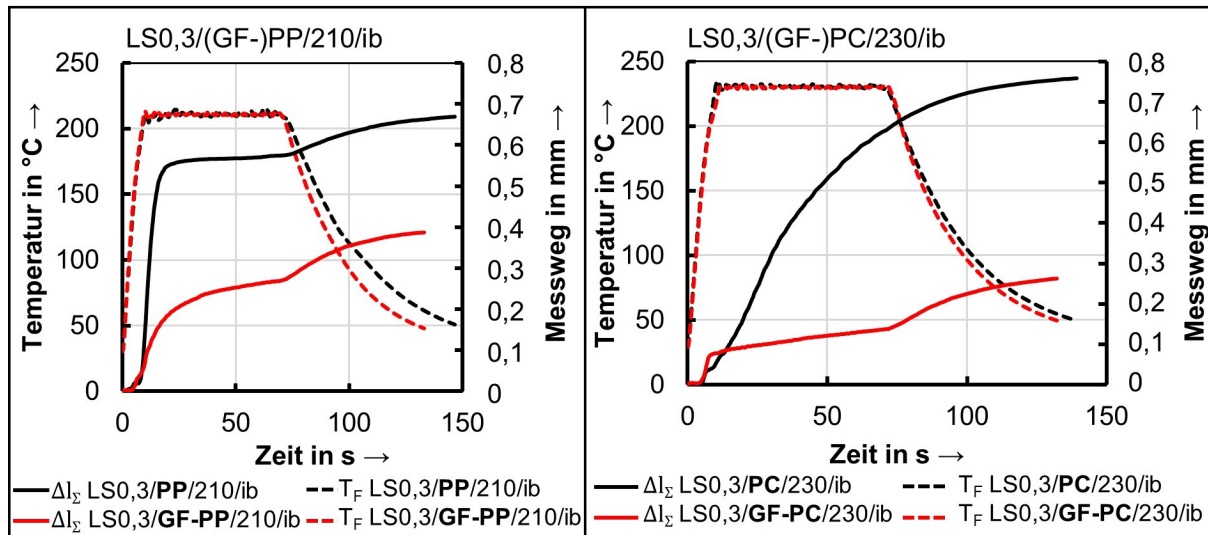


Abbildung 4.22: Einfluss der Faserverstärkung auf den Messweg, Konsolidierungskraft 300 N

Aufgrund der fehlenden Faserverstärkung ist der Messweg bei den unverstärkten Polymeren größer. Die Stahlproben werden bei den unverstärkten Polymeren fast vollständig in das Substrat gepresst. Der theoretisch maximale Messweg in Form der Stahlprobendicke wird nicht erreicht, da ausgetretener und erstarrter Squeeze Out ein vollständiges Einpressen behindert. Es sind außerdem Unterschiede beim Verlauf von unverstärktem PC und PP zu erkennen. Dies wird auf die höhere Viskosität des flüssigen PC und somit langsamere Verdrängung aus der Fügezone zurückgeführt.

Fazit:

Je nach Prozessparameter und Probengeometrie resultieren unterschiedlich starke Einflüsse auf den Messweg. Übergeordnet gilt für die betrachteten Materialkombinationen, dass höhere Fügetemperaturen und Konsolidierungskräfte zu höheren Messwegen führen. Es wurde gezeigt, dass für unterschiedliche Probengrößen ein qualitativ gleicher Verlauf des Messwegs resultiert, sich der Messweg am Prozessende in seiner Größe aber deutlich unterscheidet. Ferner kann unter gewissen Randbedingungen (vor allem geringe Konsolidierungskraft (hier: 100 N) und Materialkombination) auch ein Effekt der OFVB auf den Messweg festgestellt werden, was auf ein Füllen der Kavitäten mit Polymer zurückzuführen ist und an einer charakteristischen Stufe festgestellt werden kann. Kontinuierliche Verstärkungsfasern haben einen deutlichen Einfluss auf den Messweg, da ein im Prozess steigender FVG höhere Wege verhindert.

5 Analyse von Einflüssen auf die Verbindungsfestigkeit

In diesem Kapitel werden die Einflüsse von Fügetemperatur, Oberflächenvorbehandlung, Fügeweg, Witterung und zyklischer Lasten auf die Verbindungsfestigkeit untersucht. Ferner findet eine Gegenüberstellung der Zug-Scher-Festigkeiten induktiv gefügter und geklebter TP-FKV/Stahl-Verbindungen statt.

Einleitend in dieses Kapitel werden repräsentative quasistatische Zug-Scher-Versuche für die TP-FKV/Stahl-Verbindungen vorgestellt. Wie in Kapitel 3.2.3 beschrieben, treten an den Rändern von einfach überlappenden Zug-Scher-Proben Spannungsspitzen auf. Diese Spannungsspitzen führen zu einer Risseinleitung. In Abbildung 5.1 ist der Effekt der Risseinleitung bei der LS0,3/GF-PP/240/ib-Probe repräsentativ für alle Materialkombinationen dargestellt.

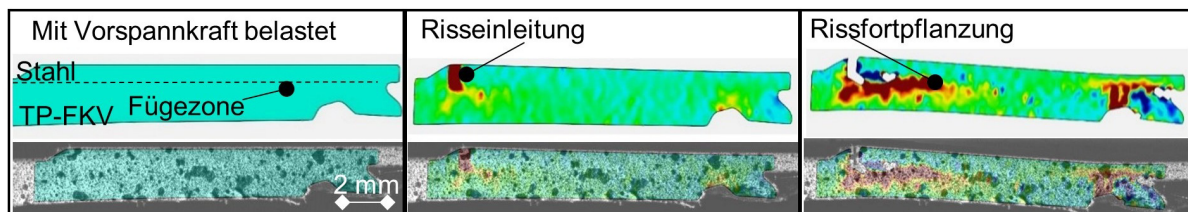


Abbildung 5.1: Typische Risseinleitung bei Überlappverbindungen am Beispiel von LS0,3/GF-PP/240/ib; Konsolidierungskraft: 300 N. Oben: Verformungsschaubild; Unten: Verformung über Probenseite. Farbcode: Rot: Starke Verformung, Grün: Moderate Verformung, Blau: Keine Verformung

Zur Verdeutlichung der Risseinleitung wurde die Seite einer LS0,3/GF-PP/240-Verbindung mit einem Speckelmuster versehen. Durch eine Auswertesoftware (ImageJ) können durch die Nachverfolgung der Verformung der Speckelmuster Dehnungen visualisiert werden, und so das Versagensverhalten der Probekörper analysiert werden. Die plastische Verformung der Zug-Scher-Proben wird maßgeblich von der Zug-Scher-Festigkeit (ZSF) beeinflusst. Je höher die ZSF, desto größer ist die Überlagerung der Biegemomente und die Entstehung von Spannungsspitzen. Es fällt auf, dass der Riss vorrangig am Ende des Stahlfügepartners entsteht. Dies ist auf die geringere Steifigkeit des TP-FKV zurückzuführen und ist sowohl bei dem repräsentativ betrachteten LS0,3/GF-PP/240/ib als auch bei anderen TP-FKV/Stahl-Verbindungen zu erkennen.

5.1 Der Fügeweg als Qualitätssicherungsmerkmal

In diesem Kapitel wird vorgestellt, welchen Einfluss der Fügeweg auf die Verbindungsfestigkeit hat. Mit den Ergebnissen wird validiert, ob mit dem Fügeweg die Verbindungsfestigkeit und Verbindungsqualität nach dem Fügen abgeschätzt werden kann. Der Fügeweg wurde wie in Abbildung 3.9 beschrieben durch Abstandshalter eingestellt, wodurch genau definiert werden konnte, wie groß die maximale Dickenänderung der Fügepartner beim Fügen ist.

5.1.1 Mechanische Prüfung

Folgend wird dargestellt, welchen Einfluss der Fügeweg auf die Verbindungsfestigkeit hat. Neben LS0.3 wurden auch eine weitere Laser-OFVB mit einem Strukturabstand von 0,6 mm (LS0.6) sowie Köratac-Haftvermittler (HL400 und HL403) bei unterschiedlichen Fügewegen gefügt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.2 dargestellt.

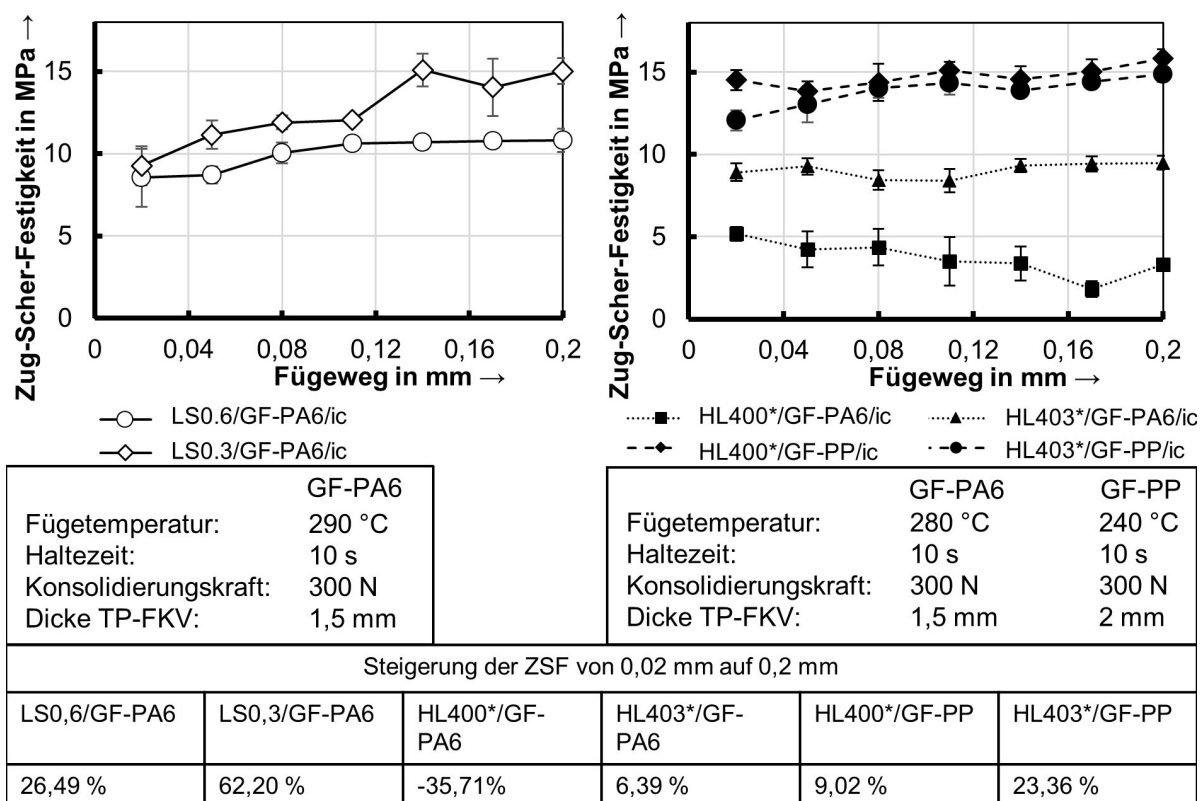


Abbildung 5.2: ZSF in Abhängigkeit des Fügewegs und unterschiedlichen Materialkombinationen

Es ist zu erkennen, dass insbesondere bei den laserstrukturierten Stahlproben mit steigendem Fügeweg eine Korrelation zu höheren ZSF besteht. Von 0,02 mm auf 0,2 mm Fügeweg wurde bei LS0,3/GF-PA6/290/ic eine Steigerung von 62,2 % und bei LS0,6/GF-PA6/290/ic von 26,49 % erreicht. Die Festigkeiten steigen so lange bis ein

Plateau erreicht wird, von dem an keine weitere deutliche Steigerung der ZSF festzustellen ist. Dieses Plateau wird mit LS0,3/GF-PA6/ic bei 0,14 mm und mit LS0,6/GF-PA6/290/ic bei 0,11 mm erreicht. Es ist auch festzustellen, dass die Laserstrukturierung mit 0,6 mm Strukturierungsabstand bei Erreichen des Plateaus eine geringere ZSF hat, als die Laserstrukturierung mit 0,3 mm Strukturabstand, was auf die geringere Anzahl an Formschlüssen zurückzuführen ist. Die Tendenz, dass höhere Fügewege zu höheren ZSF führen ist auch bei den Köratac-Haftvermittlern zu erkennen, die mit dem GF-PP gefügt wurden. Im Gegensatz zu den laserstrukturierten Stahlproben fällt die prozentuale Steigerung von 0,02 mm bis 0,2 mm mit 9,02 % bei HL400*/GF-PP/240/ic und 23,36 % bei HL403*/GF-PP/240/ic jedoch geringer aus. Ein Plateau bei den Festigkeiten ist bei den Köratac-Haftvermittlern bereits ab 0,05 mm bzw. 0,08 mm erreicht. Diese Materialkombination hat somit bereits bei einem kleinen Fügeweg hohe Festigkeiten. Die geringe Festigkeit bei 0,02 mm von HL403*/GF-PP/240/ic wird darauf zurückgeführt, dass keine vollständige Benetzung der Fügezone stattgefunden hat. Bei den GF-PA6/Stahl-Verbindungen mit den Haftvermittlern führen höhere Fügewege zu keiner deutlichen Steigerung der ZSF, mit 6,39 % bei HL403*/GF-PA6/280/ic, oder einer Abnahme mit -35,71 % bei HL400*/GF-PA6/280/ic. Das hier die Festigkeit nicht mit höheren Fügewegen steigt wird auf die begrenzte Kompatibilität der Haftvermittler mit PA6 zurückgeführt. Auch bei diesen Verbindungen ist festzustellen, dass bereits ein Fügeweg von 0,05 mm zu vergleichbar hohen Festigkeiten innerhalb der Materialkombination führt.

5.1.2 Schliffbildanalyse

Nach dem Fügen wurde für jeden Fügeweg der TP-FKV/Stahl-Verbindung ein Schliffbild angefertigt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.3 dargestellt.

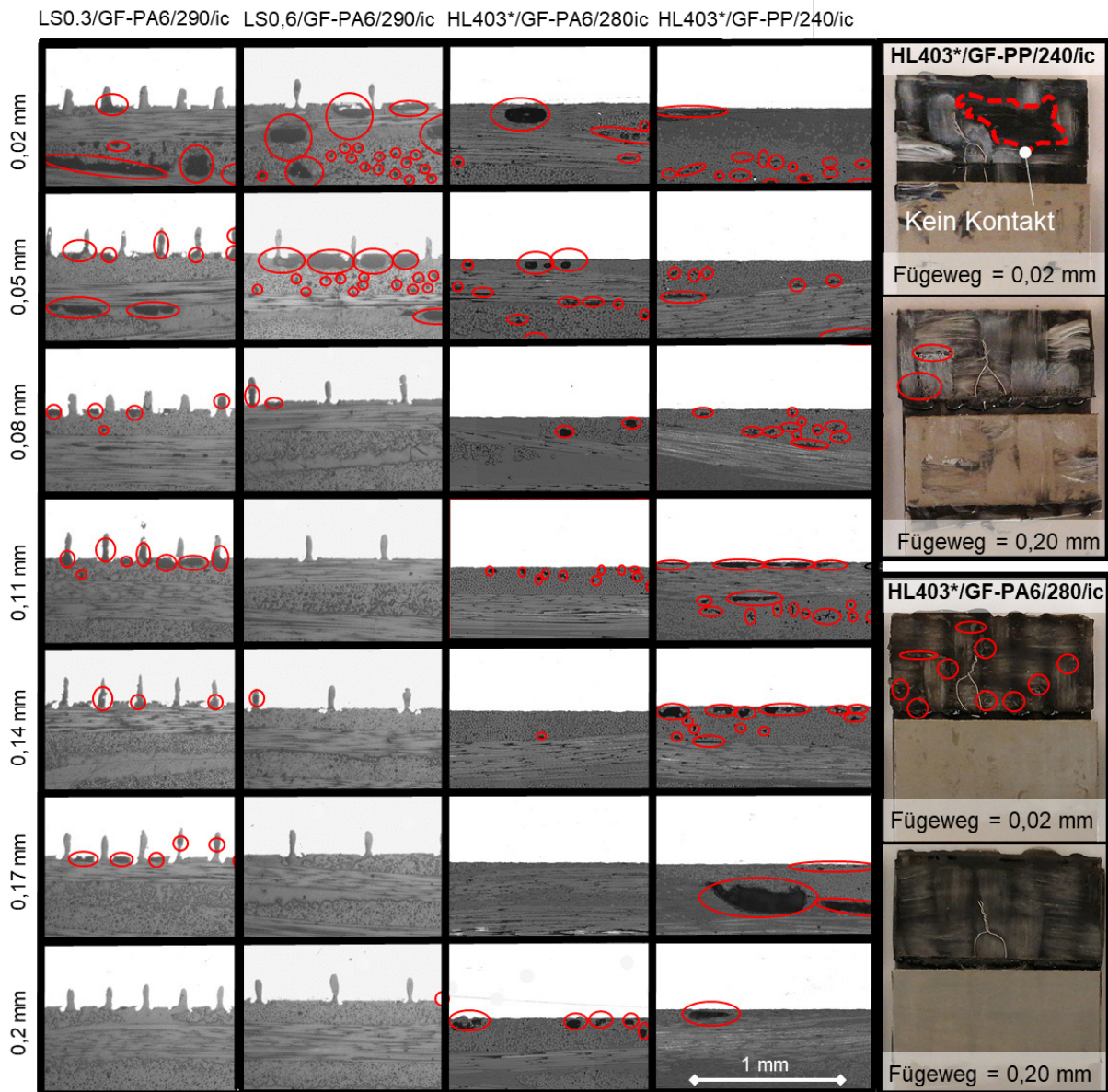


Abbildung 5.3: Schlichtbilder der Materialkombinationen bei unterschiedlichen Fügewegen

Bei den Verbindungen mit GF-PA6 nimmt bei größeren Fügewegen die Größe und die Anzahl der Poren tendenziell ab. Insbesondere beim direkten Vergleich der Bruchflächen des niedrigsten und höchsten Fügewegs fällt auf, dass beim höchsten Fügeweg weniger Poren in der Grenzfläche vorzufinden sind. Bei den GF-PP Verbindungen ist kein Einfluss des Fügewegs auf die Anzahl und Größe der Poren festzustellen. Die Schlichtbilder der gesamten Fügezone sind im Anhang 9.9 dargestellt.

Werden die Schlichtbilder aus Abbildung 5.3 mit dem Diagramm in Abbildung 5.2 verglichen, ist bei den Materialkombinationen mit einer laserstrukturierten Oberfläche festzustellen, dass ein Festigkeits-Plateau bei dem Fügeweg entsteht, bei dem auch in den Schlichtbildern zu sehen ist, dass die Kavitäten weitestgehend mit Polymer gefüllt

sind. Die ZSF hat somit eine Korrelation mit der Porenanzahl in den Kavitäten und dem Fügeweg. Um die Porenanzahl zu minimieren, sollte ein größerer Fügeweg realisiert werden. Bei den Haftvermittler-Materialkombinationen ist ein Zusammenhang zwischen der ZSF beim geringsten Fügeweg und den Bruchbildern festzustellen. Bei den Haftvermittlern reicht ein Fügeweg von 0,02 mm nicht immer aus, um eine vollständige Benetzung der Fügezone mit schmelzflüssigem Polymer zu erreichen. Dies führt zu einer geringeren ZSF. Ab einem Fügeweg von 0,05 mm ist die Fügezone vollständig mit Polymer benetzt und ab diesem Fügeweg steigt die ZSF nicht mehr deutlich. Bei HL400/GF-PA6/280/ic und HL403/GF-PA6/280/ic führt ein höherer Fügeweg zu weniger Poren.

5.1.3 Einfluss von Poren im TP-FKV auf die ZSF

Bei TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit Haftvermittler OFVB und GF-PP sind in allen Schliffen Poren vorzufinden. Dies wird auf die große Schwindung von PP (1 – 2,5 %) gegenüber PA6 (0,2 – 1 %) beim Abkühlen zurückgeführt [168]. Die Porenentstehung beim GF-PP wird somit u. a. auf die isochore, also fügeweggesteuerte, Prozessführung zurückgeführt. Um den Einfluss der Poren auf die ZSF zu prüfen, werden isobar und isochor gefügte TP-FKV/Stahl-Verbindungen miteinander verglichen. Die isochor gefügten TP-FKV/Stahl-Verbindungen wurden mit einem Fügeweg von 0,2 mm hergestellt, die isobaren wurden ohne Abstandhalter und mit konstanter Konsolidierungskraft von 300 N hergestellt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.4 dargestellt.

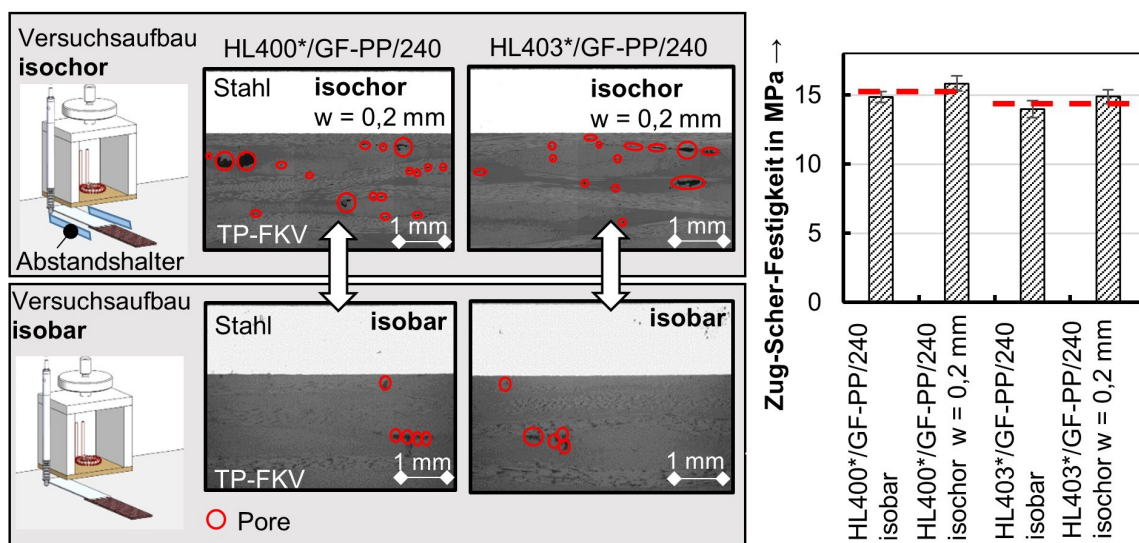


Abbildung 5.4: Einfluss einer isobaren und isochoren Prozessführung auf die Porenentstehung und Einfluss der Poren auf die ZSF

Obwohl bei der isochoren Prozessführung verhältnismäßig mehr und größere Poren auftreten, ist kein deutlicher Unterschied bei der ZSF festzustellen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Poren der TP-FKV/Stahl-Verbindungen primär im TP-FKV festzustellen sind und somit einen untergeordneten Einfluss auf die ZSF haben, da das adhäsive und kohäsive Versagen dieser Verbindung grenzflächennah ist und somit die Poren nur selten im Versagensbereich liegen. Demnach ist ein größerer Fügeweg anzustreben um die Poren in der Grenzfläche von TP-FKV/Stahl-Verbindungen sowie Delaminationen im FKV zu minimieren.

5.2 Einfluss der Fügtemperatur

In diesem Unterkapitel wird der Einfluss der Fügtemperatur (T_F) auf die Verbindungsfestigkeit untersucht. Gefügt wurde der mit Haftvermittler oder Laser oberflächenvorbehandelte Stahl mit den TP-FKV aus Tabelle 3.1. Die Fügtemperatur wurde für 10 s konstant gehalten und die Prozessführung war isobar.

5.2.1 Laserstrukturiert

Quasistatische Prüfung

Der Einfluss der Fügtemperatur bei der Verwendung von laserstrukturierten Stahlproben mit den verschiedenen TP-FKV ist in Abbildung 5.5 dargestellt.

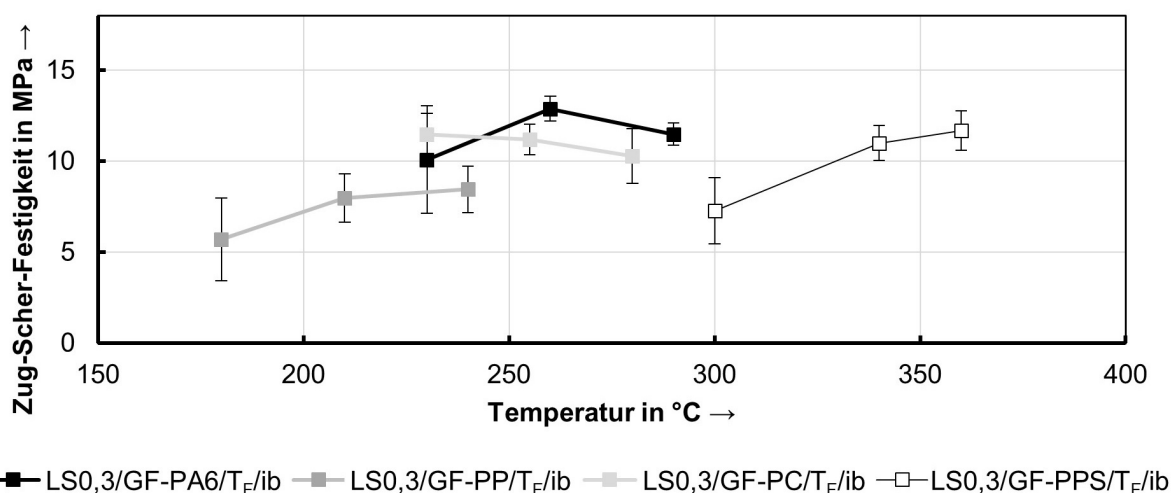


Abbildung 5.5: Einfluss der Fügtemperatur T_F auf die ZSF der Verbindung von laserstrukturierten (LS0,3) Stahlproben mit verschiedenen TP-FKV. Konsolidierungskraft: 300 N

Die Ergebnisse zeigen, dass jede Materialkombination eine maximale ZSF abhängig von der Fügtemperatur im betrachteten Parameterraum hat. Die höchsten ZSF wurden sowohl bei LS0,3/GF-PP/T_F/ib als auch bei LS0,3/GF-PPS/T_F/ib bei den

höchsten Füge Temperaturen erreicht. Bei LS0,3/GF-PA6/T_F/ib wurde die höchste Verbindungsfestigkeit bei der mittleren Füge Temperatur (260 °C) erreicht. Beim amorphen LS0,3/GF-PC/T_F/ib wurde die höchste Verbindungsfestigkeit der niedrigsten Füge Temperatur (230 °C) erreicht. Bei den niedrigen Füge Temperaturen sind die höchsten Standardabweichungen festzustellen.

Die Abnahme der Verbindungsfestigkeit bei LS0,3/GF-PA6/290/ib gegenüber LS0,3/GF-PA6/260/ib kann auf eine beginnende Zersetzung des Polyamid 6 bei 290 °C zurückzuführen sein. Bei den LS0,3/GF-PC-Verbindungen kann beobachtet werden, dass die Verbindungsfestigkeit bei steigender Temperatur abnimmt. Ob dieses Verhalten auf den amorphen Zustand der Polymerketten zurückzuführen ist und auch für andere amorphe TP-FKV gilt, wurde im Rahmen der Studie nicht untersucht, wobei z. B. LAMBIASE et al. [169] beim Fügen von PC mit Stahl ebenfalls festgestellt haben, dass die höchsten ZSF bei einer durchschnittlichen Temperatur beim Laserdurchstrahlfügen von ca. 200 °C erreicht werden.

Visuelle Analyse der TP-FKV/Stahl-Verbindung mit Laserstrukturierung

Folgend wird ein Bruchbild für die höchste Verbindungsfestigkeit je Materialpaarung und Temperatur in Abbildung 5.6 vorgestellt. Anschließend folgt die Einordnung der Bruchflächen gemäß DIN EN ISO 10365.

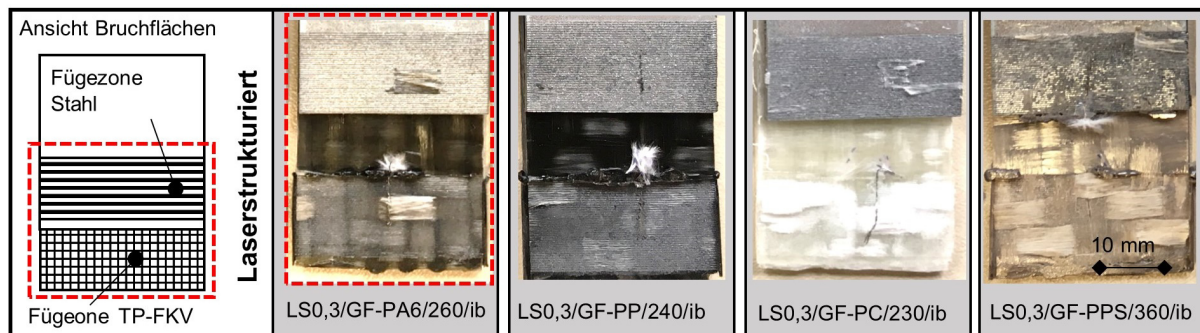


Abbildung 5.6: Vergleich der Bruchflächen mit den höchsten ZSF. Konsolidierungskraft: 300 N

Bei allen TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit dem laserstrukturierten Stahl (Strukturabstand 0,3 mm) findet ein Versagen primär im Grenzbereich zwischen Stahl und TP-FKV statt. Bei Betrachtung der Bruchflächen in Abbildung 5.6 fällt auf, dass bei LS0,3/GF-PP/240/ib keine Faserausrisse auftreten. Bei den anderen geprüften Verbindungen wurden auch teilweise Faserbündel aus dem TP-FKV gerissen, wobei beim LS0,3/GF-PPS/360/ib am ehesten ein kohäsives Laminatversagen nahe der

Grenzschicht vorliegt. Es ist eine Tendenz zu erkennen, dass die ausgerissenen Faserbündel senkrecht zur Lastrichtung verlaufen.

Zur visuellen Charakterisierung der Versagensarten, wurden alle Bruchflächen mit einem Digitalmikroskop (Hersteller: Zeiss; Modell: SmartZoom 5) und in einer Schliffbildanalyse untersucht. In Abbildung 5.7 sind repräsentativ die Nahaufnahmen der Bruchfläche von LS0,3/GF-PP/240/ib dargestellt.

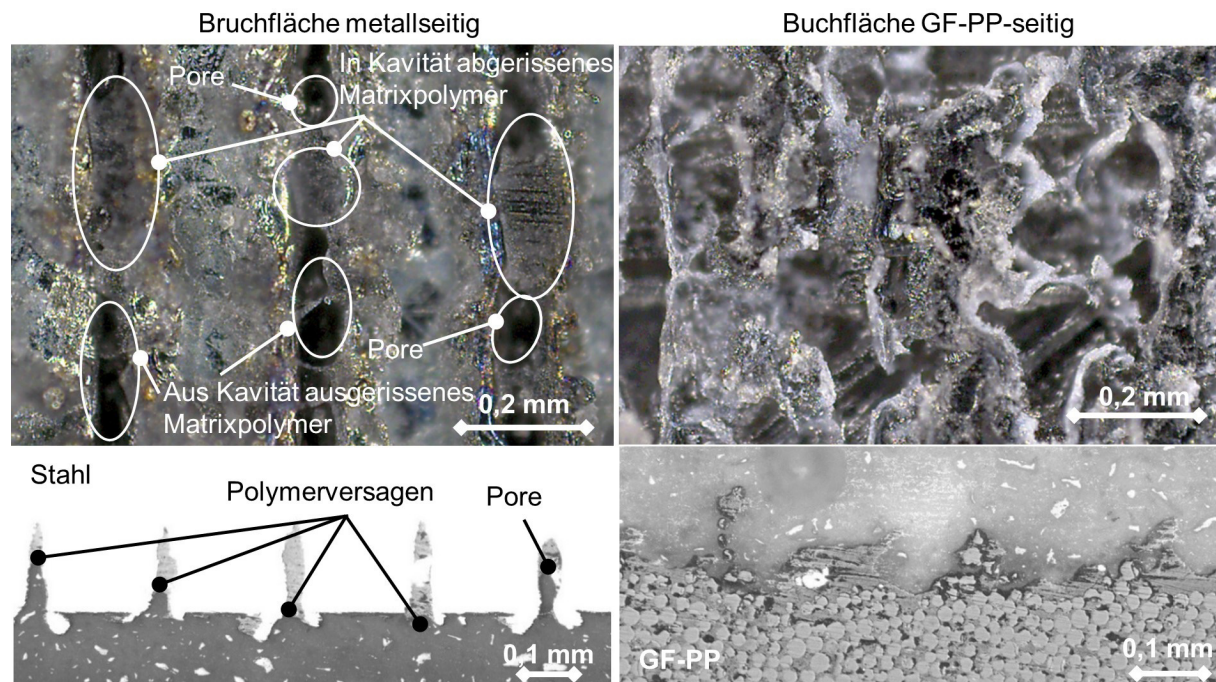


Abbildung 5.7: Nahaufnahme Bruchflächen LS0,3/GF-PP/240. Konsolidierungskraft: 300 N

Es ist festzustellen, dass ein Teil des Matrixpolymers aus den Kavitäten der Laserstrukturierung herausgerissen wird und ein Teil davon außerhalb der Kavität abgerissen wird. Ob das Matrixpolymer aus der Kavität herausgezogen wird oder abgerissen wird, hängt mit der Form der Kavität zusammen. Bei der Betrachtung der GF-PP-seitigen Bruchfläche ist dies an der stark zerklüfteten Oberfläche zu erkennen. Bei einer Betrachtung der Schliffbilder der geprüften TP-FKV/Stahl-Probekörper ist stahlseitig zu erkennen, dass auch vereinzelte Luftporen in den Kavitäten zu einem Versagen der Matrix in der Kavität geführt haben. Diese Annahme lassen die rundlichen Versagensstellen des Matrixpolymers in den Kavitäten zu.

Bei einer Betrachtung der Bruchflächen der Proben in Abbildung 5.8, die mit der niedrigsten Temperatur gefügt wurden, ist zu sehen, dass das Thermoelement ein gleichmäßiges Kompaktieren im Fall der teilkristallinen TP-FKV behindert.

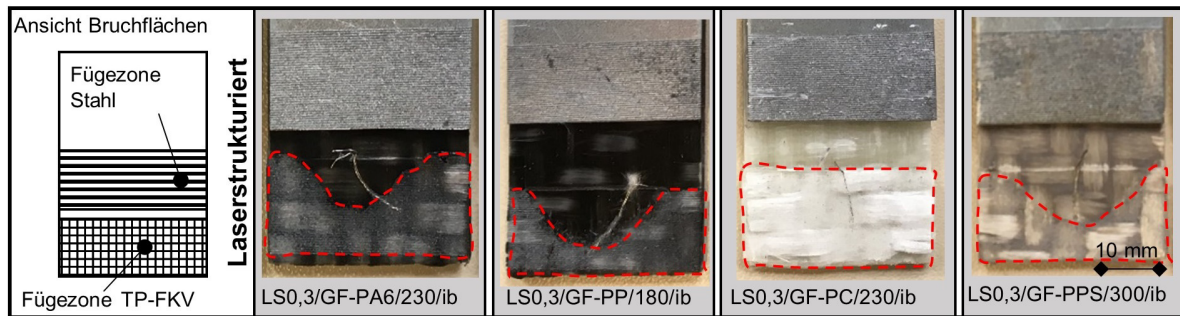


Abbildung 5.8: Bruchflächen von TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit einer laserstrukturierten Stahloberfläche (LS0,3), jeweils bei der niedrigsten Füge­temperatur. Konsolidierungskraft: 300 N

Bei den teilkristallinen Thermoplasten GF-PP, GF-PA6 und GF-PPS kann gezeigt werden, dass im untersuchten Parameterraum mit der mittleren und höchsten Temperatur höhere Verbindungs­festigkeiten erreicht werden (vgl.: Abbildung 5.5). Dies ist auf ein vollständiges Aufschmelzen der Fügezone bei diesen Temperaturen zurückzuführen. Bei den Fügeversuchen aus Abbildung 5.8 wurde bei den teilkristallinen Thermoplasten zwar eine Füge­temperatur oberhalb der Schmelztemperatur erreicht, der geringe Temperatur­unterschied zum Schmelzpunkt resultiert aber in einer hohen Schmelzviskosität und einem geringen aufgeschmolzenen Bereich in Dickenrichtung des TP-FKV. Dies führt neben dem Thermo­element wiederum zu einem zusätzlichen Hemmnis einer Penetration des Stahls in den TP-FKV.

Repräsentative Schlibfbilder der TP-FKV/Stahl-Verbindung aus laserstrukturiertem Stahl und GF-PA6, die bei unterschiedlichen Temperaturen gefügt wurden, sind in Abbildung 5.9 dargestellt.

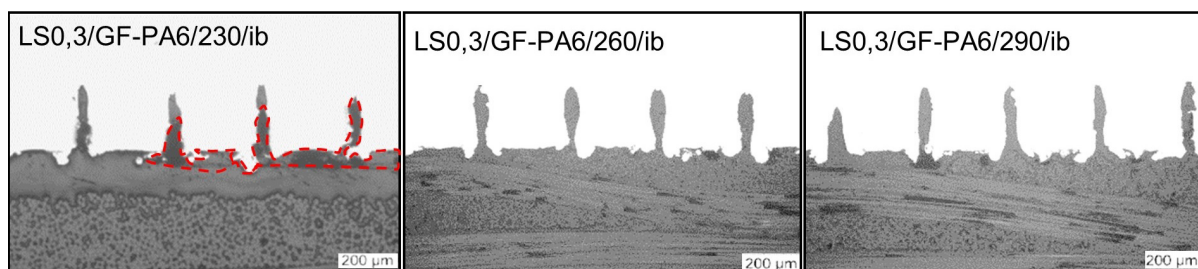


Abbildung 5.9: Schlibfbild TP-FKV/Stahl-Verbindung laserstrukturierter Stahl und GF-PA6. Konsolidierungskraft: 300 N

Es ist zu sehen, dass die Matrixviskosität bei den untersuchten Temperaturen ausreichend niedrig ist, um die Kavitäten vollständig mit Polymer zu füllen. Analog zu den Bruchbildern entsteht in manchen Bereichen von LS0,3/GF-PA6/230/ib kein inniger Kontakt, außerdem sind vereinzelt ungefüllte Kavitäten vorhanden.

Die Unterschiede bei den ZSF, insbesondere der mittleren und höchsten Temperatur, können auf eine bessere Verbindung zwischen Matrixpolymer und Stahl durch z. B. physikalische Wechselwirkungen (Nebervalenzkräfte) wie z. B. Dipol-Dipol-Wechselwirkungen auf molekularer Ebene zurückgeführt werden, da durch die unterschiedlichen Temperaturen keine Verbesserung des Füllgrades der Kavitäten erreicht wird.

Das Schlibbild der TP-FKV/Stahl-Verbindung LS0,3/GF-PPS/300/ib in Abbildung 5.10 hat insbesondere in der Fügezone mehr Poren als die gleiche Verbindung, die bei einer Füge­temperatur von 360 °C hergestellt wurde.

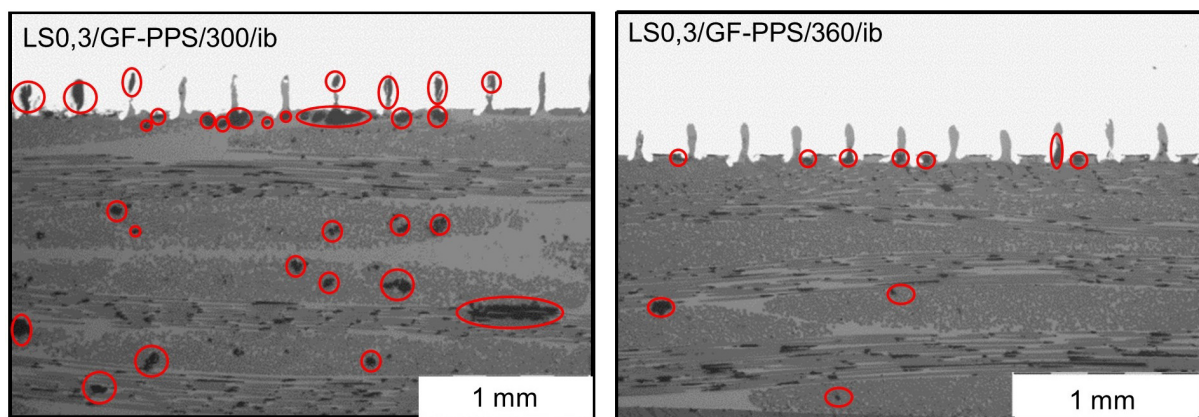


Abbildung 5.10: Schlibbilder LS0,3/GF-PPS/300/ib und LS0,3/GF-PPS/360/ib. Konsolidierungskraft: 300 N

Die Poren in Dickenrichtung des GF-PPS in Abbildung 5.10 sind auf den Porenanteil im Eingangsmaterial zurückzuführen (Vgl. Abbildung 3.1). Diese sind auch noch nach dem erneuten Erwärmen im Fügeprozess vorhanden, da durch die Wärmegenerierung im Stahl die Schmelztemperatur in Dickenrichtung des TP-FKV nicht vollständig erreicht wird, oder die Polymerviskosität noch sehr hoch ist, wodurch die bei der TP-FKV-Herstellung entstandenen Poren beim Fügen nicht aus der Fügezone verdrängt werden. Sowohl die Anzahl als auch die Größe der Poren sinkt bei einer höheren Füge­temperatur von 360 °C. Dies lässt darauf schließen, dass die Viskosität des PPS bei steigender Temperatur deutlich sinkt und es so zu einer Nachkonsolidierung und einem Porenaustrieb kommt. Ferner kann angenommen werden, dass durch den höheren Temperaturgradienten bei LS0,3/GF-PPS/360 größere Anteile in Dickenrichtung aufgeschmolzen sind, wodurch auch tiefer im TP-FKV sitzende Poren geschlossen werden.

5.2.2 Haftvermittler

Quasi-statische Prüfung

Die ZSF der Materialkombinationen aus Köratac HL400 oder HL403 (beide für PP optimiert) mit TP-FKV bei unterschiedlichen Temperaturen sind in Abbildung 5.11 dargestellt.

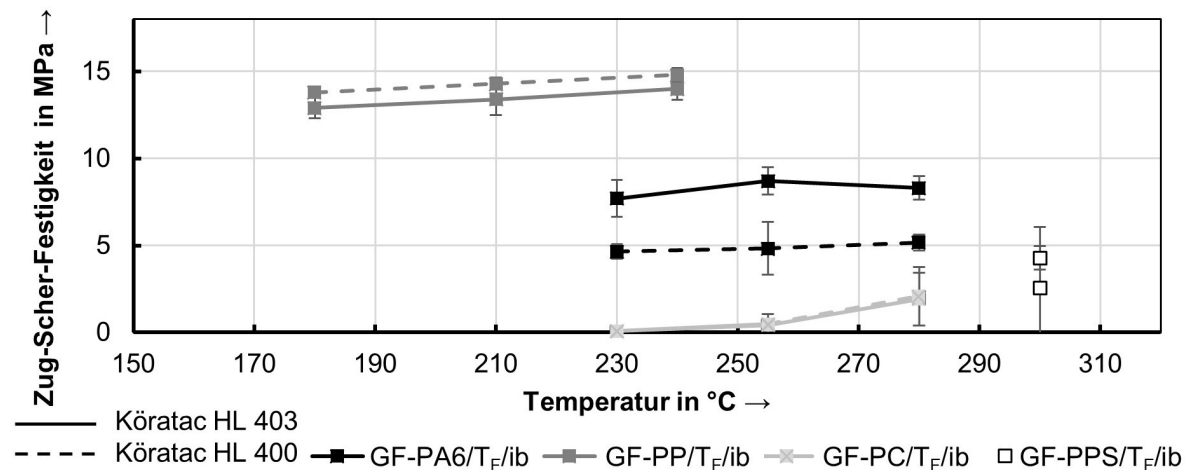


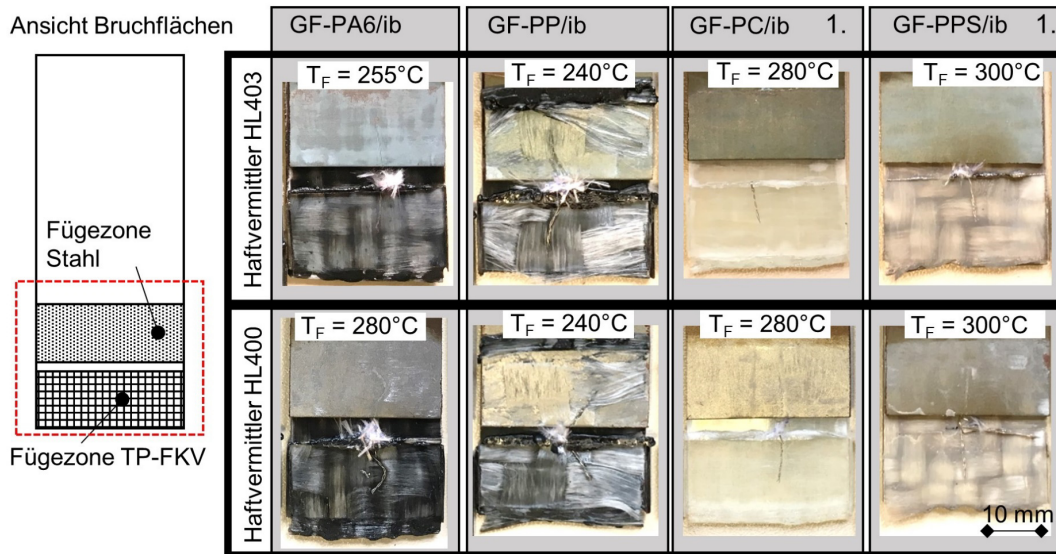
Abbildung 5.11: Einfluss der Füge­temperatur auf die ZSF der Verbindung von HL400 oder HL403 beschichteten Stahlproben und verschiedenen FKV. Konsolidierungskraft: 300 N

Im Gegensatz zu den Materialkombinationen mit der Laserstrukturierung hat bei Haftvermittlern die Füge­temperatur einen geringeren Einfluss auf die Verbindungs­festigkeit. Bereits das Überschreiten der Schmelztemperatur führt nach dem Kühlen zu einer relativ hohen Verbindungs­festigkeit. Die Verbindungs­festigkeiten scheinen weniger abhängig von einer niedrigen Viskosität des Matrixpolymers zu sein, da keine Kavitäten mit Matrixpolymer gefüllt werden müssen und so schnell ein Benetzen der Metalloberfläche möglich ist. Die Werkstoffkombinationen HL400/GF-PP/240/ib (14,8 MPa) und HL403/GF-PP/240/ib (14 MPa) weisen die höchsten Verbindungs­festigkeiten auf.

Obwohl die Haftvermittler für den Einsatz mit PP optimiert sind, können moderate Verbindungs­festigkeiten bei HL403/GF-PA6/280/ib (8,31 MPa) erreicht werden. Mit GF-PC und GF-PPS werden mit beiden Haftvermittlern nur geringe, stark streuende Werte erreicht. Dies ist auf die Inkompatibilität der Polymere und Haftvermittler zurückzuführen.

Visuelle Analyse TP-FKV-Verbindungen mit Haftvermittler

Bei HL400/GF-PP/240/ib und HL403/GF-PP/240/ib tritt zu großen Teilen ein kohäsives Laminatversagen mit Faserausrisen auf. Die Bruchflächen sind in Abbildung 5.12 dargestellt. Dies korreliert mit dem Ergebnis, dass mit GF-PP bei den Haftvermittlern die höchsten Verbindungsfestigkeiten erreicht wurden. Bei den übrigen Materialkombinationen ist immer ein Adhäsionsbruch zwischen Haftvermittler und TP-FKV festzustellen.



1.: Haftvermittler sind für diese Materialkombinationen nicht optimiert

Abbildung 5.12: Vergleich der Bruchflächen mit den höchsten ZSF; 1.: Haftvermittler sind für diese Materialkombinationen nicht optimiert. Konsolidierungskraft: 300 N

Detaillierte Oberflächenaufnahmen und Schlibfbildanalysen der Bruchflächen von geprüften HL403/GF-PP/240-Verbindungen sind in Abbildung 5.13 dargestellt.

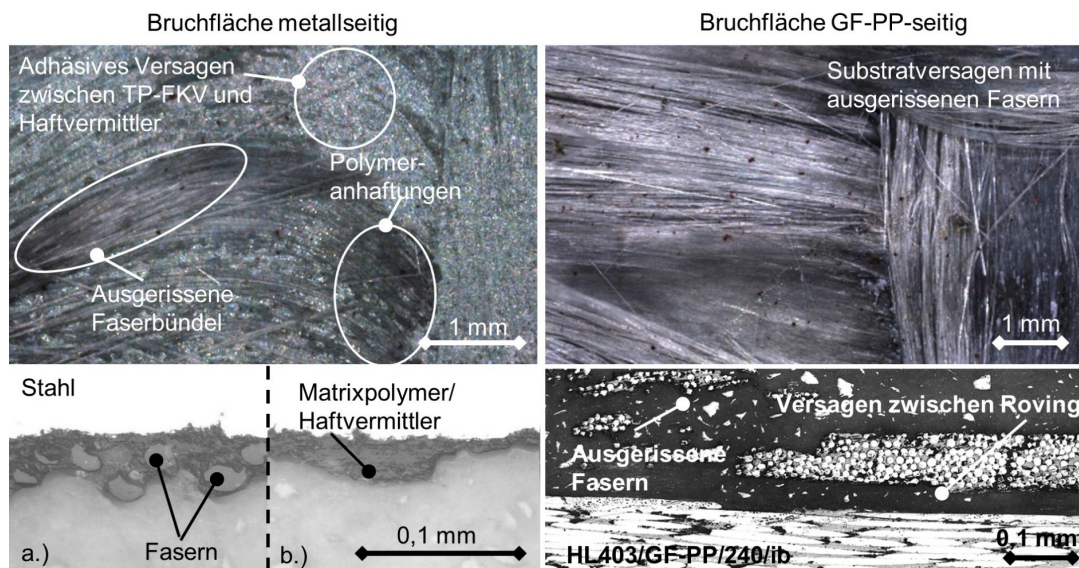


Abbildung 5.13: Nahaufnahme Bruchflächen HL403/GF-PP/240; Konsolidierungskraft: 300 N

Faserausrisse sind vornehmlich bei Rovings zu erkennen, die senkrecht zur Lastrichtung verlaufen (Schliffbild a). Dies ist darauf zurückzuführen, dass in dieser Richtung die Stützwirkung der kontinuierlichen Faserverstärkung nicht wirken kann und so die strukturelle Integrität des GF-PP eher zerstört wird. Verlaufen die Fasern parallel zur Lastrichtung, bleibt hauptsächlich das Matrixpolymer an dem mit Haftvermittler beschichteten Stahlproben haften (Schliffbild b).

Schliffbilder von repräsentativen TP-FKV/Stahl-Probekörpern, die bei unterschiedlichen Temperaturen gefügt wurden, sind in Abbildung 5.14 dargestellt.

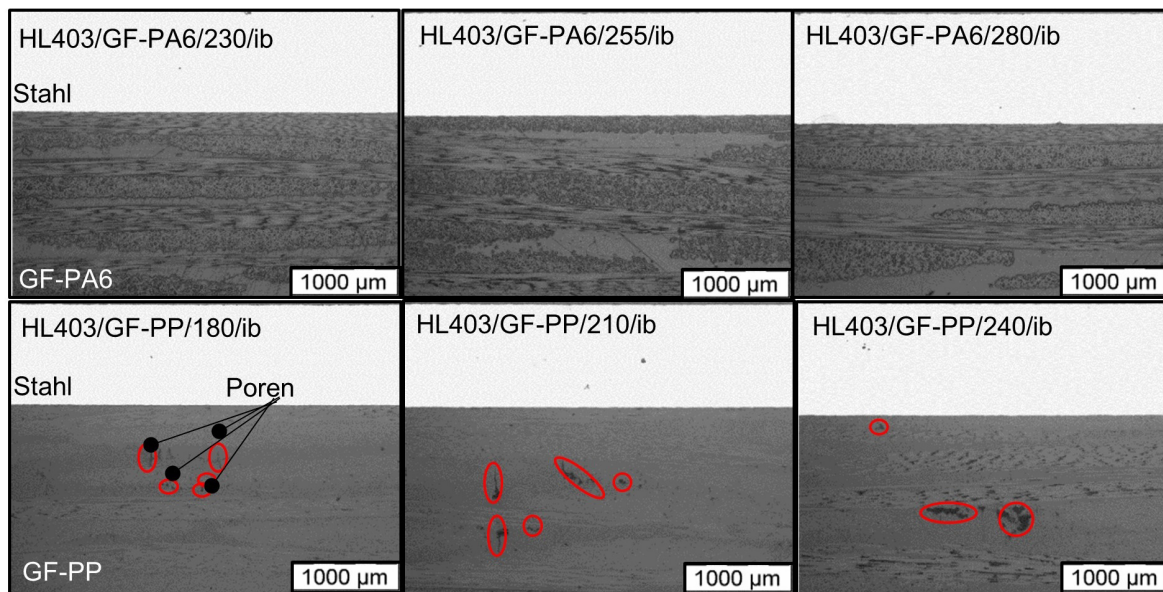


Abbildung 5.14: Schliffbilder von HL403/GF-PA6 und HL-403/GF-PP bei versch. Füge­temperat­uren

Trotz des geringen Einflusses der Füge­temperat­ur auf die Verbindungs­festigkeit ist ein ähnlicher Trend wie bei den laser­strukturierten Stahlproben zu erkennen. Bei steigender Temperatur steigt auch die Verbindungs­festigkeit. Abbildung 5.15 zeigt, dass im Gegensatz zur Laser OFVB bei den Haftvermittlern auch bei der niedrigsten Temperatur die Fügezone vollständig aufgeschmolzen ist.

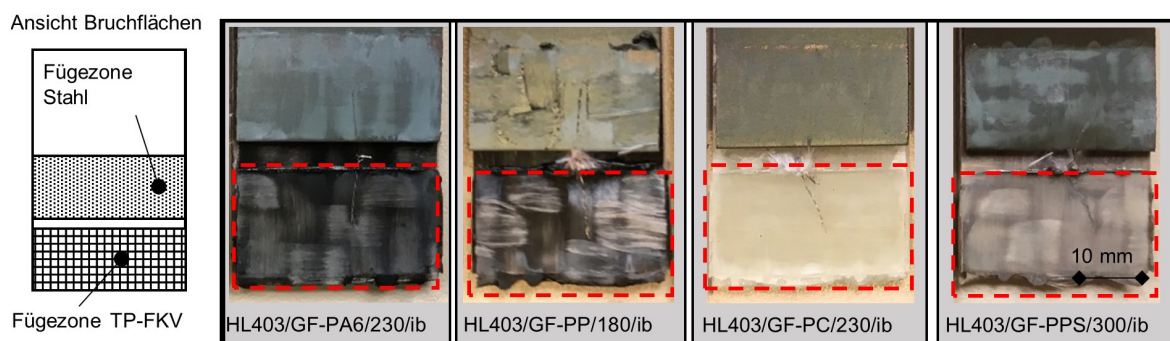


Abbildung 5.15: Bruchflächen von TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit einer Köratac HL403 beschichteten Stahl­oberfläche bei der niedrigsten Füge­temperat­ur. Konsolidierungskraft: 300 N

Durch das vollständige Aufschmelzen des Polymers in der Fügezone ist die Standardabweichung bei der mechanischen Prüfung auch bei den niedrigen Füge Temperaturen gering. Der Vergleich mit dem inhomogenen Aufschmelzen bei der laserstrukturierten Oberfläche lässt die Annahme zu, dass bei den ebenen Haftvermittlern die Wärmeübertragung trotz des Thermoelements besser ist und die Laserstrukturierung die Wärmeübertragung vom Stahl in den TP-FKV hemmt, bzw. der Wärmeübergangskoeffizient geringer ist.

Einfluss Haftvermittlerschichtdicke auf die ZSF

Nach der Schichtdickenmessung wurden die Probekörper, die in Kapitel 3.2.1 vorgestellt wurden, gefügt und anschließend geprüft. Die gewählte Füge Temperatur basiert auf den höchsten erzielten Verbindungsfestigkeiten aus Abbildung 5.11. Die Auswertung der Zug-Scher-Versuche in Abbildung 5.16 zeigt, dass für alle Materialkombinationen und Schichtdicken tendenziell gilt, dass die ZSF mit höherer Schichtdicke steigt. Eine Ausnahme ist die Schichtdicke bei HL403/GF-PP/240/ib zwischen 7,3 μm und 8,7 μm . In diesem Fall nimmt die Verbindungsfestigkeit um 3,45 % minimal ab. Da die Verbindungsfestigkeit im Bereich der Standardabweichung der nächstdünnere Haftvermittlerschicht liegt, kann kein eindeutiger Zusammenhang identifiziert werden.

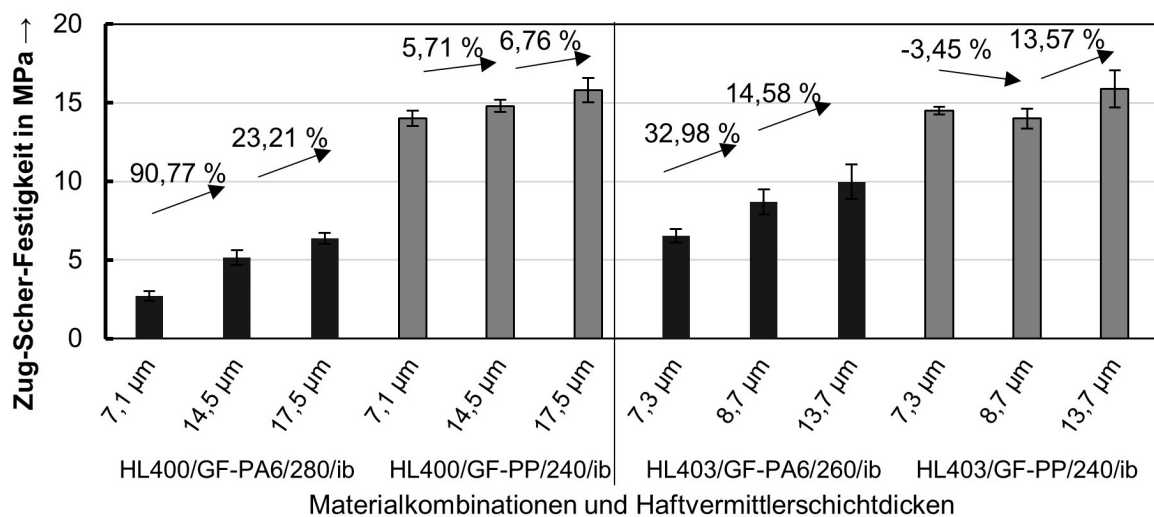


Abbildung 5.16: Einfluss der Haftvermittlerschichtdicke auf die ZSF. Konsolidierungskraft: 300 N

Der Einfluss der unterschiedlichen Schichtdicken auf die Verbindungsfestigkeit ist besonders bei den TP-FKV/Stahl-Verbindungen HL400/GF-PA6 (Steigerung von 135,06 %) und HL403/GF-PA6 (Steigerung von 52,37 %) festzustellen. Bei den TP-FKV/Stahl-Verbindungen HL400/GF-PP (Steigerung von 12,86 %) und HL403/GF-PP

(Steigerung von 9,66 %) ist der Einfluss der Haftvermittlerschichtdicke weniger stark ausgeprägt. Ein ähnliches Verhalten ist aus der Klebetechnik bekannt: Zwar gilt es als Ziel, möglichst dünne Schichtdicken beim Kleben zu erreichen, jedoch ist auch bekannt, dass eine Mindestschichtdicke nötig ist, um die höchsten Festigkeiten zu erreichen [33]. Im Fall der Haftvermittlerbeschichtungen dieser Arbeit wurde die maximale Schichtdicke mit einer Blasenbildung beim Einbrennen begrenzt. Dennoch kann am Verlauf der Zug-Scher-Festigkeiten gezeigt werden, dass ein ähnlicher Zusammenhang wie beim Kleben vorliegt.

5.3 Einfluss der Klimawechseltests auf die Verbindungsfestigkeit

Die TP-FKV/Stahl-Probekörper wurden nach der Bewitterung an einer Universalprüfmaschine Zwick 1474 geprüft. Ein Vergleich der ZSF der TP-FKV/Stahl-Verbindungen ohne Witterung, sowie mit BMW PR 308.2, bzw. Kataplastest bewittert ist in Abbildung 5.17 dargestellt.

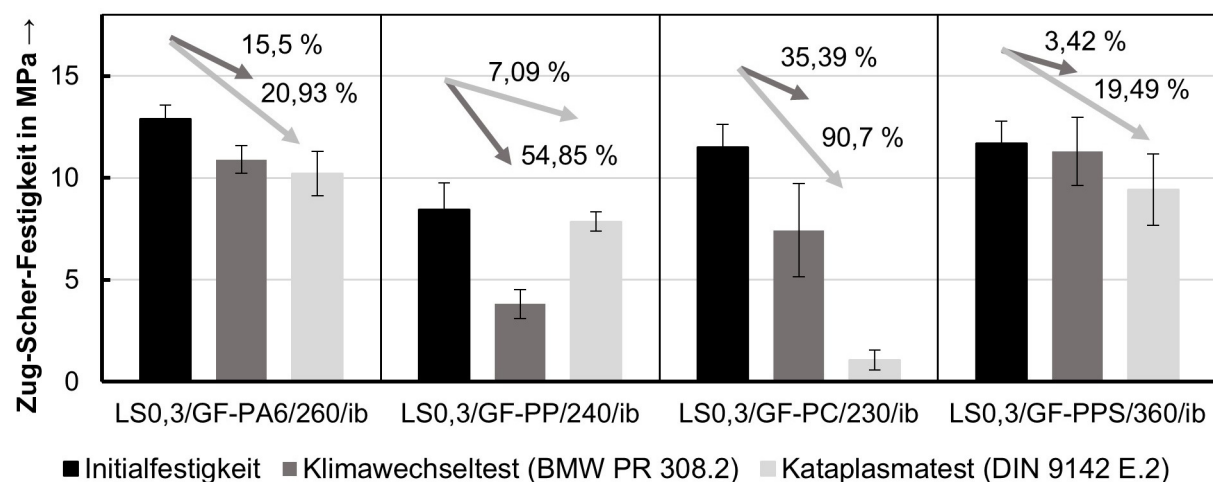


Abbildung 5.17: ZSF nach Klimawechseltest nach BMW PR 308.2 und DIN 9142 E.2 (Kataplastest)

Bei den TP-FKV/Stahl-Verbindungen LS0,3/GF-PA6/260/ib, LS0,3/GF-PC/230/ib und LS0,3/GF-PPS/360/ib hat der Kataplastest den größten Einfluss auf die Festigkeit. LS0,3/GF-PP/240/ib wurde am stärksten durch den BMW PR 308.2-Test beeinflusst.

Einen großen Einfluss haben die Witterungstests auf die LS0,3/GF-PC/230/ib-Verbindung. Dies wird auf die für amorphe Thermoplaste typische Neigung zur Spannungskorrosion zurückgeführt. Die wechselnde Belastung durch Temperatur und Feuchtigkeit, insbesondere wegen der $\Delta\alpha$ -Problematik, könnte Mikrorisse im Polymer verursachen, wodurch z. B. Feuchtigkeit in die Fügezone eindringt. Beim Gefrieren der

Feuchtigkeit steigt das Volumen, was zu einem Aufsprengen der TP-FKV/Stahl-Verbindung führen kann. [170]

Bei den Bruchflächen in Abbildung 5.18 ist zu sehen, dass der Kataplasmatetest einen stärkeren Witterungseinfluss als der BMW PR 308.2 hat. Dies ist insbesondere an der Korrosion auf der Zinkschicht der Stahlprobekörper zu erkennen. Beim Kataplasmatetest mit LS0,3/GF-PC/230/ib, LS0,3/GF-PPS/360/ib und LS0,3/GF-PP/240/ib sind stärkere TP-FKV-Matrixanhaftungen an der stahlseitigen Bruchfläche festzustellen.

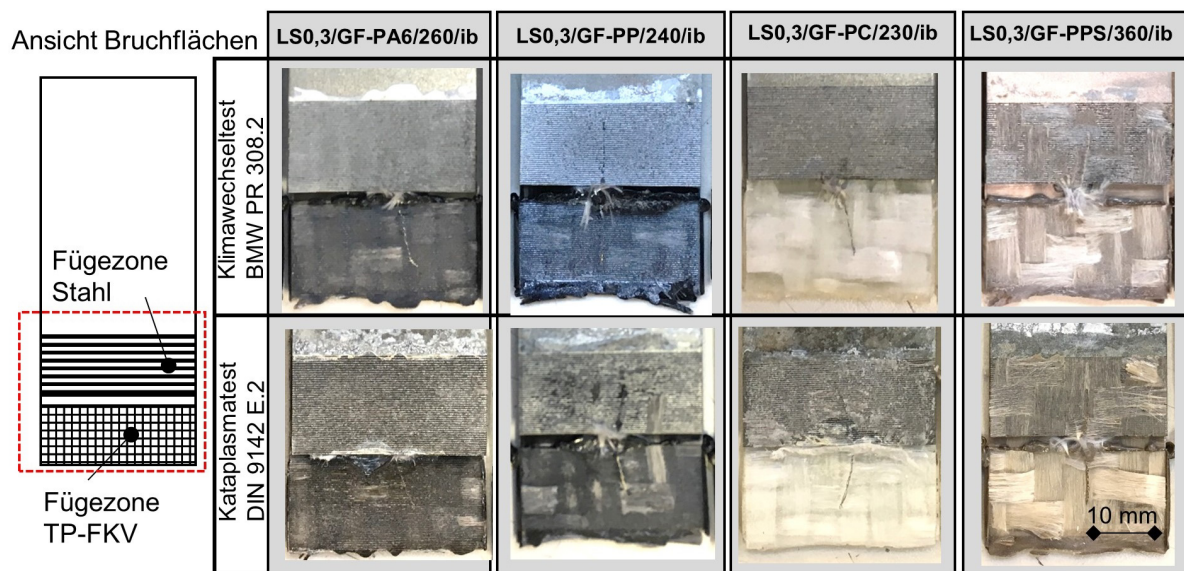


Abbildung 5.18: Bruchflächen geprüfter Zug-Scher-Proben nach den Witterungstest BMW PR 308.2 und Kataplasma Test nach DIN 9142E.2

Analog zu den Untersuchungen des Einflusses der Witterungstests auf die Verbindungsfestigkeit von TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit laserstrukturierten Stahlproben wurde die Studie auch mit Haftvermittler beschichteten Stahlproben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abbildung 5.19 dargestellt.

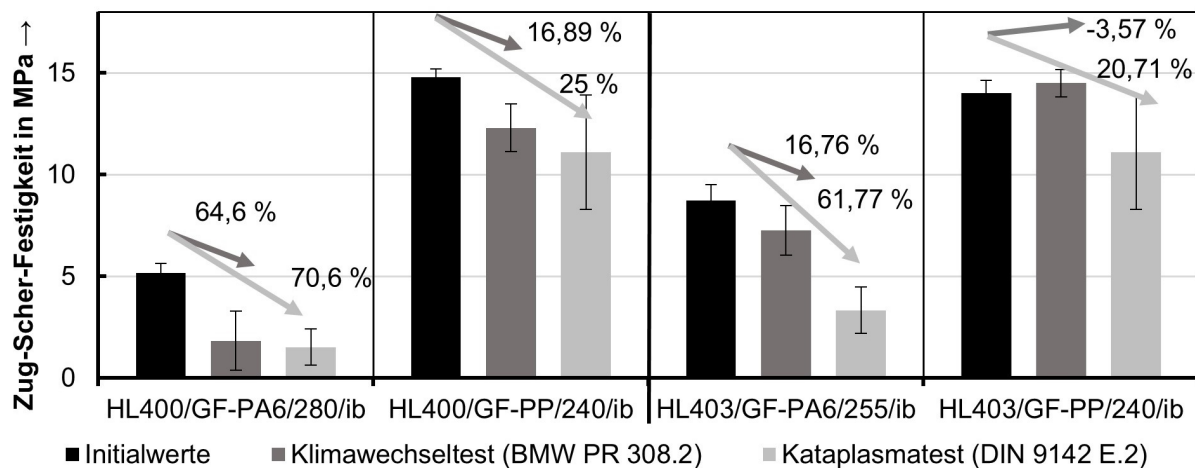


Abbildung 5.19: ZSF nach Klimawechseltest BMW PR 308.2 und Kataplasmatest DIN 9142 E.2

Auch hier ist eine unterschiedlich starke Beeinflussung der TP-FKV/Stahl-Verbindungen durch die Witterungstests festzustellen. Die TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit der Köratac HL400 oder HL403 Oberflächenvorbehandlung und GF-PA6, bzw. GF-PP zeigen die stärkste Beeinflussung durch den Kataplasmatetest. Die relative Festigkeitsabnahme fällt bei den GF-PA6-Proben größer aus. Repräsentative Bruchflächen sind in Abbildung 5.20 dargestellt. Bei den Materialkombinationen aus Haftvermittler mit GF-PC oder GF-PPS wurden keine Witterungstests durchgeführt, da wie in Kapitel 5.2.2 beschrieben eine Inkompatibilität zwischen den Haftvermittlern und Matrixpolymer des TP-FKV vorliegt.

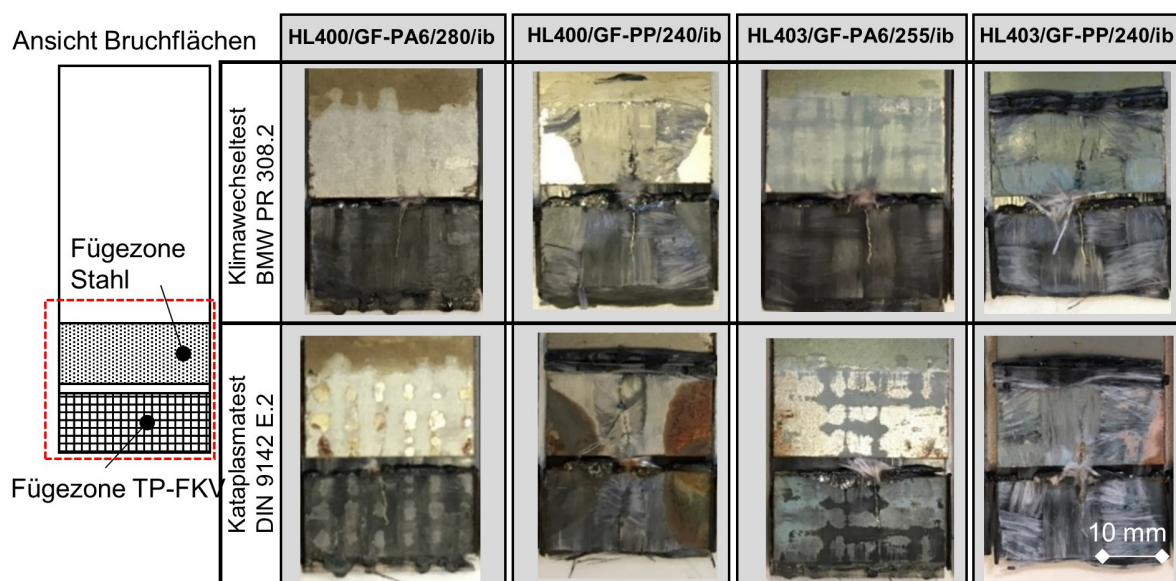


Abbildung 5.20: Bruchflächen nach den Witterungstest BMW PR 308.2 und Kataplasma Test

Die Bruchflächen des HL400/GF-PA6/280/ib und HL403/GF-PA6/255/ib zeigen große Unterschiede zu denen von HL400/GF-PP/240/ib und HL403/GF-PP/240/ib. Bei den GF-PP Verbindungen wurde TP-FKV-Substrat ausgerissen und bei GF-PA6 nicht. Ursache hierfür ist, dass die Haftvermittler nicht für PA6 optimiert sind. Die Haftvermittlerschichten bei den GF-PA6-Verbindungen weisen starke Ablösungen von den Stahlproben beim Kataplasmatetest auf. Aufgrund der geringen Zug-Scher-Festigkeit kann davon ausgegangen werden, dass der Haftvermittler nicht infolge thermischer Spannungen von der Stahlprobe gelöst wird. Diese Annahme wird dadurch gestützt, dass eine metallseitige Ablösung bei den Proben mit GF-PP nicht auftritt. Ob wiederum chemische Effekte zu einem Ablösen der Haftvermittlerschicht geführt haben, konnte abschließend nicht geklärt werden.

Bei den Bruchflächen der geprüften HL400/GF-PP/240/ib-Verbindungen ist anhand der reflektierenden Stahlflächen zu sehen, dass sich die Verbindung zwischen Stahl und Haftvermittler teilweise gelöst hat. Bei den HL403/GF-PP/240/ib-Verbindungen ist dieser Effekt weniger stark ausgeprägt, was mit den höheren Festigkeiten bei den Zug-Scher-Versuchen korreliert. Bei den Kataplastmatest-Probekörpern fällt auf, dass im Gegensatz zum BMW PR 308.2-Test korrodierte Bereiche in der Fügezone vorzufinden sind. Dies ist auf die korrosionsfördernden Eigenschaften des Kataplastmatests zurückzuführen. Bei näherer Betrachtung der bewitterten, mit Haftvermittler beschichteten Bereiche der Stahlproben in Abbildung 5.21, die nicht mit den TP-FKV gefügt wurden fällt auf, dass bei den HL400 Haftvermittlern deutlich stärkere Korrosionseinflüsse zu erkennen sind.

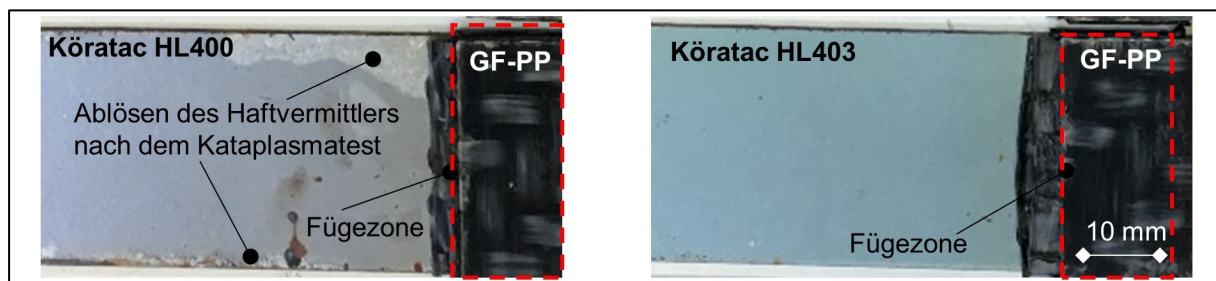


Abbildung 5.21: Bereiche außerhalb der Fügezone von Kataplastmatest bewitterten TP-FKV/Stahl-Verbindungen basierend auf Haftvermittlern, vor der mechanischen Prüfung.

Da die Korrosionseinflüsse ausschließlich am Rand der Stahlproben festzustellen sind liegt nahe, dass eine Vorschädigung der HL400 Stahlproben durch die Probenpräparation stattgefunden hat und erst nach dem Kataplastmatest sichtbar wurde. Dies ist bei den HL403 Proben weniger ausgeprägt festzustellen. Da alle Stahlproben identisch zugesägt wurden, kann davon ausgegangen werden, dass der HL400 Haftvermittler empfindlicher gegenüber den Einflüssen beim Sägen ist. Durch die Vorschädigung kann bei den Witterungstests Feuchtigkeit in die Fügezone eindringen und diese weiter schädigen. Verstärkt wird die teilweise Ablösung der Haftvermittlerschicht durch die Wärmedehnungskoeffizienten der unterschiedlichen Materialien. Ein Wärmeausdehnungskoeffizient von $13,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ für trockenes GF-PP [139] und $10,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ für Stahl führt bei den wechselnden Temperaturen der Klimawechseltests zu inneren Spannungen, die an den Spannungsspitzen zu einer Ablösung führen können. Um diese Annahme zu belegen, wurde die Spannungsverteilung in der TP-FKV/Stahl-Verbindung simuliert. Hierfür wurde Abaqus verwendet, Elementtyp C3D8T (8-node thermally coupled brick, trilinear displacement

and temperature). Die Spannungen infolge der wechselnden Temperaturen sind in Abbildung 5.22 dargestellt.

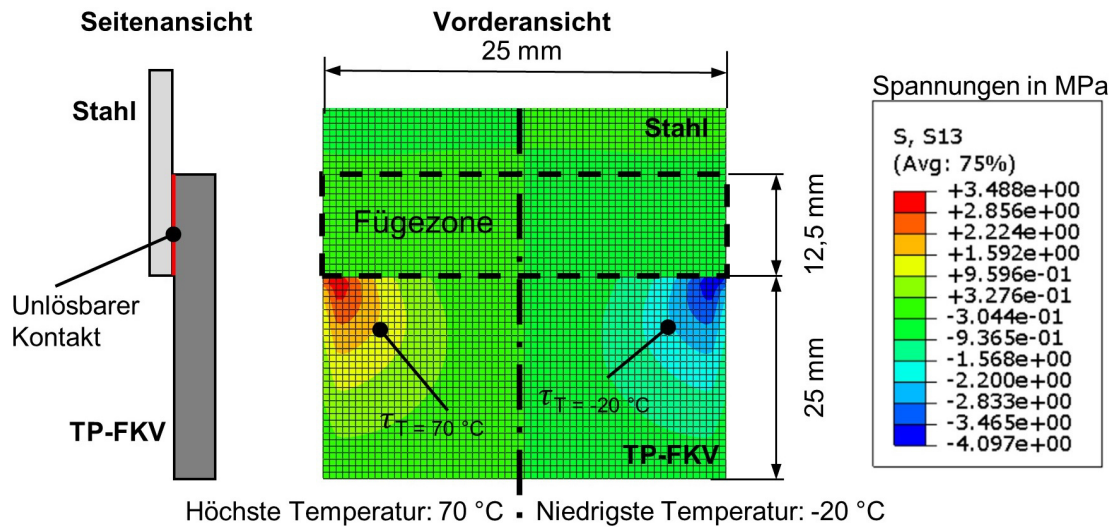


Abbildung 5.22: Thermisch induzierte Spannungen τ_T infolge der Witterungstests am Beispiel Kataplasmatest

In der thermisch-mechanisch gekoppelten Simulation wird ein vollflächiger, unlösbarer Kontakt zwischen den Fügepartnern angenommen. Das Modell ist bei Raumtemperatur spannungsfrei und die Materialeigenschaften werden als isotrop angenommen, was für eine qualitative Bewertung der Spannungsverteilung ausreichend ist. Außerhalb der Fügezone wird die spiegelbildliche Spannungsverteilung sichtbar. Die Spannungsfelder sind für alle TP-FKV/Stahl-Verbindungen dieser Studie gleich, nur die quantitative Ausprägung variiert je nach verwendetem Matrixpolymer und Wärmeausdehnungskoeffizient. Durch die Vorschädigung bei der Probenpräparation in Kombination mit den Spannungsspitzen infolge der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten entsteht die charakteristische Schädigung in der Fügezone nach den Witterungstests bei den HL400/GF-PP/240/ib Verbindungen. Da bei den HL403-Stahlproben weniger Vorschädigungen festzustellen waren, war auch die Korrosion in der Fügezone geringer.

Abschließend werden in diesem Kapitel die Einflüsse der Klimawechseltests auf die TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit den unterschiedlichen OFVB verglichen. Als Grundlage dienen die normierten Ergebnisse aus Abbildung 5.17 und Abbildung 5.19. Die Auswertung ist in Abbildung 5.23 dargestellt, 100 % entsprechen der unbewitterten ZSF der jeweiligen Materialkombination.

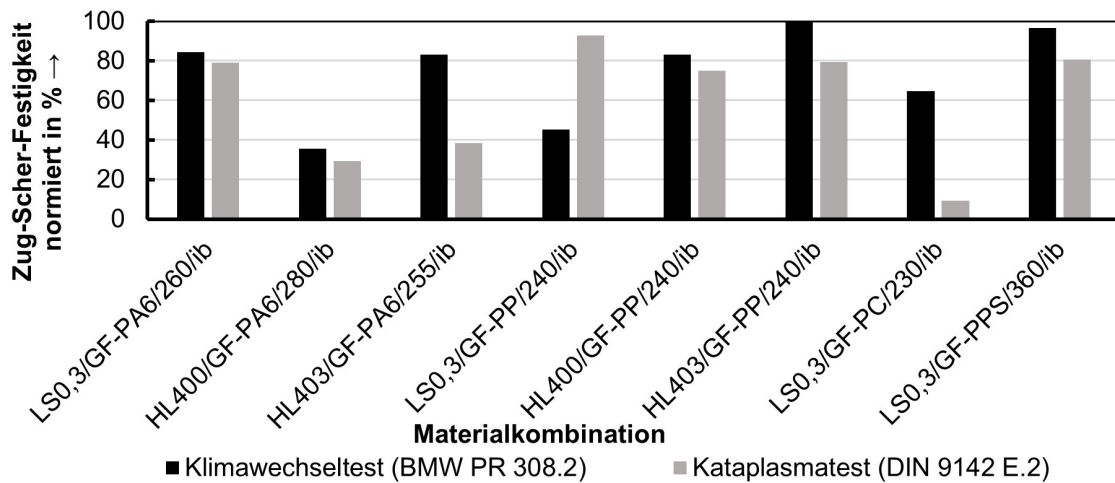


Abbildung 5.23: Sensitivitäten der OFVB und Materialuntersuchungen gegenüber Witterung

Je höher die normierte ZSF, desto witterungsbeständiger ist die Verbindung. Bei den Haftvermittlern ist HL403 witterungsbeständiger als HL400. Bei der laserstrukturierten Oberfläche sind die Materialkombinationen mit GF-PA6 und GF-PPS besonders witterungsbeständig. Eine materialübergreifende Aussage welche OFVB witterungsbeständiger ist, kann nicht getroffen werden.

5.4 Dauerfestigkeit

Mechanische Ergebnisse

Die Ergebnisse der Dauerfestigkeitsuntersuchungen sind in Abbildung 5.24 dargestellt.

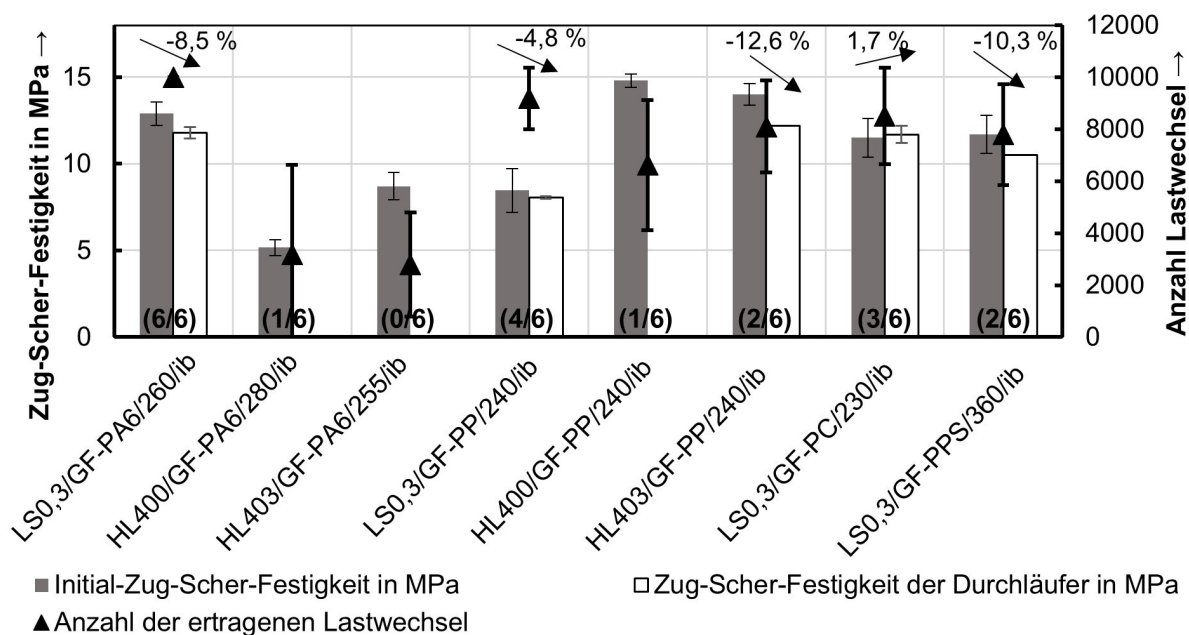


Abbildung 5.24: Ergebnisse der Dauerfestigkeitsversuche. Kräfteverhältnis $F_u/F_o = 0,1$. Anzahl der Durchläufer in Klammern

Die Materialkombinationen aus GF-PPS und GF-PC, die mit nicht kompatiblen Haftvermittler beschichteten Stahlproben gefügt wurden, wurden aufgrund ihrer geringen ZSF, der hohen Standardabweichung und somit verbundenen Unsicherheit nicht in die Testreihe mit aufgenommen. Von den verbleibenden Materialkombinationen wurden sechs TP-FKV/Stahl-Verbindungen geprüft.

Alle Materialkombinationen, ausgenommen von LS0,3/GF-PA6/260/ib, haben bereits vor Erreichen der 10.000 Lastzyklen versagt. Übergeordnet kann festgestellt werden, dass die Materialkombinationen aus laserstrukturiertem Stahl und TP-FKV eine höhere Anzahl an Lastwechseln ertragen und es eine größere Anzahl an Durchläufern gibt. Bei der Materialkombination aus Haftvermittlerstahlproben und TP-FKV ist die Anzahl ertragener Lastwechsel und Durchläufer deutlich geringer, was auf eine größere Rissempfindlichkeit hindeuten kann. Bei den mit Haftvermittler beschichteten Stahlproben zeigt HL403/GF-PP/240/ib eine etwas bessere Dauerfestigkeit. Ferner fällt auf, dass die Standardabweichung der maximalen Lastwechsel aller Versuche verhältnismäßig groß ist, was auf die große obere Kraft F_0 zurückgeführt werden kann.

Die Restzugscherfestigkeit der Durchläufer, von denen kein Schliffbild angefertigt wurde, wurden nach DIN 1465 geprüft. Die Restzugscherfestigkeiten liegen bei allen geprüften Probekörpern nahe der Festigkeit der Initialwerte. Für LS0,3/GF-PC/230/ib und LS0,3/GF-PP/240/ib liegen die Restzugscherfestigkeiten im Bereich der Standardabweichung der Initialkennwerte, wobei nicht alle Verbindungen der vollen Anzahl der Lastwechsel standgehalten haben. Insbesondere die 6/6 Durchläufer bei den LS0,3/GF-PA6/260/ib zusammen mit einer Festigkeitsabnahme von 8,5 %, deuten darauf hin, dass in diesem Fall die wechselnde Belastung keinen deutlichen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit hat und eine sehr gute Wechsellastbeständigkeit vorliegt. Die übrigen Materialkombinationen zeigen eine Abweichung von ca. 10 % zur initialen ZSF, aber gleichzeitig ein wesentlicher Teil der Proben vor Erreichen der maximalen Lastwechselzahl versagt.

Schliffbilder

Im Folgenden wird untersucht, welchen Einfluss die OFVB auf die mikromechanische Schädigung in der TP-FKV/Stahl-Verbindung hat.

Laser OFVB

Repräsentative Schlibfbilder der zyklisch belasteten Proben aus laserstrukturiertem Stahl und den verschiedenen TP-FKV sind in Abbildung 5.25 dargestellt.

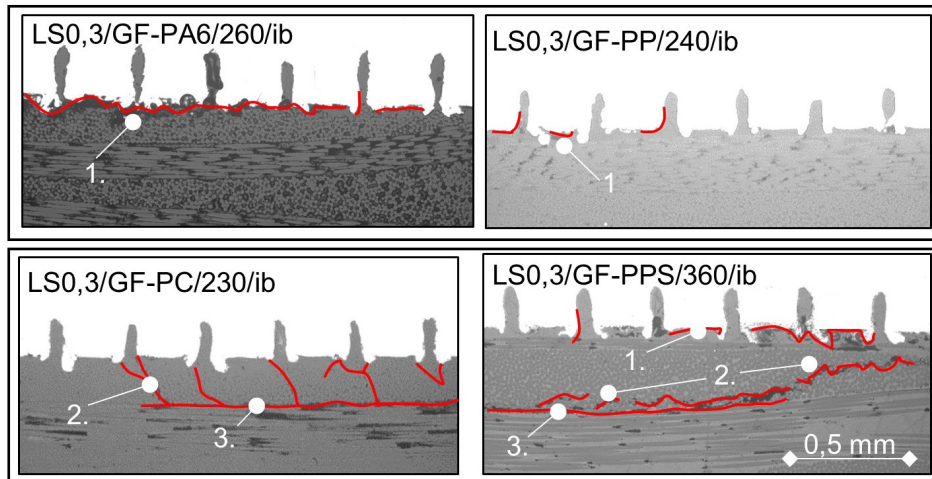


Abbildung 5.25: Überblick Schlibfbilder der Durchläufer, die 10.000 Lastwechsel überstanden haben

Es ist zu erkennen, dass unterschiedliche Schädigungen in den TP-FKV auftreten. Besonders bei LS0,3/GF-PC/230/ib und LS0,3/GF-PPS/360/ib ist eine Rissbildung zu identifizieren. Risse entstehen bevorzugt an den Rändern der Zug-Scher-Probekörper, wo die Spannungsspitzen am höchsten sind (Abbildung 3.11). In den Schlibfen kann zwischen drei verschiedenen Rissarten unterschieden werden. 1. Unmittelbar in der Grenzfläche zwischen Stahl und TP-FKV in der Fügezone. 2. Durch Rovings zwischen den Fasern verlaufende Risse und 3. Risse innerhalb der TP-FKV entlang von Rovings. Die erste Rissart deutet darauf hin, dass es zu einem adhäsiven Versagen zwischen Stahloberfläche und Matrixpolymer kommt und eine Lastübertragung zwischen den Fügepartnern anschließend über den Formschluss des Polymers in den Kavitäten erfolgt. Die verschiedenen Rissarten sind bei GF-PC aufgrund ihrer riss- und kerbempfindlichen Materialeigenschaften bzw. bei GF-PPS geringen Bruchdehnung im Vergleich zu GF-PP und GF-PA6 deutlich ausgeprägter festzustellen. Bei genauerer Betrachtung sind die gleichen Risse bzw. Versagensmuster auch bei Materialkombinationen mit GF-PP und GF-PA6 festzustellen, sind aber weniger stark ausgeprägt. Folgend werden in Abbildung 5.26 Schlibfbilder unmittelbar nach dem Fügen, nach dem DSV und nach der mechanischen Prüfung von LS0,3/GF-PC/230/ib und LS0,3/GF-PP/240/ib näher betrachtet⁹.

⁹ Für die Schlibfbilder „nach dem Fügen“, „Durchläufer DSV“, und „mechanisch geprüft“ wurde jeweils eine neue Hybridverbindung mikroskopiert. Es handelt sich nicht um denselben Probekörper.

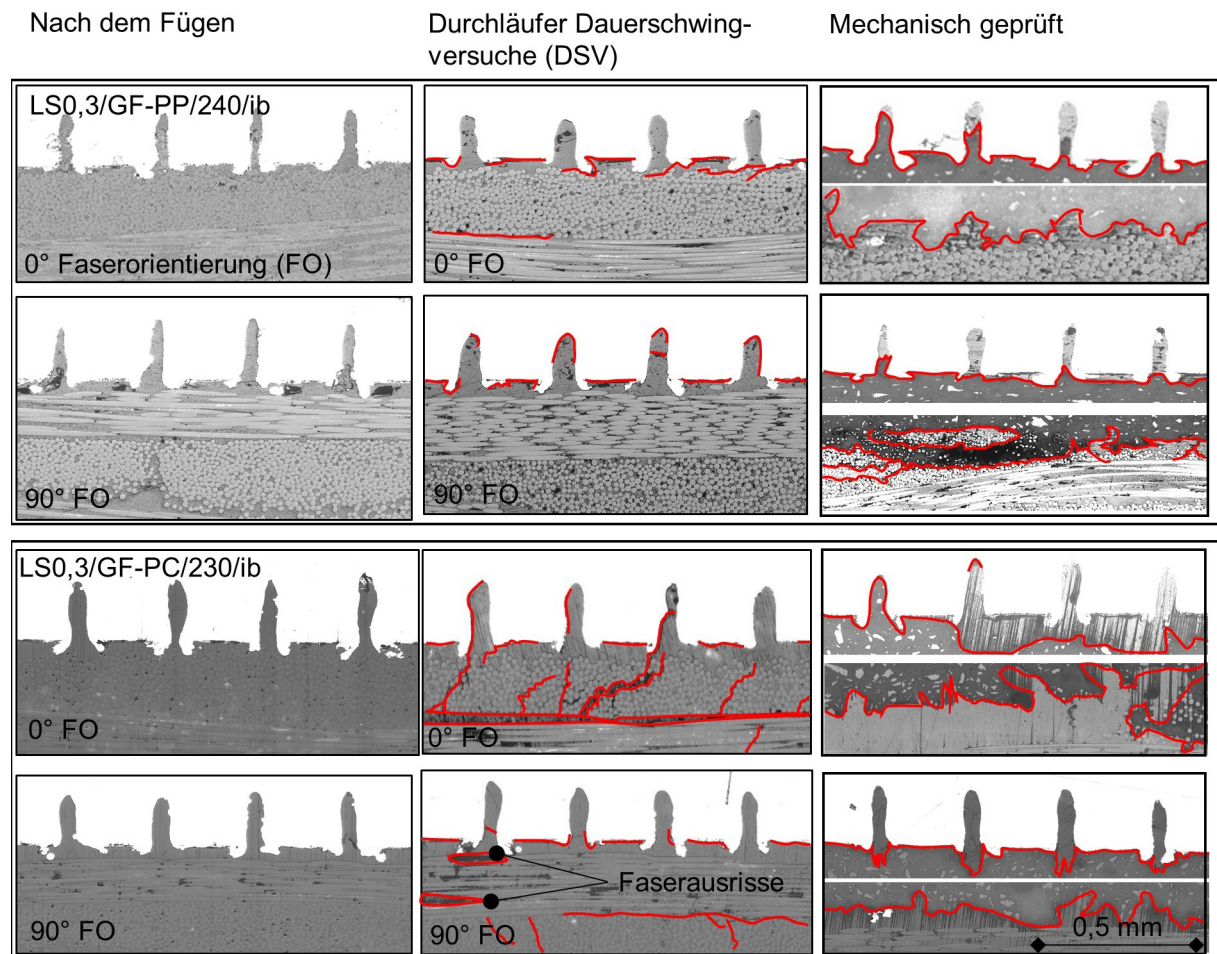


Abbildung 5.26: Schliffbilder von LS0,3/PP-GF/240, bzw. LS0,3/PC-GF/230 nach dem Fügen (Linke Spalte), der Durchläufer des DSV (Mittlere Spalte) und nach mechanischer Prüfung (Rechte Spalte)

Die LS0,3/GF-PC/230/ib-Verbindungen haben den Vorteil, dass aufgrund des kerbempfindlichen Matrixpolymers Schädigungen und somit übertragbar auch interlaminare Spannungsverläufe gut erkennbar sind. Die interlaminaren Risse und das adhäsive Versagen sind in Abbildung 5.26 mit roten Linien gekennzeichnet. Aufgrund der Schädigungen beim DSV kam es bei den GF-PC-Proben beim Schleifen vereinzelt zu Faserausrisse. Aufgrund der geometrischen Übertragbarkeit von Laserstrukturierung und Gewebeverstärkung auf LS0,3/GF-PP/240 ist davon auszugehen, dass dort die gleichen Spannungsverläufe auftreten. Die Schädigung fällt aufgrund der höheren Bruchdehnung des PP-Matrixpolymers wesentlich geringer aus. Einen Einfluss auf das Versagensverhalten hat auch die Geometrie der Kavität, die prozessbedingt nicht durchweg identisch ist und so Polymer aus einer zu breiten Kavität herausgezogen werden kann oder bei einer schmalen Verjüngung abgeschert wird. Neben dem Versagensverhalten direkt an der Fügezone ist auch bei den Durchläufern eine Rissbildung im Laminat zu erkennen. Die Risse verlaufen bei den

90°- Fasern entlang der Grenzschicht von TP-FKV und Stahl und bei den 0° - Fasern auch zwischen den Einzelfasern durch die Rovings und zwischen den Rovings in das Laminat. Die Risse durch die Rovings bilden sich vermehrt am Grat der Kavitäten.

Haftvermittler OFVB

Schliffbilder der Durchläufer von GF-PP, die mit den verschiedenen Haftvermittler-Stahlproben gefügt wurden, sind in Abbildung 5.27 dargestellt.

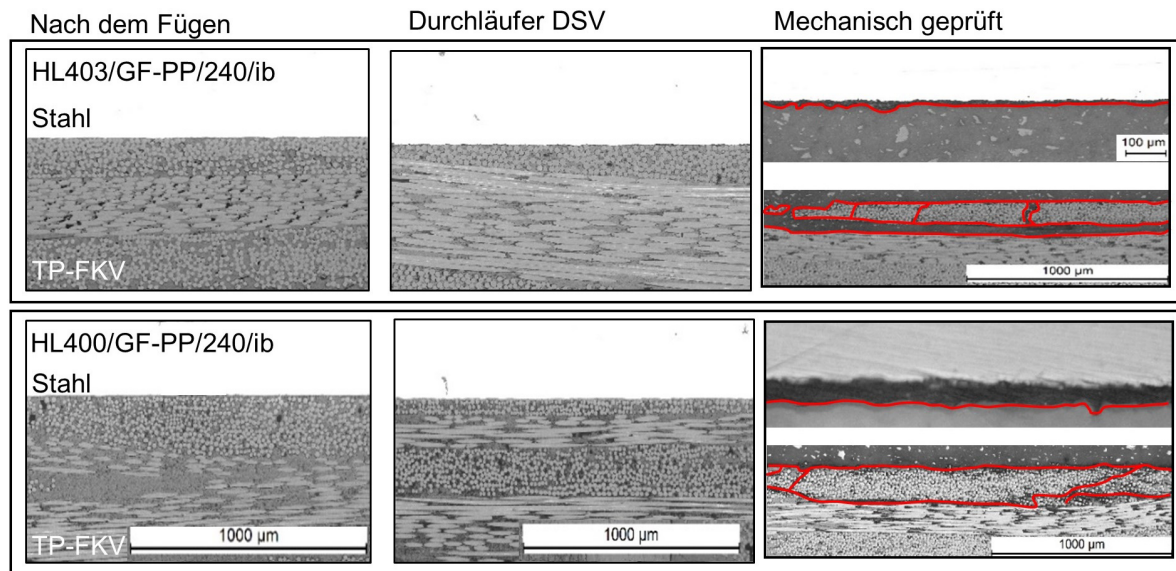


Abbildung 5.27: Schliffbilder von HL403/PP-GF, bzw. HL400/PP-GF nach dem Fügen (Linke Spalte), der Durchläufer des DSV (Mittlere Spalte), und nach mechanischer Prüfung (Rechte Spalte)

Gegenüber den TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit einer laserstrukturierten Oberfläche ist ein anderes Versagensverhalten bei den Haftvermittler-OFVB festzustellen. Im Gegensatz zu einer laserstrukturierten Stahloberfläche sind bei den Durchläufern deutlich weniger Rissansätze zu erkennen, was auf eine homogenere Kraftübertragung und -einleitung schließen lässt. Bei den Schliffbildern der geprüften Verbindungen ist zu erkennen, dass an den Haftvermittlern GF-PP-Anhaftungen vorhanden sind aber auch adhäsives Versagen zwischen Haftvermittler und GF-PP auftritt. Auf der Laminatseite ist zu erkennen, dass beim Versagen der TP-FKV/Stahl-Verbindung ebenfalls eine Rissbildung innerhalb des Laminates entlang des Rovings und innerhalb eines Rovings auftritt.

Bei den Haftvermittlern fällt auf, dass die 0°-Rovings im Gegensatz zu der laserstrukturierten Stahloberfläche mehr über die Breite der TP-FKV/Stahl-Verbindung verteilt sind. Die durch die Laserstrukturierung stark veränderter Topologie des Stahls scheint eine Stützwirkung auf die Lage der Faserverstärkung zu haben.

5.5 Simulation des Versagensverhaltens in der Fügezone

Die Risse in den Schliffbildern der Durchläufer aus den DSV aus Kapitel 5.4 zeigen die mikromechanische Schädigung der TP-FKV/Stahl-Verbindungen im quasi-statischen Belastungsfall. Um die Entstehung zu analysieren, wurde ein Simulationsmodell entwickelt, welches das Versagensverhalten in der TP-FKV/Stahl-Verbindung simuliert. Die Schliffbilder werden zur Validierung des Simulationsmodells herangezogen. Das Berechnungsmodell soll durch den Spannungsverlauf resultierende Risse in der TP-FKV/Stahl-Verbindung beschreiben. Als Finite-Differenzen-Software auf Basis von Voxeln wurde GeoDict® verwendet. In den Simulationen wurden zur Vergleichbarkeit LS0,3/GF-PC/230/ib aus Kapitel 5.4 herangezogen. Um die FKV-Lamine im Simulationsmodell möglichst realitätsnah abzubilden, wurde zunächst die oberflächenvorbehandelte Stahloberfläche mit GeoDict aus den Schliffbildern eingescannt und segmentiert, wodurch diese realitätsnah erfasst wurde. Die Faser-Verteilung wurde durch GeoDict in Anlehnung an das Köpergewebe und Faservolumengehalt analog zu den realen TP-FKV Proben generiert, da eine Segmentierung der schwer erkennbaren Glasfasern zu fehlerbehaftet war. Die Materialkarten und die Gestaltung des Simulationsmodells wurden basierend auf Datenblättern (Stahl 1.0338), CAMPUS Daten (PC, Covestro Makrolon 3107 (äquivalent zu Makrofol 6-2)) erstellt. Im Simulationsmodell wird der Ausschnitt des Schliffbildes ähnlich zum realen Zug-Versuch auf Schub beansprucht. Im Simulationsmodell wird die Biegeüberlagerung beim Zug-Scher-Versuch nicht berücksichtigt, da diese zu einer zu komplexen Lösung führen würde und bei einer Betrachtung eines mikroskopisch kleinen Ausschnitts, wie bei den Schliffbildern, nicht zielführend ist.

Da FKV bei mikroskopischer Betrachtung aufgrund ihrer Faserorientierung anisotrop sind, muss dies auch bei der TP-FKV/Stahl-Verbindungen berücksichtigt werden. Aufgrund der Köper-Struktur des Gewebes gibt es in der Fügezone Bereiche von 90° und 0° Faserorientierungen, sowie matrixreiche Bereiche z. B. zwischen den Roving-Kreuzungen. Um diese Einflüsse näher betrachten zu können, wurden die Einflüsse der Laserstrukturierung simuliert.

Zunächst werden die Simulationsergebnisse schubbelasteter TP-FKV/Stahl-Verbindungen mit einer 44 µm und 154 µm dicken Polymerschicht zwischen der

Faserverstärkung und der laserstrukturierten Stahloberfläche verglichen. Betrachtet werden 0° und 90° Orientierungen zur Schnittebene der Rovings im Körper-Gewebe. In der Simulation muss programmbedingt ein Vollkontakt zwischen TP-FKV und Stahl angenommen werden. Die Schadensmodelle sind in Abbildung 5.28 dargestellt.

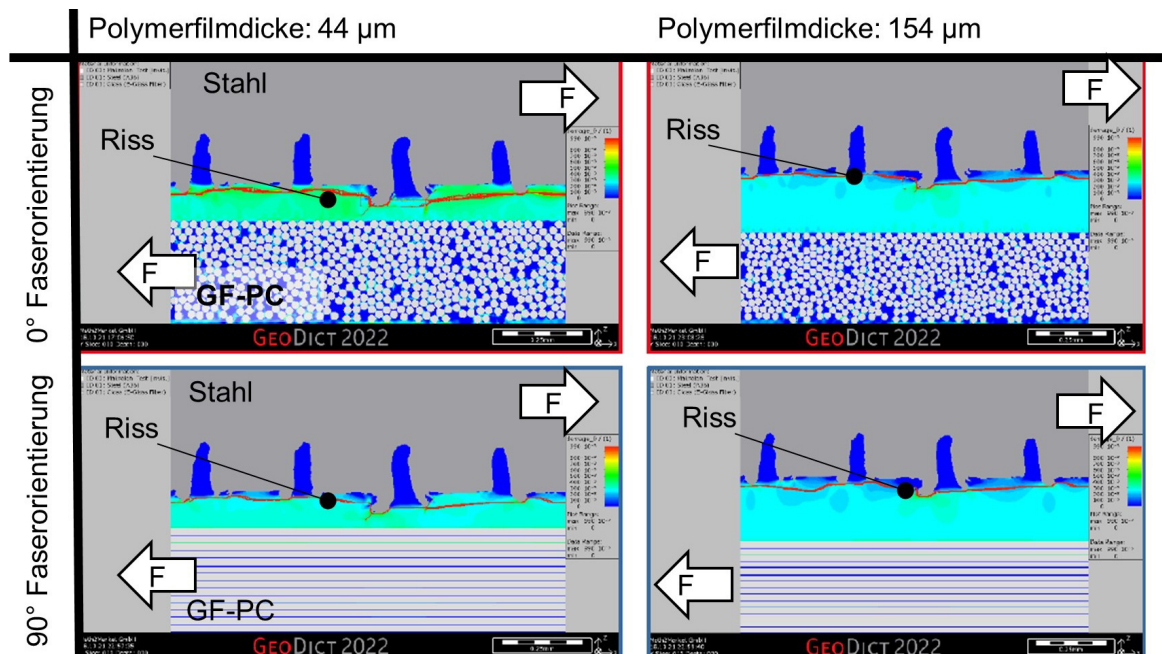


Abbildung 5.28: Einfluss der Matrixpolymerdicke und Faserorientierung auf das Versagensverhalten von laserstrukturierten TP-FKV/Stahl-Verbindungen

Das Versagensverhalten bei den Polymerschichten von $44\ \mu\text{m}$ und $154\ \mu\text{m}$ ist sehr ähnlich und analog zu den Schlibfbildern in Kapitel 5.4 sehr nah an der Grenzfläche zwischen Stahl und Polymer. Bei der 0° Faserorientierung mit einer Polymerschichtdicke von $44\ \mu\text{m}$ fällt auf, dass die Schädigungen in der Polymerschicht wesentlich größer sind als bei der 90° Faserorientierung. Dies lässt die Annahme zu, dass eine 90° Faserorientierung einer Kraffteinleitung der Schubspannungen zuträglich ist. Dieser Effekt tritt bei einer Polymerschichtdicke von $154\ \mu\text{m}$ weder bei einer 0° noch 90° Faserorientierung auf, was darauf hindeutet, dass größere Polymerschichtdicken zu einer Homogenisierung der Spannungsverteilung führen.

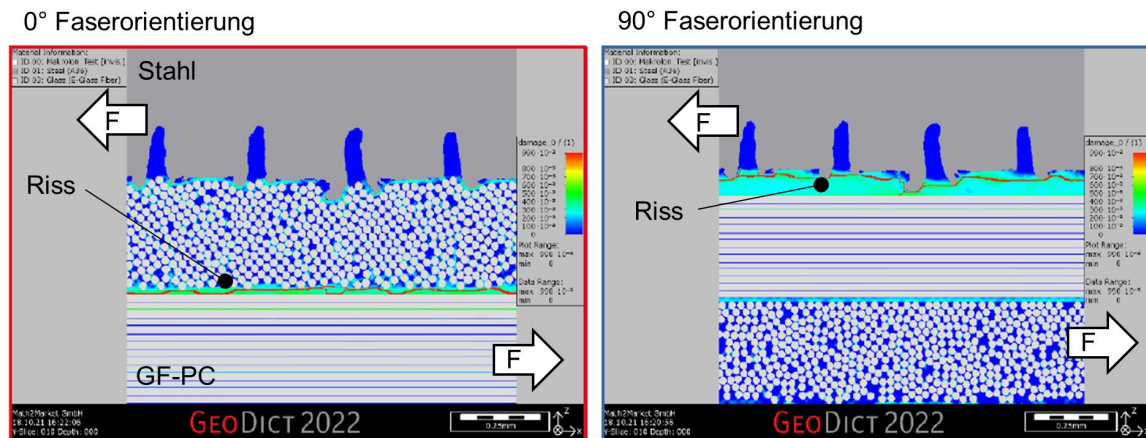


Abbildung 5.29: Versagensverhalten bei direktem Kontakt von Fasern und Stahl

Wird die Polymerschicht sehr dünn, wie in Abbildung 5.29 links, wandert die Schädigung bei der 0° Faserorientierung von der TP-FKV/Stahl-Grenzschicht in das Laminate und ein interlaminares Versagen zwischen den Roving an den Kreuzungspunkten tritt auf. Dieser Effekt ist in Abbildung 5.30 detaillierter dargestellt und stimmt mit den Erkenntnissen aus Kapitel 5.2 überein, wo auf den Bruchflächen zu erkennen ist, dass primär Faserbündel ausgerissen werden, die in 0° Richtung bzw. parallel zu den Kavitäten der Laserstrukturierung verlaufen. Bei genauerer Betrachtung der interlaminaren Schädigung in Abbildung 5.30 sind auch Risse durch den Roving zu erkennen.

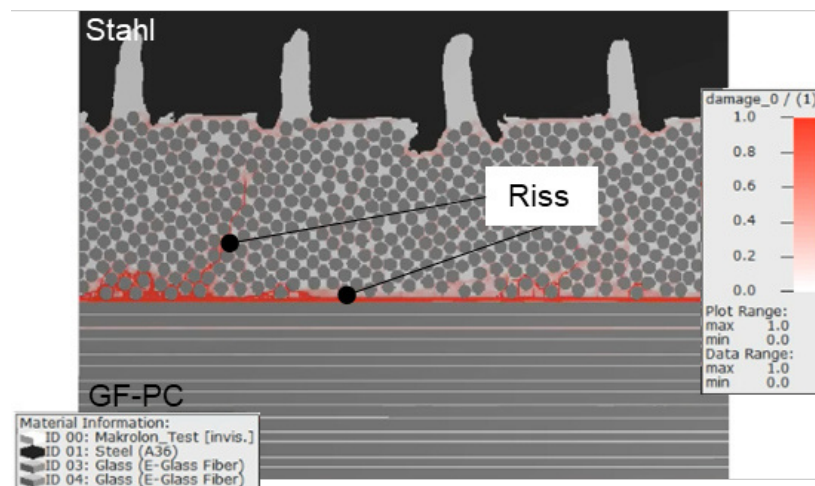


Abbildung 5.30: Interlaminares Versagen des TP-FKV bei sehr dünner Polymerschicht zwischen laserstrukturiertem Stahl und Verstärkungsfasern (0°)

Dieses Versagensmuster korreliert auch mit den Schliff- und Bruchbildern aus Kapitel 5.4 bzw. Abbildung 5.26. Dass eine geringere Polymerschicht zu einem interlaminaren Versagen im FKV führt, kann mit den Studien zum Einfluss des Fügewegs verknüpft werden. Bei höheren Fügewegen wird mehr Matrixpolymer aus dem FKV verdrängt,

wodurch die Polymerschichtdicke abnimmt, und wie in Kapitel 5.4 gezeigt, führen höhere Fügewege zu höheren ZSF. Die Erkenntnisse in diesem Kapitel können als Forschungsgrundlage herangezogen werden, um beispielsweise die Laserstrukturierung weiter zu optimieren oder TP-FKV/Stahl-Verbindungen durch die Faserorientierung lastpfadgerechter auslegen zu können.

5.6 Gesamtbewertung der TP-FKV/Stahl-Verbindungen

Aus den Ergebnissen des Einflusses der OFVB, Witterungsbeständigkeit und Dauerfestigkeit werden zur übergeordneten Bewertung eine normierte Rechnung aufgestellt. Dies erlaubt eine einfache Zuordnung, ob eine Oberflächenvorbehandlung für die jeweilige Materialkombination geeignet ist. Die Zsf-Scher-Festigkeit (ZSF), Witterungsbeständigkeit und Dauerfestigkeit sollen zueinander gleich gewichtet werden, da alle drei essentiell wichtig für Verbindungskennwerte sind. Zur Bewertung wird folgende Formel verwendet:

$$\text{Bewertung} = \frac{\frac{\tau_{Zu\text{ Bewerten}}}{\tau_{Max}} + \left(\frac{\tau_{BMW\ PR\ 308.2}}{\tau_{Zu\text{ Bewerten}}} + \frac{\tau_{Kataplastmatest}}{\tau_{Zu\text{ Bewerten}}}\right)/2 + \left(\frac{\tau_{Durchläufer}}{\tau_{Zu\text{ Bewerten}}} + \frac{n_{Durchläufer}}{6}\right)/2}{3} \quad 5.1$$

Tabelle 5.1: Nomenklatur zu Gleichung 5.1

| Kriterium | Beschreibung |
|-----------------------------|--|
| τ_{Max} | Höchste ZSF der Materialkombination, unabhängig von der OFVB |
| $\tau_{Zu\text{ Bewerten}}$ | Höchste ZSF innerhalb der Materialkombination je OFVB |
| $\tau_{BMW\ PR\ 308.2}$ | ZSF nach Klimawechseltest (BMW PR 308.2) |
| $\tau_{Kataplastmatest}$ | ZSF nach Kataplastmatest (DIN EN ISO 9142 E.2) |
| $\tau_{Durchläufer}$ | ZSF der Durchläufer nach dem Dauerfestigkeitsversuch |
| $n_{Durchläufer}$ | Anzahl der Durchläufer |

Das Ergebnis liegt in einem Bereich zwischen 1 (Beste Wertung) und 0 (Schlechteste Wertung). Die Ergebnisse von Kapitel 5.2 und der Bewertungsrechnung sind in Tabelle 5.2 zusammengefasst aufgeführt.

Tabelle 5.2: Übersicht und Ranking der Ergebnisse aus Kapitel 5.2

| Materialkombination | τ_{Max} in MPa | $\tau_{Zu\text{Bewerten}}$ in MPa | $\tau_{BMW\ PR\ 308.2}$ in MPa | $\tau_{Katalplasmatest}$ in MPa | $\tau_{Durchläufer}$ in MPa | $n_{Durchläufer}$ | Bewertung | Rang |
|---------------------|------------------------|--------------------------------------|-----------------------------------|------------------------------------|--------------------------------|-------------------|-----------|------|
| LS0,3/GF-PA6/260/ib | 12,9 | 12,9 | 10,9 | 10,2 | 11,8 | 6 | 0,93 | 1 |
| LS0,3/GF-PP/240/ib | 8,46 | 8,46 | 3,82 | 7,86 | 8,05 | 4 | 0,69 | 5 |
| LS0,3/GF-PC/230/ib | 11,5 | 11,5 | 7,43 | 1,07 | 11,7 | 3 | 0,71 | 4 |
| LS0,3/GF-PPS/360/ib | 11,7 | 11,7 | 11,3 | 9,42 | 10,5 | 2 | 0,83 | 2 |
| HL400/GF-PA6/280/ib | 12,9 | 5,17 | 1,83 | 1,52 | 0 | 1 | 0,27 | 8 |
| HL400/GF-PP/240/ib | 14,8 | 14,8 | 12,3 | 11,1 | 0 | 1 | 0,62 | 6 |
| HL400/GF-PC/280/ib | 11,5 | 2,08 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,06 | 11 |
| HL400/GF-PPS/300/ib | 11,7 | 2,54 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,07 | 10 |
| HL403/GF-PA6/255/ib | 12,9 | 8,71 | 7,25 | 3,33 | 0 | 0 | 0,43 | 7 |
| HL403/GF-PP/240/ib | 14,8 | 14 | 14,5 | 11,1 | 12,2 | 2 | 0,82 | 3 |
| HL403/GF-PC/280/ib | 11,5 | 1,92 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,06 | 12 |
| HL403/GF-PPS/300/ib | 11,7 | 4,29 | 0 | 0 | 0 | 0 | 0,12 | 9 |

Tabelle 5.2 zeigt, dass insbesondere die laserstrukturierte Stahloberfläche bei allen Materialkombinationen überdurchschnittlich gute Ergebnisse erzielt. Für das Fügen mit GF-PP zeigen die dafür optimierten Haftvermittler bessere Ergebnisse, liegen aber in einem ähnlichen Bereich wie die laserstrukturierte Stahloberfläche.

5.7 Benchmark mit Kleben

Nachdem die idealen Fügetemperaturen für die Laserstrukturierung und die Haftvermittler ermittelt wurden, kann ein Vergleich zu einem ähnlichen Fügeverfahren, dem Kleben, durchgeführt werden. Um eine möglichst gute Vergleichbarkeit zu gewährleisten, wurden identische Materialpaarungen und Probengeometrien wie in Kapitel 5.2 geklebt. Es wurde gezielt ein Klebstoff verwendet, der wie die Haftvermittler nur ein Entfetten der Stahloberfläche erfordert. Die Auswahl fiel auf den 3M Scotch-Weld™ DP8005 2-Komponenten-Konstruktionsklebstoff auf Acrylatbasis [171]. Der Klebstoff beginnt nach Kontakt mit der Umgebungsluft zu vernetzen, hat kurze Aushärtezeiten, hohe Endfestigkeiten und kurze Verarbeitungszeiten. Eine Besonderheit gegenüber anderen Klebstoffen ist, dass er auch für Kunststoffe mit einer niedrigen Oberflächenenergie geeignet ist und auch explizit ohne Oberflächenvorbehandlung der Substrate verwendet werden kann [171]. Ein deutlicher Unterschied zum induktiven Fügen ist, dass die maximale Festigkeit des Klebstoffs erst nach 8 – 24 h erreicht ist. Der Vergleich der ZSF aus Kapitel 5.2 und den geklebten Proben ist in Abbildung 5.31 dargestellt.

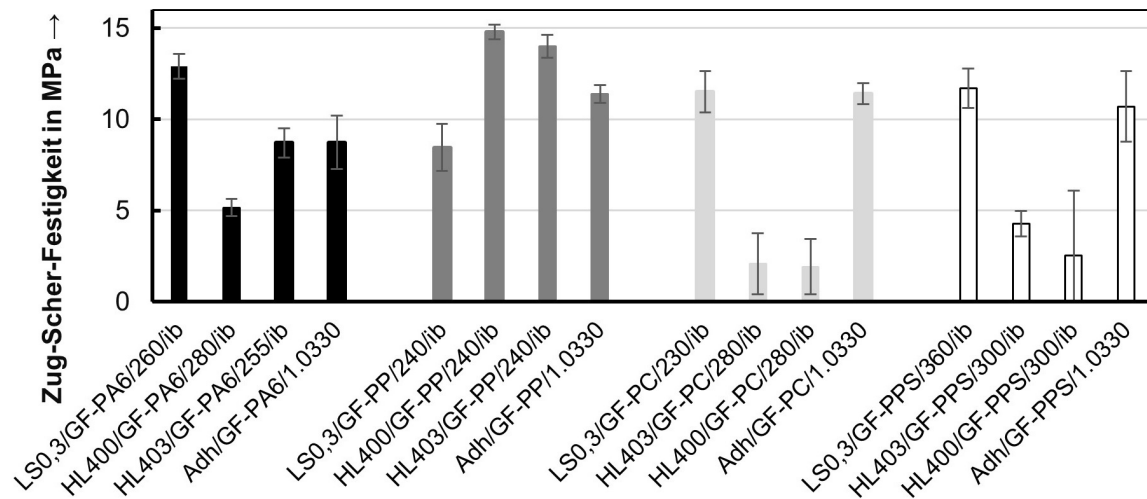


Abbildung 5.31: Benchmark Haftvermittler - Laserstrukturierung - Klebstoff (Adh/TP-FKV/1.0330)

Im Vergleich zu den höchsten Verbindungsfestigkeiten der jeweiligen Materialkombination durch induktives Fügen, liegen die Festigkeiten der Klebverbindungen darunter. Es ist festzustellen, dass mit den Haftvermittlern die höchsten ZSF mit GF-PP erreicht werden und bei GF-PA6, GF-PPS und GF-PC die höchsten ZSF mit der Laser-OFVB.

Bei Betrachtung der Bruchflächen der geklebten Verbindungen ist zu erkennen, dass bei allen Materialkombinationen ein adhäsives Versagen entweder auf der TP-FKV oder der Stahlseite oder beidem vorliegt. Beim Adh/GF-PC/1.0330 liegt auch ein teilweise kohäsives Laminatversagen vor. Die Bruchflächen sind in Abbildung 5.32 dargestellt.

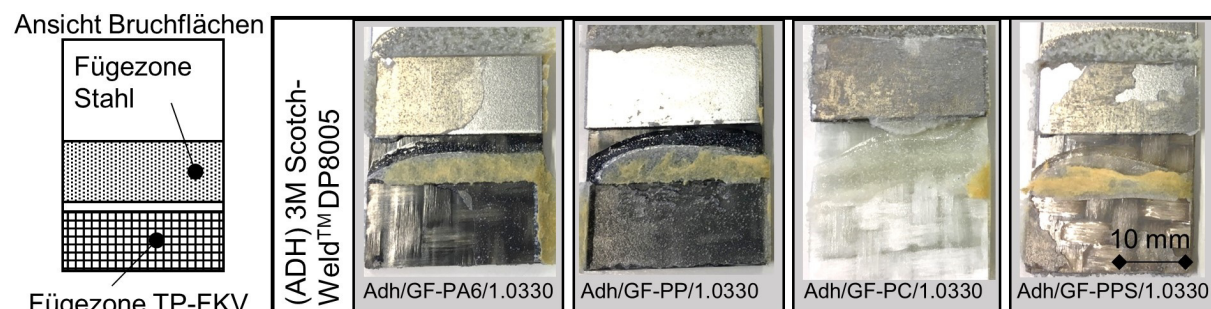


Abbildung 5.32: Bruchflächen geklebter Probekörper aus TP-FKV und unverzinktem 1.0330

6 Entwicklung eines In-Line qualitätsgesicherten, diskontinuierlichen großserientauglichen Fügeprozesses

In diesem Kapitel wird gezeigt, dass der Messweg als QS-Merkmal vom Labormaßstab auf den Industriemaßstab übertragbar ist. Als Anlagentechnik wurde die FlexHyJoin-Fertigungszelle verwendet.

6.1 FlexHyJoin-Fertigungszelle

In der vollautomatischen FlexHyJoin Fertigungszelle [172] wurden TP-FKV-Dachversteifungen aus kontinuierlich glasfaserverstärktem PA6 mit Halterungen aus Stahl gefügt. Ziel ist es, Montagepunkte aus Stahl an der Dachversteifung anzubringen, um die einfache Montage in einem Fahrzeugchassis zu ermöglichen. Die Stahlhalterungen können beispielsweise durch Nieten oder Punktschweißen mit dem Fahrzeugchassis verbunden werden, gleichzeitig führt die flächige TP-FKV/Stahl-Verbindung am Übergang zwischen Dachversteifung und Stahlhalterung zu einer FKV-gerechten Krafteinleitung. In Abbildung 6.1 sind die Demonstratorbauteile, montiert in einem roten Dachausschnitt, dargestellt.

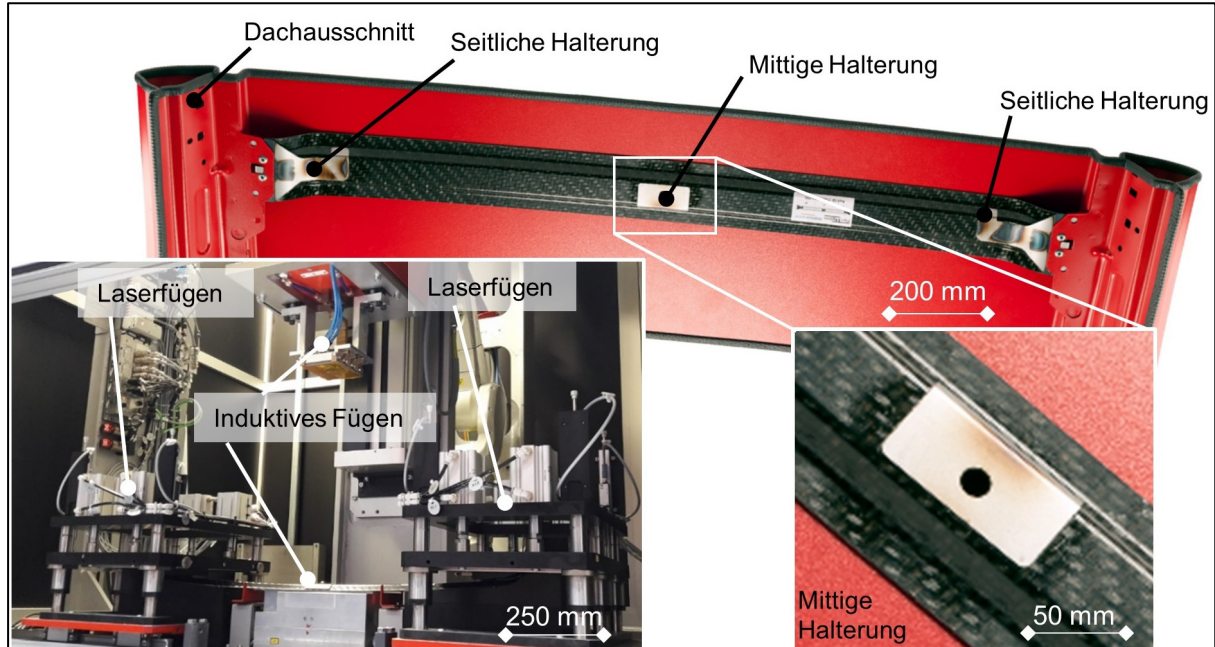


Abbildung 6.1: Demonstratoren und Fügebereich in der FlexHyJoin-Fertigungszelle

Um einen Formschluss zu ermöglichen werden in der Fertigungszelle die Stahlhalterungen zunächst durch einen Single-Mode-Faserlaser linienförmig mit tropfenförmigen Kavitäten vorstrukturiert (Vgl. Kapitel 2.6.2). Anschließend werden die

strukturierten Stahlhalterungen und die TP-FKV Dachversteifung zum Prozessschritt „Fügen“ transportiert und auf dem Positionierwerkzeug abgelegt. Nach der Positionierung auf der Dachversteifung werden die seitlichen Halterungen durch einen Linien-Laser und die mittlere Halterung durch elektromagnetische Induktion gefügt. Um im Anschluss an das Fügen sicherzustellen, dass eine fehlerstellenfreie Verbindung vorliegt, werden die Fügezonen vollautomatisch und zerstörungsfrei durch Lock-In-Thermographie in der Fertigungszelle geprüft.

6.2 Vollautomatisches induktives Fügen

Der grundlegende Aufbau des induktiven Fügens in der Fertigungszelle ist dem Versuchsaufbau aus Kapitel 3.2.2 nachempfunden. Die Unterschiede liegen darin, dass ein Aluminium-Positionierwerkzeug für die TP-FKV Dachversteifung entwickelt wurde und der Konsolidierungsstempel einschließlich Induktor für die Geometrie der mittleren Halterung optimiert wurden. Der Aufbau des induktiven Fügens ist in Abbildung 6.2 dargestellt.

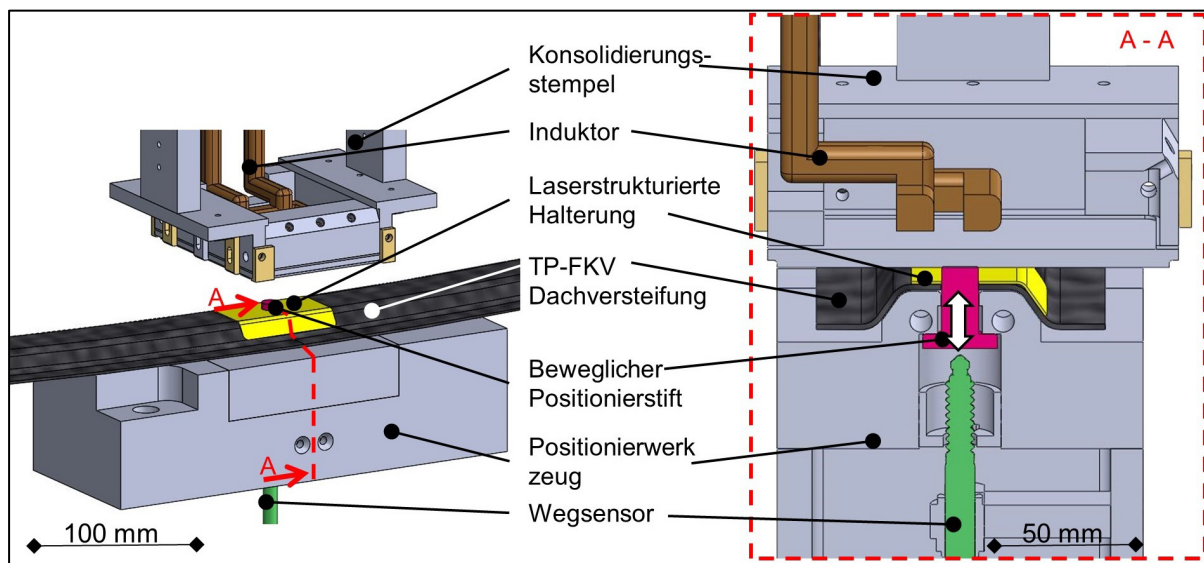


Abbildung 6.2: Induktives Fügen im Industriemaßstab mit Messweg In-Line QS

Wurde die TP-FKV-Dachversteifung vom Roboter über den beweglichen Positionierstift zusammen mit der vorher laserstrukturierten Halterung eingelegt, verfährt der Konsolidierungsstempel auf die Fügepartner. Dadurch wird der Positionierstift in das Positionierwerkzeug gedrückt und der Weg wird durch den Wegsensor aufgezeichnet. Anschließend werden die elektromagnetischen Wechselfelder in die laserstrukturierte Halterung induziert und die Presskraft aufgebracht. Der Messweg beim Konsolidieren wird aufgezeichnet und kann als QS-

Merkmal herangezogen werden. In Abbildung 6.3 sind Schliffbilder, der Fügeweg beim Aufheizen und die Bruchfläche der gefügten Probekörper dargestellt.

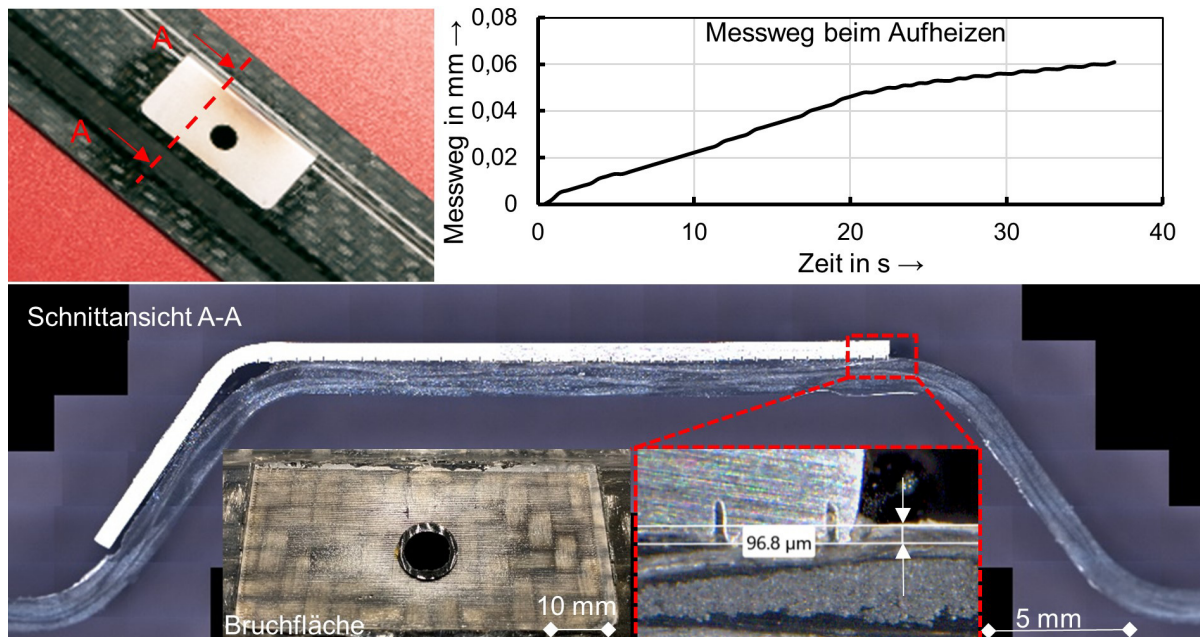


Abbildung 6.3: Schliff durch gefügte Dachversteifung

Der Messweg wurde in der Fertigungszelle unmittelbar nach dem Aufbringen der Konsolidierungskraft (ca. 1 kN) während dem Aufheizen (37 s) aufgezeichnet. Eine Temperaturregelung wurde nicht verwendet. Der Strukturabstand auf der Halterung liegt bei 0,6 mm. Wie auf der Bruchfläche in Abbildung 6.3 zu erkennen ist, hat der Fügeweg ausgereicht, um die Fügezone vollständig mit Polymer zu benetzen. Der im Schliffbild gemessene Fügeweg von 96,8 µm ist größer als der Messweg am Ende des Aufheizens, da das Matrixpolymer am Ende des Heizens noch schmelzflüssig war und dadurch der Messweg weiter steigen konnte. Mit dem Wegsensor in dem Positionierwerkzeug wurde ein Anwendungsbeispiel für eine In-Line Qualitätssicherung basierend auf dem Fügeweg realisiert.

7 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war zum einen die Analyse von Einflussgrößen auf den Fügeweg mit dem Hintergrund der Validierung des Fügewegs als In-Line-Qualitätssicherungsmerkmal und zum anderen die Untersuchung stahlseitiger Oberflächenvorbehandlungen (OFVB) hinsichtlich ihrer Eignung zum thermischen Fügen mit TP-FKV.

Der Fügeweg wurde als einfach zu messende Prozessgröße mit einer geringen Streuung und somit hohen Reproduzierbarkeit validiert. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass Korrelationen zwischen Fügeweg, Benetzungsgrad der Fügezone mit schmelzflüssigem Polymer und Zug-Scher-Festigkeit der TP-FKV/Stahl-Verbindung bestehen. Somit konnte der **Fügeweg** sowohl bei einer Laser OFVB als auch bei Haftvermittler OFVB als **In-Line-Qualitätssicherungsmerkmal** zum vollständigen Benetzen der Metalloberfläche bzw. vollständigen Füllen der Kavitäten mit schmelzflüssigem Polymer validiert werden. Bei der Haftvermittler OFVB mit geringen Rauheitswerten, sind im Labormaßstab bei DIN 1465 Probekörpern für eine vollständige Benetzung geringere Fügewege nötig ($> 0,05$ mm) als bei der Laserstrukturierung (LS0,3: $>0,14$ mm, LS0,6: $>0,11$ mm). Um den Fügeweg als Regelparameter heranzuziehen ist eine isochore Prozessführung erforderlich, bei der beachtet werden muss, dass es infolge der Polymerschwindung beim Abkühlen zur Porenbildung kommen kann. Da das Versagen der untersuchten TP-FKV/Stahl-Verbindungen grundsätzlich nahe bzw. in der Grenzfläche der Fügezone zu beobachten ist (Mischbruch in der Fügezone, substratnaher Kohäsionsbruch, oder adhäsives Versagen in der Fügezone) haben diese Poren jedoch keinen deutlichen Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit.

Die Studien wurden am Beispiel des induktiven Fügens durchgeführt, es liegt jedoch nahe, dass die Erkenntnisse qualitativ auch auf weitere thermische TP-FKV/Metall-Fügeverfahren übertragbar sind und somit der Fügeweg, ähnlich wie beim TP-FKV/TP-FKV Schweißen, eine gute Prozesskontrollgröße darstellt.

Zur detaillierten Betrachtung des Messwegverlaufs (gemessener Fügeweg während dem Fügen) wurden mechanische, spannungsinduzierte **Effekte** und thermische Dehnungen von Anlagentechnik und Fügepartnern separiert, um deren Einflüsse **auf den Messweg** bewerten zu können. Ziel war es, aus dem Messweg einen

quantitativen Verlauf des Fügewegs zu ermitteln, wodurch detailliert analysiert werden kann, welcher Anteil am Messweg von anlagentechnischen Einflüssen hervorgerufen wird. Hierbei wurde festgestellt, dass der Messweg qualitativ dem Fügeweg entspricht. Der Einfluss spannungsinduzierter Kompaktierungseffekte nach vollständigem Aufbringen der Konsolidierungskraft auf den Messweg können vernachlässigt werden. Den größten Einfluss auf den Messwegverlauf hat, neben dem eigentlichen Fügewegverlauf, die thermische Dehnung der verwendeten Konsolidierungsplatte. Da thermische Dehnungen reversibel sind egalisieren sie sich am Prozessende. Zur detaillierten Analyse des thermischen Verhaltens der Konsolidierungsplatte wurde dieses simuliert. Die Simulation liefert ein gutes Werkzeug, mit dem der Anteil der thermischen Dehnung am Messweg bestimmt werden kann. Darüber hinaus kann die Simulation als Grundlage dienen, um den Detaillierungsgrad des numerischen Modells des diskontinuierlichen Fügeprozesses weiter zu erhöhen. Sollte z. B. das Material der Konsolidierungsplatte im Zuge von Prozessoptimierungen geändert werden, kann auch das Simulationsmodell durch ein Ändern der Materialkarte angepasst werden. Der Gesamtanteil aller Effekte wie Kriechen, Stauchen, Kristallisation und thermische Dehnung der Fügepartner liegt bei $< 7,5\%$ des Messwegs. Im betrachteten Fall hat insbesondere die thermische Dehnung der Konsolidierungsplatte einen Anteil von mehreren 0,01 mm am Verlauf des Messwegs. Ferner wurde gezeigt, dass verschiedene Prozessrandbedingungen unterschiedliche Einflüsse auf den Fügeweg haben, die in Tabelle 7.1 zusammengefasst werden.

Tabelle 7.1: Einfluss der Prozessparameter und Probengeometrien auf den Fügeweg

| | Variation | Fügeweg |
|--|-----------|---------|
| Temperatur | ↑ | ↑ |
| Druck | ↑ | ↑ |
| OFVB (Kavitätsdichte, Rauigkeit) | ↑↓ | → |
| Verhältnis Probengeometrie TP-FKV zu Stahl | ↑ | ↓ |
| Faservolumenanteil | ↓ | ↑ |

Alle Materialkombinationen, die mit einer Laser OFVB hergestellt wurden, liegen im **Festigkeitsbereich** des als Referenz herangezogenen Strukturklebstoffs. Für die Materialkombination aus GF-PP und Stahl erwiesen sich die Haftvermittler als geeignetste OFVB. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass eine laserstrukturierte OFVB aufgrund ihrer Bindungsmechanismen durch mechanischen Formschluss für alle untersuchten TP-FKV geeignet ist. Bei den Untersuchungen zum Einfluss der Temperatur auf die Verbindungsfestigkeit ist bei den OFVB eine Tendenz zu erkennen,

dass bei teilkristallinen Thermoplasten der Richtwert GREWELL et al. einer idealen Schweißtemperatur von ca. 50 K über Schmelztemperatur auch für TP-FKV/Stahl-Verbindungen geeignet ist. Für amorphes GF-PC wurde gezeigt, dass die niedrigste Fügetemperatur von 230 °C (85 °C über T_g) zu der höchsten ZSF führt.

Bei den **Dauerfestigkeiten** und **Korrosionsbeständigkeiten** wurden unterschiedliche Ergebnisse erzielt, die stark abhängig von der OFVB und Materialkombination sind. Die höchste Zug-Scher-Festigkeit (τ) und beste Witterungsbeständigkeit ($\tau_{\text{BMW PR 308.2}}$ und $\tau_{\text{Kataplastmatest}}$) bzw. Wechsellastbeständigkeit ($\tau_{\text{Durchläufer}}$) für die untersuchten Materialkombination sind in Tabelle 7.2 aufgeführt.

Tabelle 7.2: Ideale OFVB und Fügetemperatur nach Materialkombination

| Materialkombination | τ | $\tau_{\text{BMW PR 308.2}}$ | $\tau_{\text{Kataplastmatest}}$ | $\tau_{\text{Durchläufer}}$ | $\Omega_{\text{Durchläufer}}$ |
|---------------------|----------|------------------------------|---------------------------------|-----------------------------|-------------------------------|
| LS0,3/GF-PA6/260/ib | 12,9 MPa | 10,9 MPa | 10,2 MPa | 11,8 MPa | 6 |
| HL403/GF-PP/240/ib | 14 MPa | 14,5 MPa | 11,1 MPa | 12,2 MPa | 2 |
| LS0,3/GF-PC/230/ib | 11,5 MPa | 7,43 MPa | 1,07 MPa | 11,7 MPa | 3 |
| LS0,3/GF-PPS/360/ib | 11,7 MPa | 11,3 MPa | 9,42 MPa | 10,5 MPa | 2 |

Insbesondere bei einer Materialkombination mit den Haftvermittler OFVB und GF-PP wurde ein Substratversagen beim TP-FKV festgestellt. Bei den Materialkombinationen mit der Laser OFVB fand ein Mischbruch aus adhäsivem Versagen und substratnahe Kohäsionsbruch statt, was in einem Versagen des Matrixpolymers in den Verjüngungen der Kavitäten und Faserausrisen festzustellen war.

In einer **Simulation des Versagensverhaltens** konnte gezeigt werden, dass bei einer Last senkrecht zur Faserorientierung die Schäden im und zwischen den Rovings entstehen. Bei einer Faserorientierung parallel zur Lastrichtung wirken die lasttragenden Eigenschaften der kontinuierlichen Faserverstärkung. Durch eine Vergrößerung der Polymerschichtdicke in der Grenzschicht wird das Schadensbild verlagert, wodurch ein Versagen an der Grenze zwischen Polymer und Metall, bzw. an den Kavitäten stattfindet.

Zur Demonstration der industriellen Eignung des diskontinuierlichen Induktionsschweißens, des Fügewegs als QS-Merkmal und der Laserstrukturierung als Verbindungsmechanismus wurden diese in eine vollautomatische Fertigungszelle zum TP-FKV/Stahl-Fügen einer Stahlhalterung mit einer TP-FKV-Dachversteifung implementiert.

8 Literaturverzeichnis

- [1] E. Witten und V. Mathes, „Der europäische Markt für Faserverstärkte Kunststoffe / Composites 2021 - Marktentwicklungen Trends, Herausforderungen und Ausblicke,“ AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe, 2022.
- [2] M. Gude, G. Meschut, M. F. Zäh, H. Lieberwirth und A. E. Tekkaya, „FOREL-Studie 2018: Ressourceneffizienter Leichtbau für die Mobilität (Wandel-Prognose-Transfer),“ Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik, Dresden, 2018.
- [3] V. Masson-Delmotte, P. Zhai, A. Pirani, S. Connors, C. Péan, S. Berger, N. Caud, Y. Chen, L. Goldfarb, M. Gomis, M. Huang, K. Leitzell, E. Lonnoy, J. Matthews, T. Maycock, T. Waterfield, O. Yelekçi, R. Yu und B. Zhou, „IPCC, 2021: Climate Change 2021: The Physical Science Basis. Contribution of Working Group I to the Sixth Assessment Report of the Intergovernmental Panel on Climate Change,“ Cambridge University Press, 2021.
- [4] Institut für Kraftfahrzeuge - RWTH, „CO₂-Emissionsreduktion bei Pkw und leichten Nutzfahrzeugen nach 2020 - Abschlussbericht 123320,“ Aachen, 2014.
- [5] Institut für Kraftfahrzeuge - RWTH, „CO₂-Reduzierungspotentiale bei Pkw bis 2020 - Abschlussbericht 113510,“ Bundesministeriums für Wirtschaft und Klimaschutz (BMWK), Aachen, 2012.
- [6] Lotus Engineering, „Lotus Engineering demonstrates the lightweight future of the passenger car,“ Lotus Engineering, 2010.
- [7] J. M. Luk, H. C. Kim, R. D. De Kleine und T. J. Wallington, „Greenhouse gas emission benefits of vehicle lightweighting: Monte Carlo probabilistic analysis of the multi material lightweight vehicle glider,“ *Transportation Research Part D*, pp. 1-10, 2018.
- [8] M. Stegelmann, M. Gude, M. Müller-Pabel und H. Lieberwirth, „FOREL-Studie - Chancen und Herausforderungen im ressourceneffizienten Leichtbau für die Elektromobilität,“ FOREL, Dresden, 2015.
- [9] M. Neitzel, P. Mitschang und U. Breuer, *Handbuch Verbundwerkstoffe - Werkstoffe, Verarbeitung, Anwendung* Auflage: 2., aktualisierte und erweiterte Auflage, München: Carl Hanser Verlag, 2014.
- [10] Plattform FOREL, LEIKA Abschlussbericht: Effiziente Mischbauweisen für Leichtbau-Karosserien, Dresden: Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik, TU Dresden, 2017.
- [11] B.-A. Behrens, S. Hübner, N. Grbic, M. Micke-Camuz, T. Wehrhane und A. Neumann, „Forming and Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Thermoplastics and Sheet Metal in One Step,“ *Procedia Engineering*, Vol. 183, pp. 227-232, 2017.
- [12] J. C. Kelly, J. L. Sullivan, A. Burnham und A. Elgowainy, „Impacts of Vehicle Weight Reduction via Material Substitution on Life-Cycle Greenhouse Gas Emissions,“ *Environmental Science and Technology* Vol. 49, pp. 12535-12542, 2015.

- [13] Y. S. Song, J. R. Youn und T. G. Gutowski, „Life cycle energy analysis of fiber-reinforced composites,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 40*, pp. 1257-1265, 2009.
- [14] J. R. Duflou, Y. Deng, K. Van Acker und W. Dewulf, „Do fiber-reinforced polymer composites provide environmentally benign alternatives? A life-cycle-assessment-based study,“ *MRS Bulletin Vol. 37*, pp. 374-382, 2012.
- [15] K. Drechsler und S. Kirmes, Kurzanalyse Nr. 16: Ressourceneffizienz der Fügeverfahren, Berlin: VDI Zentrum für Ressourceneffizienz, 2016.
- [16] C. B. Liebl, Systematische Energiedatenerfassung in der Produktion, Technischen Universität München, 2019.
- [17] R. M. Stack und F. Lai, „Developments in Thermoforming Thermoplastic Composites,“ *Thermoforming Quarterly, Third Quarter 2013, Vol. 32*, pp. 48-53, 2013.
- [18] T. Suzuki und J. Takahashi, „Prediction of Energy Intensity of Carbon Fiber Reinforced Plastics for Mass-Produced Passenger Cars,“ *Proceedings of 9th Japan International SAMPE Symposium*, pp. 14-19, 29 November 2005.
- [19] H. Liddell, S. Brueske, A. Carpenter und J. Cresko, „Manufacturing Energy Intensity and Opportunity Analysis for Fiber-Reinforced Polymer Composites and Other Lightweight Materials,“ *American Society for Composites 2016 Thirty-First Technical Conference on Composite Materials*, 19-22 September 2016.
- [20] N. André, S. Goushegir, J. dos Santos, L. Canto und S. Amancio-Filho, „Friction Spot Joining of Aluminum Alloy 2024-T3 and Carbon-Fiber-Reinforced Poly(phenylene sulfide) Laminate with Additional PPS Film Interlayer: Microstructure, Mechanical Strength and Failure Mechanisms,“ *Composites Part B: Engineering, Vol. 94*, pp. 197-208, 2016.
- [21] K. Nagatsuka, S. Yoshida, A. Tsuchiya und K. Nakata, „Direct joining of carbon-fiber-reinforced plastic to an aluminum alloy using friction lap joining,“ *Composites Part B, Vol. 73*, pp. 82-88, 2015.
- [22] I. Ashcroft, D. Hughes und S. Shaw, „Adhesive bonding of fibre reinforced polymer composite materials,“ *Assembly Automation, Vol. 20 No. 2*, pp. 150-161, 2000.
- [23] M. D. Banea und L. F. M. da Silva, „Adhesively bonded joints in composite materials: An overview,“ *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, Nr. <https://doi.org/10.1243/14644207JMDA219>, pp. 1-18, 4 August 2016.
- [24] R. W. Messler, „Joining Composite Materials and Structures: Some Thought-Provoking Possibilities,“ *Journal of Thermoplastic Composite Materials Vol. 17*, pp. 51-75, 1 Januar 2004.
- [25] A. Thoss und K. van der Straeten, „Joining composites and metal: A laser process,“ *Industrial Laser Solutions*, pp. 8-9, 20 Mai 2020.
- [26] H. Hackl und J. Bruckner, „Auswirkungen des Multimaterial-Leichtbaus auf die Fügetechnik,“ *ATZ - Automobiltechnische Zeitschrift, Vol. 115*, pp. 810-815, 2013.
- [27] R. Lässig, M. Eisenhut, A. Mathias, R. T. Schulte, F. Peters, T. Kühmann, T. Waldmann und W. Begemann, „Serienproduktion von hochfesten

- Faserverbundbauteilen - Perspektiven für den deutschen Maschinen- und Anlagenbau,“ Roland Berger Strategy Consults, München, 2012.
- [28] H. Schürmann, Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden Vol. 2, Berlin: Springer-Verlag, 2007.
- [29] D. May, Integrierte Produktentwicklung mit Faser-Kunststoff-Verbunden, Springer Vieweg, Berlin, Heidelberg, 2020.
- [30] C. Worrall, E. Kellar und C. Vacogne, Joining of Fibre-Reinforced Polymer Composites - A Good Practice Guide, Composites UK Ltd, 2020.
- [31] D.-W. Zhang, Z. Qi, F. Xiaoguang und Z. Shengdun, „Review on Joining Process of Carbon Fiber-Reinforced Polymer and Metal: Methods and Joining Process,“ *Rare Metal Materials and Engineering Vol. 47*, pp. 3686-3696, Dezember 2018.
- [32] A. Yousefpour, M. Hojjati und J.-P. Immarigeon, „Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites,“ *Journal of Thermoplastic Composite Materials Vol. 17*, pp. 303-341, July 2004.
- [33] G. Habenicht, Kleben - erfolgreich und fehlerfrei: Handwerk, Praktiker, Ausbildung, Industrie, Wiesbaden: Springer Vieweg + Teubner, 2016.
- [34] A. Pramanik, A. Basak, Y. Dong, P. Sarker, M. Uddin, G. Littlefair, A. Dixit und S. Chattopadhyaya, „Joining of carbon fibre reinforced polymer (CFRP) composites and aluminium alloys – A review,“ *Composites: Part A Vol. 101*, pp. 1-29, 10 Januar 2017.
- [35] G. Meschut und F. Augenthaler, „Hybridfügen von Mischbaustrukturen aus faserverstärkten Kunststoffen mit metallischen Halbzeugen,“ Laboratorium für Werkstoff- und Fügetechnik Universität Paderborn, Paderborn, 2015.
- [36] A. Galinska und C. Galinski, „Mechanical Joining of Fibre Reinforced Polymer Composites to Metals - A Review. Part II: Riveting, Clinching, Non-Adhesive Form-Locked Joints, Pin and Loop Joining,“ *Polymers*, pp. 1-40, 28 July 2020.
- [37] E. J. C. Kellar und C. Worrall, „A Review of Composite to Metal Joining Using Through-Thickness Enhancement (Hybrid Joining),“ *STO-MP-AVT-266*, pp. 1-21, 1 Januar 1983.
- [38] F. Lambiase, S. Scipioni, C. Lee, D. Ko und F. A. Liu, „State-of-the-Art Review on Advanced Joining Processes for Metal-Composite and Metal-Polymer Hybrid Structures,“ *Materials*, Bd. 14, Nr. 8, 10 April 2021.
- [39] W. Brockmann, P. L. Geiß, J. Kligen und B. K. Schröder, Klebtechnik: Klebstoffe, Anwendungen und Verfahren, Weinheim: Wiley-VCH, 2005.
- [40] J. R. J. Wingfield, „Treatment of composite surfaces for adhesive bonding,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives Vol. 13, Issue 3*, pp. 151-156, 1993.
- [41] D. Grewell, A. Benatar und J. Park, *Plastics and Composites Welding Handbook*, München: Carl Hanser Verlag, 2003.
- [42] T. G. Gutowski, *Advanced Composites Manufacturing*, New York: Wiley, 1997.
- [43] V. K. Stokes, „Joining methods for plastics and plastic composites: An overview,“ *Polymer Engineering and Science Vol. 29*, p. 1310, Oktober 1989.
- [44] T. Ahmed, D. Stavrov, H. Bersee und A. Beukers, „Induction welding of thermoplastic composites - an overview,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 37*, pp. 1638-1651, 20 October 2006.

- [45] M. Choudhury und K. Debnath, „A review of the research and advances in electromagnetic joining of fiber reinforced thermoplastic composites,“ *Polymer Engineering & Science Vol. 59*, 2019.
- [46] D. Flock, Wärmeleitungsfügen hybrider Kunststoff-Metall-Verbindungen, Aachen: Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2011.
- [47] S. Scheik, M. Schleser und U. Reisgen, „Thermisches Direktfügen von Metall und Kunststoff - Eine Alternative zur Klebtechnik?,“ *Adhäsion*, pp. 36-40, November 2012.
- [48] J. P. Reis, M. de Moura und S. Samborski, „Thermoplastic Composites and their Promising Applications in Joining and Repair Composites Structures: A Review,“ *Materials Vol. 13*, p. 5832, 21 Dezember 2020.
- [49] A. Klotzbach, M. Langer, R. Pautzsch, J. Standfuß und E. Beyer, „Thermal direct joining of metal to fiber reinforced thermoplastic components,“ *Journal of laser applications Vol. 29*, p. 022421, 2017.
- [50] M. Langer, „Technologien zum Direktfügen von Metall und Thermoplast,“ *Fraunhofer IWS Jahresbericht*, pp. 120-121, 2015.
- [51] K.-W. Jung, Y. Kawahito und S. Katayama, „Laser Direct Joining of CFRP to Metal or Engineering Plastic,“ *Transactions of JWRI, Vol. 42*, pp. 5-8, 2013.
- [52] J. Jiao, Q. Wang, F. Wang, S. Zan und W. Zhang, „Numerical and experimental investigation on joining CFRTP and stainless steel using fiber lasers,“ *Journal of Materials Processing Technology Vol. 240*, pp. 362-369, 14 Oktober 2016.
- [53] K. van der Straeten, A. Olowinsky und A. Gillner, „Laser-based plastic-metal-joining with self-organizing microstructures considering different load directions,“ *Journal of Laser Applications Vol. 30*, 12 Juni 2018.
- [54] Fraunhofer-Gesellschaft, „Lasergestütztes Fügen von Kunststoff und Metall LIFTEC,“ *Tailored Light – Licht als Werkzeug*, pp. 18-19, 2009.
- [55] *Von der Manufaktur zur Serienfertigung - Photonische Werkzeuge für den Leichtbau*, Projektsteckbrief Bundesministerium für Bildung und Forschung.
- [56] S. Weidmann, V. Popow, C. Engelmann und J. Eckstädt, „Fertigungszelle für das vollautomatisierte Fügen von Hybridbauteilen,“ *Lightweight design*, Nr. 6/18, 2018.
- [57] L. Wu, K. Nagatsuka und K. Nakata, „Direct joining of oxygen-free copper and carbon-fiber-reinforced plastic by friction lap joining,“ *Materials Science and Technology Vol. 34*, pp. 192-197, 29 April 2017.
- [58] S. Amancio-Filho, C. Bueno, J. dos Santos, N. Huber und E. Hage, „On the feasibility of friction spot joining in magnesium/fiber-reinforced polymer composite hybrid structures,“ *Materials Science and Engineering: A Vol 528*, p. 3841–3848, 28 Januar 2011.
- [59] J. V. Esteves, S. M. Goushegir, J. F. dos Santos, L. B. Canto, E. Hage Jr. und S. T. Amancio-Filho, „Friction spot joining of aluminum AA6181-T4 and carbon fiber-reinforced poly(phenylene sulfide): Effects of process parameters on the microstructure and mechanical strength,“ *Materials and Design Vol. 66*, p. 437–445, 5 Juli 2014.
- [60] S. Goushegir, J. dos Santos und S. Amancio-Filho, „Friction Spot Joining of aluminum AA2024/carbon-fiber reinforced poly(phenylene sulfide) composite

- single lap joints: Microstructure and mechanical performance," *Materials and Design Vol. 54*, p. 196–206, 19 August 2013.
- [61] U. Reisingen, A. Schiebahn und J. Schönberger, „Innovative Fügeverfahren für hybride Verbunde aus Metall und Kunststoff," *Lightweight-Design Vol. 7*, pp. 12-17, 2015.
- [62] G. Wagner, F. Balle und D. Eifler, „Ultrasonic Welding of Aluminum Alloys to Fiber Reinforced Polymers," *Advanced Engineering Materials Vol. 15.*, 2013.
- [63] F. Balle, G. Wagner und D. Eifler, „Ultrasonic Metal Welding of Aluminium Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites," *Advanced Engineering Materials Vol. 8*, pp. 35-39, 2009.
- [64] F. Staab und F. Balle, „Fatigue and fracture of ultrasonically welded aluminum alloys to carbon fiber reinforced thermoplastics," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures Vol. 45*, 2021.
- [65] F. Lambiase, F. Balle, L. Blaga, F. Liu und S. Amancio-Filho, „Friction-based processes for hybrid multi-material joining," *Composite Structures Vol. 266*, p. 113828, 2021.
- [66] S. T. Amancio Filho und L.-A. Blaga, *Joining of polymer-metal hybrid structures: principles and applications*, John Wiley & Sons, 2018.
- [67] E. E. Feistauer, R. P. M. Guimarães, T. Ebel, J. F. dos Santos und S. T. Amancio-Filho, „Ultrasonic joining: A novel direct-assembly technique for metal- composite hybrid structures," *Materials Letters Vol. 170*, pp. 1-4, 1 Februar 2016.
- [68] T. Bayerl, M. Duhovic, P. Mitschang und D. Bhattacharyya, „The heating of polymer composites by electromagnetic induction – A review," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 57*, pp. 27-40, Februar 2014.
- [69] Fraunhofer-Institut für Werkstoff und Strahltechnik IWS, „HeatPressCool integrative (HPCi®) Schnelles Fügen von Metall und Kunststoff“.
- [70] V. Rudnev, D. Loveless und R. L. Cook, *Handbook of Induction Heating*, CRC Press, 2017.
- [71] R. Velthuis, M. P. Kötter, P. L. Geiß, P. Mitschang und A. K. Schlarb, „Leichtbau aus Metall und Faser-Kunststoff-Verbunden," *Kunststoffe*, pp. 52-54, November 2007.
- [72] M. Didi und P. Mitschang, „Induktives Schweißen von thermoplastischen Faser-Kunststoff-Verbunden und hybriden Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden," *Werkstoffe in der Fertigung*, April 2013.
- [73] M. Hübner, *Induktiver Schweißprozess für glasfaserverstärkte Thermoplaste und Stahl*, Kaiserslautern: IVW Schriftenreihe, Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2017.
- [74] P. Mitschang, R. Velthuis und M. Didi, „Induction Spot Welding of Metal/CFRPC Hybrid Joints," *Advanced Engineering Materials Vol. 15*, pp. 804-813, 29 Januar 2013.
- [75] A. Fröhlich, P. Rochala, D. Mattheß und V. Kräusel, „A Sustainable Hybrid Inductive Joining Technology for Aluminum and Composites," *Procedia Manufacturing - Vol. 35*, p. 143–148, 2019.

- [76] R. Velthuis, *Induction Welding of Fiber Reinforced Thermoplastic Polymer Composites to Metals*, Kaiserslautern: IVW - Schriftenreihe Band 75 Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2007.
- [77] S. Zinn und S. L. Semiatin, *Elements of Induction Heating: Design, Control, and Applications*, ASM International, 1988.
- [78] G. Benkowsky, *Induktionserwärmung: Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen; Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung*, Berlin: VEB Verlag, 1965.
- [79] N. Banik, „A review on the use of thermoplastic composites and their effects in induction welding method,“ *Materials Today: Proceedings*, Vol. 5, pp. 20239-20249, 2018.
- [80] C. Ageorges, L. Ye und M. Hou, „Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: A review,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Vol. 32, pp. 839-857.
- [81] M. Marinescu, *Elektrische und magnetische Felder - Eine praxisorientierte Einführung*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012.
- [82] F. P. Lugauer, A. Kandler, S. P. Meyer, C. Wunderling und M. F. Zaeh, „Induction-based joining of titanium with thermoplastics - Creation and examination of titanium-thermoplastic connections,“ *Production Engineering* Vol 13, p. 409–424, 2019.
- [83] M. Dubé, P. Hubert, A. Yousefpour und J. Denault, „Resistance welding of thermoplastic composites skin/stringer joints,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* Vol. 38, pp. 2541-2552, Dezember 2007.
- [84] B. Harras, K. C. Cole und T. Vu-Khanh, „Opimisation of the ultrasonic welding of PEEK-carbon composites,“ *Journal of Reinforced Plastics and Composites* Vol. 15, pp. 174-182, 1996.
- [85] S. Krüger, G. Wagner und D. Eifler, „Ultrasonic Welding of Metal/Composite Joints,“ *Advanced Engineering Materials* Vol. 6, pp. 157-159, 18 März 2004.
- [86] R. Prabhakaran, M. Kontopoulou, G. Zak, P. J. Bates und B. K. Baylis, „Contour Laser – Laser-Transmission Welding of Glass Reinforced Nylon 6,“ *Journal of Thermoplastic Composite Materials* Vol. 19. 10.1177/0892705706062200, pp. 427-439, 1 Juli 2006.
- [87] J. Jiao, Q. Wang, F. Wang, S. Zan und W. Zhang, „Numerical and experimental investigation on joining CFRTP and stainless steel using fiber lasers,“ *Journal of Materials Processing Technology* Vol. 240, pp. 362-369, Februar 2017.
- [88] X. Wang, P. Li, Z. Xu, X. Song und H. Liu, „Laser transmission joint between PET and titanium for biomedical application,“ *Journal of Materials Processing Technology* Vol. 210, pp. 1767-1771, 1 Oktober 2010.
- [89] K. Jung, Y. Kawahito, M. Takahashi und S. Katayama, „Laser direct joining of carbon fiber reinforced plastic to zinc-coated steel,“ *Materials & Design* Vol. 47, pp. 179-188, Mai 2013.
- [90] K. Jung, Y. Kawahito und S. Katayama, „Laser direct joining of carbon fibre reinforced plastic to stainless steel,“ *Science and Technology of Welding and Joining* Vol. 16., pp. 676-680, 2011.

- [91] G. Gardiner, „CompositesWorld,“ 9 Januar 2018. [Online]. Available: <https://www.compositesworld.com/articles/welding-thermoplastic-composites>. [Zugriff am 18 April 2022].
- [92] G. Gardiner, „Using mobile susceptors to innovate thermoplastic induction welding,“ *Composites World*, 25 02 2020.
- [93] C. Ageorges, L. Ye und M. Hou, „Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: Heating element and heat transfer,“ *Composites Science and Technology Vol. 60*, pp. 1027-1039, Mai 2000.
- [94] I. F. Villegas, „Strength development versus process data in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors and its application to the definition of optimum processing parameters,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 65*, pp. 27-37, Oktober 2014.
- [95] R. C. Don, J. W. Gillespie Jr. und C. L. T. Lambing, „Experimental characterization of processing-performance relationships of resistance welded graphite/polyetheretherketone composite joints,“ *Polymer Engineering and Science Vol. 32*, pp. 620-631, Mai 1992.
- [96] H. Shi, I. F. Villegas und H. Bersee, „A displacement-detection based approach for process monitoring and processing window definition of resistance welding of thermoplastic composites,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 74*, pp. 1-9, Juli 2015.
- [97] T. Zhao, C. Broek, G. Palardy, I. F. Villegas und R. Benedictus, „Towards robust sequential ultrasonic spot welding of thermoplastic composites: Welding process control strategy for consistent weld quality,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 109*, pp. 355-367, June 2018.
- [98] Y. Li, B. Yu, B. Wang, T. H. Lee und M. Banu, „Online quality inspection of ultrasonic composite welding by combining artificial intelligence technologies with welding process signatures,“ *Materials & Design Vol 194*, p. 108912, 2020.
- [99] A. Ülker, N. Öztoprak, S. Sayer und C. Yeni, „Optimization of welding parameters of hot plate welded PC/ABS blends by using the Taguchi experimental design method,“ *Journal of Elastomers & Plastics Vol. 50*, p. 162–181, 2018.
- [100] C. Bischof, „ND-Plasmatechnik im Umfeld der Haftungsproblematik bei Metall-Polymer-Verbunden,“ *Materials Science & Engineering Technologies - Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Bd. <https://doi.org/10.1002/mawe.19930240208>, p. 33–41, 1993.
- [101] C. Bischof, A. Bauer, W. Possart, R. Kapelle und R. D. Schulze, „Zur Adhäsion in Metall-Polymer-Grenzschichten und ihrer praktischen Nutzung,“ *Acta Polymerica, Vol. 40*, März 1989.
- [102] D. Packham, *Handbook of Adhesion*, Chichester: John Wiley & Sons, Ltd, 2005.
- [103] A. Pizzi und K. L. Mittal, *Handbook of Adhesive Technology*, 3rd edition, Boca Raton: CRC Press, 2017.
- [104] M. Grujicic, V. Sellappan, M. a. Omar, N. Seyr, A. Obieglo, M. Erdmann und J. Holzleitner, „An overview of the polymer-to-metal direct-adhesion hybrid technologies for load-bearing automotive components,“ *Journal of Materials Processing Technology Vol. 197*, pp. 363-373, 2008.

- [105] G. Ramarathnam, M. Libertucci, M. M. Sadowski und T. H. North, „Joining of Polymers to Metal,“ *Welding Research Supplement*, pp. 483-490, 1992.
- [106] A. Baldan, „Adhesion phenomena in bonded joints,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives Vol. 38*, pp. 95-116, 2012.
- [107] P. Fabrin, M. Hoikkanen und J. Vuorinen, „Adhesion of thermoplastic elastomer on surface treated aluminum by injection molding,“ *Polymer Engineering and Science Vol. 47*, pp. 1187-1191, 3 July 2007.
- [108] C. Boiziau und G. Lecayon, „Adhesion of polymers to metals: A review of the results obtained studying a model system,“ *Surface and Interface Analysis Vol. 34*, pp. 475-485, July 1988.
- [109] J. Silvain und J. Ehrhardt, „An overview on metal/PET adhesion,“ *Thin Solid Films Vol. 236*, pp. 230-235, 1993.
- [110] C. Ochoa-Putman und U. Vaidya, „Mechanisms of interfacial adhesion in metal-polymer composites – Effect of chemical treatment,“ *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing Vol. 42*, pp. 906-915, 2011.
- [111] D. Packham, „Surface energy, surface topography and adhesion,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives Vol. 23*, pp. 437-448, 2003.
- [112] A. Baldan, „Adhesively-bonded joints and repairs in metallic alloys, polymers and composite materials: Adhesives, adhesion theories and surface pretreatment,“ *Journal of Materials Science Vol. 39*, pp. 1-49, 2004.
- [113] D. Nikolova, Charakterisierung und Modifizierung der Grenzfläche im Polymer-Metall-Verbund, Martin-Luther-Universität Halle-Wittenberg, 2005.
- [114] A. Monden, Adhäsion zwischen epoxidharzbasiertem CFK und oberflächenmodifiziertem Stahl: Grenzschichtversagen von Hybridlaminaten unter Mode I, Mode II und Mixed-Mode Belastung, Augsburg, 2016.
- [115] J. Israelachvili, Intermolecular and Surface Forces, 3rd Edition, California, Santa Barbara: Academic Press, 2011.
- [116] J. Rotheiser, Joining of Plastics: Handbook for Designers and Engineers, 3rd ed., München: Hanser Verlag, 2009.
- [117] D. Gallant und V. Savard, „New Adhesive Bonding Surface Treatment Technologies for Lightweight Aluminum-Polypropylene Hybrid Joints in Semi-Structural Applications,“ *SAE International Journal of Materials and Manufacturing Vol. 4.*, pp. 314-327, 2011.
- [118] C. Hopmann, J. Wunderle, A. Neuß, P. Ochotta, K. Bobzin, C. Schulz und X. Liao, „Influence of surface treatment on the bond strength of plastics/metal hybrids,“ *Zeitschrift Kunststofftechnik*, pp. 228-255, 2015.
- [119] A. H. Hamad, „Effects of Different Laser Pulse Regimes (Nanosecond, Picosecond and Femtosecond) on the Ablation of Materials for Production of Nanoparticles in Liquid Solution,“ *High Energy and Short Pulse Lasers*, 2016.
- [120] S. Hypsh und G. Shannon, „Femtosecond laser processing of metal and plastics in the medical device industry,“ *Laser Focus World*, 12 September 2014.
- [121] C. Engelmann, D. Meier, A. Olowinsky und M. Kielwasser, „Metal Meets Composite - Hybrid Joining for Automotive Applications,“ *Lasers in Manufacturing Conference 2015*, 2015.

- [122] X. Hongliang Wang, G. Xiao und H.-T. F. J. A. Xiao, „Laser Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Polymer and Metal with High- Strength and Corrosion-Resistant Bonds Manufacturing,“ *Procedia Manufacturing Vol. 34*, pp. 42-48, 2019.
- [123] K. van der Straeten, J. Sparla und A. Olowinsky, „Influence of self-organizing microstructures on the wettability of molten plastic on steel for hybrid plastic-metal joints,“ *Weld World Vol. 63*, p. 1431–1441, 2019.
- [124] K. van der Straeten, I. Burkhardt, A. Olowinsky und A. Gillner, „Laser-induced Self-organizing Microstructures on Steel for Joining with Polymers,“ *Physics Procedia Vol 83*, pp. 1137-1144, 2016.
- [125] D. Spancken, D. Laveuve, J. Beck, N. Stötzner, K. van der Straeten, A. Büter und F. Henning, „Hybrid Materials - Joining of polymers and metals,“ *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials Athens, Greece, 26-28 Juni 2018*.
- [126] K. van der Straeten, C. Engelmann, A. Olowinsky und A. Gillner, „Comparison of Laser-Based Joining Approaches for Plastic-Metal-Hybrids - Strength vs. Process Speed,“ *DGM Hybrid-2018 - Hybrid Materials and Structures*, pp. 202-209, 2018.
- [127] C. Bonten, *Kunststofftechnik: Einführung und Grundlagen*, Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2020.
- [128] M. Hoikkanen, M. Honkanen, L. Frisk, M. Vippola, T. Lepistö und J. Vuorinen, „Metal-thermoplastic urethane hybrids in environmental exposure,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives Vol. 34*, pp. 21-26, 2012.
- [129] K. Lippky, S. Hartwig, D. Blass und K. Dilger, „Bonding performance after aging of fusion bonded hybrid joints,“ *International Journal of Adhesion and Adhesives Vol. 93*, 2019.
- [130] M. Didi, S. Emrich, P. Mitschang und M. Kopnarski, „Characterization of long-term durability of induction welded aluminum/carbon fiber reinforced polymer-joints,“ *Advanced Engineering Materials Vol. 15*, 19 August 2013.
- [131] H. Wang, X. Xiao, G. Xiao, H.-T. Fan und J. Arinez, „Laser Joining of Carbon-Fiber-Reinforced Polymer and Metal with High-Strength and Corrosion-Resistant Bonds,“ *Procedia Manufacturing Vol. 34*, pp. 42-48, 2019.
- [132] N. Emrich, S. P. Meyer und R. Daub, „Ageing behavior of thermally joined hybrids of laser pre-treated metal and thermoplastic polymers,“ *AIP Conference Proceedings 2205*, 2020.
- [133] P. Amend, S. Pfindel und M. Schmidt, „Thermal Joining of Thermoplastic Metal Hybrids by Means Of Mono- and Polychromatic Radiation,“ *Physics Procedia Vol. 41*, p. 98–105, 2013.
- [134] S. Mrzljak, M. Trautmann, G. Wagner und F. Walther, „Influence of Aluminum Surface Treatment on Tensile and Fatigue Behavior of Thermoplastic-Based Hybrid Laminates,“ *Materials 2020, Vol. 13*, 2020.
- [135] C. Zopp, A. Dittes, D. Nestler, I. Scharf, L. Kroll und T. Lampke, „Quasi-static and fatigue bending behavior of a continuous fiber-reinforced thermoplastic/metal laminate,“ *Composites Part B: Engineering Vol. 174*, 2019.
- [136] S. M. Goushegir, J. dos Santos und S. Amancio-Filho, „Fatigue Performance of Metal-Composite Friction Spot Joints,“ *Materials Vol. 14*, p. 4516, 2021.

- [137] S. M. Goushegir, J. dos Santos und S. Amancio-Filho, „Influence of aluminum surface pre-treatments on the bonding mechanisms and mechanical performance of metal-composite single-lap joints,“ *Welding in the World, Le Soudage Dans Le Monde Vol. 61*, p. 1099–1115, 21 August 2017.
- [138] LANXESS AG - BondLaminates, *Tepex® dynalite 102-RG600(x)/47% Roving Glass - PA6 Consolidated Composite Laminate*.
- [139] LANXESS AG - BondLaminates, *Tepex® dynalite 104-RG600(x)/47% Roving Glass - PP Consolidated Composite Laminate*.
- [140] Covestro AG, „Datenblatt Makrofol®DE 6-2 000000,“ [Online]. Available: https://solutions.covestro.com/de/products/makrofol/makrofol-de-6-2-000000_80161972-05015828?SelectedCountry=DE. [Zugriff am 07 September 2022].
- [141] Chevron, Phillips Ryton®, „PR09-60 Polyphenylene Sulfide Compound,“ [Online]. Available: <http://www.plasticsgeneral.com/SPECS%20SHEETS/PPSRytonPR09-60TechnicalDatasheet.pdf>. [Zugriff am 07 September 2022].
- [142] OCV Technical Fabrics, „WRt0600-2/2/168L1/064 (GOS),“ 2014.
- [143] Covestro AG, „Datenblatt Makrofol,“ [Online]. Available: <https://www.techfilms.de/polycarbonatfolien-makrofol-de>. [Zugriff am 30.08.2021].
- [144] Salzgitter Flachstahl GmbH, „Datenblatt DC01,“ [Online]. Available: www.salzgitter-flachstahl.de.
- [145] Salzgitter Flachstahl GmbH, „Datenblatt DC04,“ [Online]. Available: www.salzgitter-flachstahl.de.
- [146] *Kömmerling Chemische Fabrik GmbH Datenblatt Köratac HL 400*, 2017.
- [147] *Kömmerling Chemische Fabrik GmbH Datenblatt Köratac HL 403*, 2013.
- [148] D. A. Skoog und J. J. Leary, *Instrumentelle Analytik - Grundlagen - Geräte - Anwendungen*, Heidelberg: Springer Berlin, 1996.
- [149] C. M. Earnest, „Modern thermogravimetry,“ *Analytical Chemistry*, Bd. 56, Nr. 13, pp. 1471-1486, 1984.
- [150] „DIN EN ISO 2431 Beschichtungsstoffe - Bestimmung der Auslaufzeit mit Auslaufbechern,“ 2012.
- [151] M. Göring, K. Schreiter, A. Schuberth, T. Windberg, H. Jung, S. Anders, P. Müller, D. Nickel, D. Nestler, L. Kroll, B. Wielage, T. Lampke und S. Spange, „Amino Group Bearing Organic-Inorganic Hybrid Materials for Joining Aluminum Alloys and Thermoplastic Fiber-Reinforced Parts,“ *Advanced Materials Interfaces Vol. 4*, p. 1601115, 2017.
- [152] „DIN EN 1465 Klebstoffe - Bestimmung der Zugscherfestigkeit hochfester Überlappungsklebung,“ 2009.
- [153] S. Schmeer, *Experimentelle und simulative Analysen von induktionsgeschweißten Hybridverbindungen*, Kaiserslautern: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, 2009.
- [154] A. Yousefi Kanani, X. Hou und J. Ye, „The influence of notching and mixed-adhesives at the bonding area on the strength and stress distribution of dissimilar single-lap joints,“ *Composite Structures Vol. 241*, p. 112136, 2020.

- [155] „DIN EN ISO 9664 Klebstoffe - Verfahren zur Prüfung der Ermüdungseigenschaften von Strukturklebungen bei Zugscherbeanspruchung,“ 1995.
- [156] „DIN EN ISO 9142 Klebstoffe - Auswahlrichtlinien für Labor-Alterungsbedingungen zur Prüfung von Klebverbindungen,“ 2004.
- [157] „DIN EN ISO 10365 Klebstoffe - Bezeichnung der wichtigsten Bruchbilder,“ 1995.
- [158] E. G. Wolff, Introduction to the dimensional stability of composite materials, DEStech Publications, Inc, 2004.
- [159] R. B. Hetnarski und M. R. Eslami, Thermal Stresses - Advanced Theory and Applications, Springer Netherlands, 2009.
- [160] M. P. Nemeth, „An in-depth tutorial on constitutive equations for elastic anisotropic materials,“ National Aeronautics and Space Administration - Langley Research Center, Hampton, Virginia, 2011.
- [161] Schott AG, ZERODUR® – Datasheet.
- [162] KLEIBER Infrared GmbH, „Emissionsgradtabelle,“ [Online]. Available: <https://www.kleiberinfrared.com/index.php/de/amanwendungen/emissionsgrade.html>.. [Zugriff am 5 Juni 2022].
- [163] Keyence, „Datenblatt Messtaster GT2-P12,“
- [164] P. Eyerer, T. Hirth und P. Elsner, Polymer Engineering - Technologien und Praxis, Berlin: Springer Verlag, 2008.
- [165] M. Bonnet, Kunststofftechnik - Grundlagen, Verarbeitung, Werkstoffauswahl und Fallbeispiele, Wiesbaden: Springer Vieweg Wiesbaden, 2016.
- [166] P. Franciszczak, J. Wojnowski, K. Kalniņš und E. Piesowicz, „The influence of matrix crystallinity on the mechanical performance of short-fibre composites – Based on homo-polypropylene and a random polypropylene copolymer reinforced with man-made cellulose and glass fibres,“ *Composites Part B: Engineering*, Vol. 166, pp. 516-526, 2019.
- [167] J. Li, W. Cheung und D. Jia, „A study on the heat of fusion of β -polypropylene,“ *Polymer*, Vol. 40, pp. 1219-1222, 1999.
- [168] W. Hellerich, G. Harsch und E. Baur, Werkstoffführer Kunststoffe - Eigenschaften, Prüfungen, Kennwerte, Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2010.
- [169] F. Lambiase und S. Genna, „Laser-assisted direct joining of AISI304 stainless steel with polycarbonate sheets: Thermal analysis, mechanical characterization, and bonds morphology,“ *Optics & Laser Technology*, pp. 205-214, 2017.
- [170] H. Dubbel, K.-H. Grote und J. Feldhusen, Taschenbuch für den Maschinenbau; 23. Auflage, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2011.
- [171] 3M, „Datenblatt: Scotch-Weld™ DP 8005 2-Komponenten-Konstruktionsklebstoff auf Acrylatbasis“
- [172] Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, „FlexHyJoin,“ [Online]. Available: <https://flexhyjoin.jimdo.com/>. [Zugriff am 24 02 2023].
- [173] Kern GmbH Kunststoffwerke, „Datenblatt | KERN Polyamid 6,“ [Online]. Available: https://www.kern.de/de/technisches-datenblatt/polyamid-pa-6?n=1102_1. [Zugriff am 11 Januar 2022].

- [174] Kern GmbH Kunststoffwerke, „Datenblatt | KERN Polypropylen,“ [Online]. Available: https://www.kern.de/de/technisches-datenblatt/polypropylen-pp-h?n=1502_1.
- [175] C. G'Sell, S.-L. Bai und J.-M. Hiver, „Polypropylene/polyamide 6/polyethylene-octene elastomer blends. Part 2: volume dilatation during plastic deformation under uniaxial tension,“ *Polymer Vol. 45*, pp. 5785-5792, 2004.
- [176] Odenwälder Kunststoffwerke Gehäusesysteme GmbH, „Datenblatt Aluminium AlMgSi 0.5,“ [Online]. Available: <https://www.okw.com/de/media/4f6a54a2-011f-11e4-8152-00163e72470b>. [Zugriff am 11 Januar 2022].
- [177] AGK-Hochleistungswerkstoffe GmbH, „K-Therm® AS M Werkstoffdatenblatt,“ [Online]. Available: https://www.agk.de/international/en/html/html_produkte/k_therm_as_m.htm. [Zugriff am 11 Januar 2022].
- [178] H. J. O'Connor und D. P. Dowling, „Evaluation of the influence of low pressure additive manufacturing processing conditions on printed polymer parts“, *Additive Manufacturing*, Vol. 21, pp. 404-412, 2018
- [179] E. Klata, K. van de Velde und I. Krucińska, „DSC investigations of polyamide 6 in hybrid GF/PA 6 yarns and composites“, *Polymer Testing*, Vol. 22, pp. 929-937, 2003
- [180] A. E. Al-Rawajfeh, H. A. Al-Salah, E. Al Shamaileh und D. Donchev, „Polyamide-based composite membranes: Part 2. Interaction, crystallization and morphology“ *Desalination*, Vol. 227, pp. 120-131, 2008
- [181] C.-C. Lai, S.-Y. Chen, M.-H. Chen, H.-L. Chen, H.-T. Hsiao, L.-C. Liu und C.-M. Chen, „Preparation and characterization of heterocyclic polyamide 6 (PA 6) with high transparencies and low hygroscopicities“, *Journal of Molecular Structure*, Vol. 1175, pp. 836-843, 2019

9 Anhang

9.1 Herstellung TP-FKV

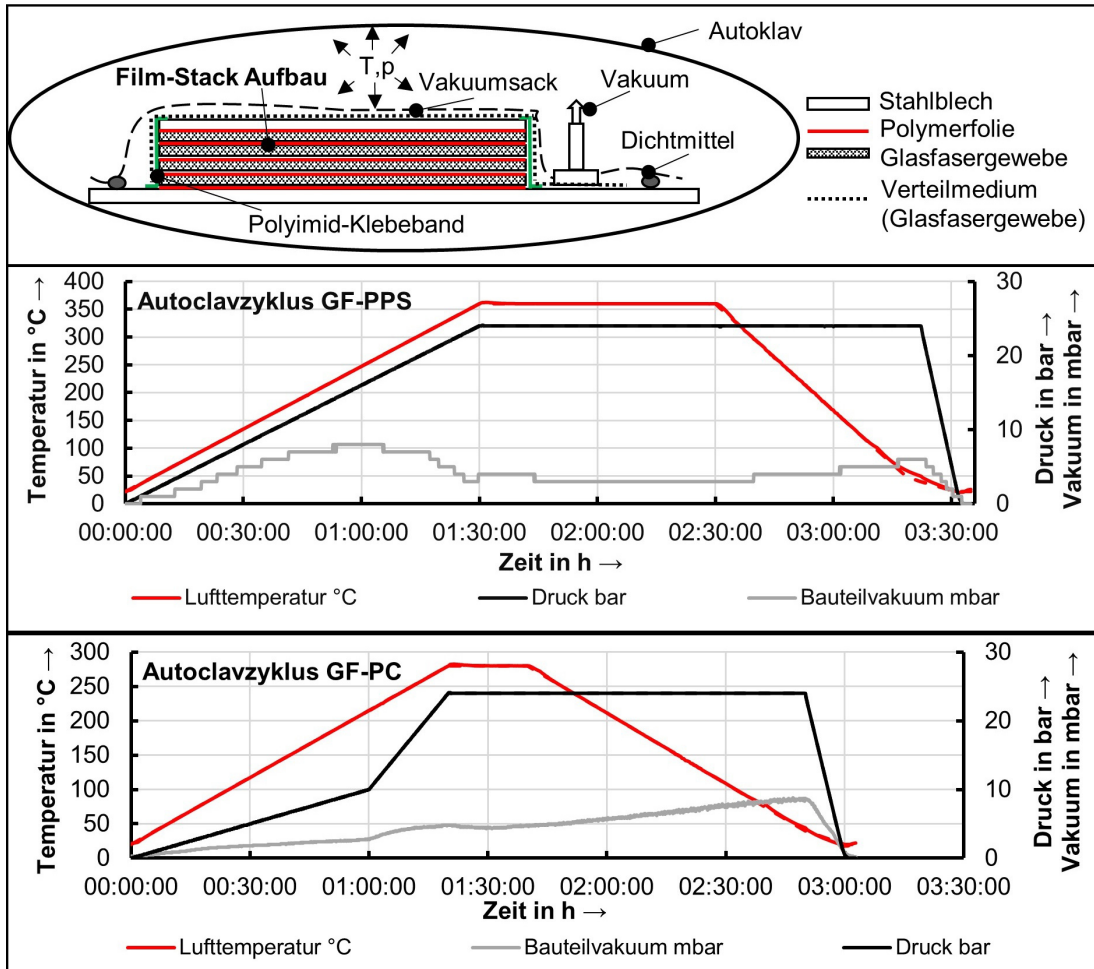


Abbildung 9.1: Film-Stack-Aufbau und Autoclavzyklen für GF-PC und GF-PPS

9.2 Einfluss Stahllegierung auf die ZSF

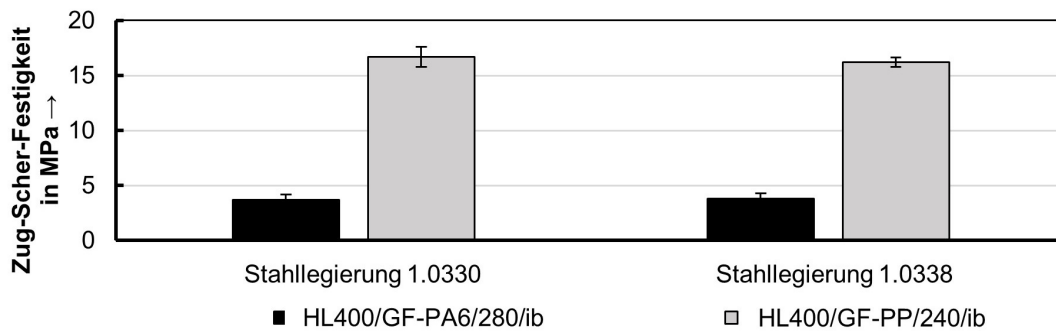


Abbildung 9.2: Einfluss der Stahllegierung auf die Zug-Scher-Festigkeit

Oberflächenvorbehandlung siehe Kapitel 3.2.1. Versuchsaufbau und Beschreibung gemäß 3.2.2. Mechanische Prüfung nach DIN 1465 siehe Kapitel 3.4.1

9.3 Durchbiegung und Kompaktierung von Prüfstand und Fügepartner von 0 bis 300 N

Für die Längenänderung Δl infolge Stauchung quasi-isotroper Materialien gilt:

$$\Delta l = \frac{F \cdot l}{E \cdot A}$$

l = Dicke des Bauteils
 F = Konsolidierungskraft
 E = Elastizitätsmodul
 A = belastete Fläche

9.1

Die auftretenden Lasten und die zur Berechnung nötigen Maße sind in Abbildung 9.3 dargestellt.

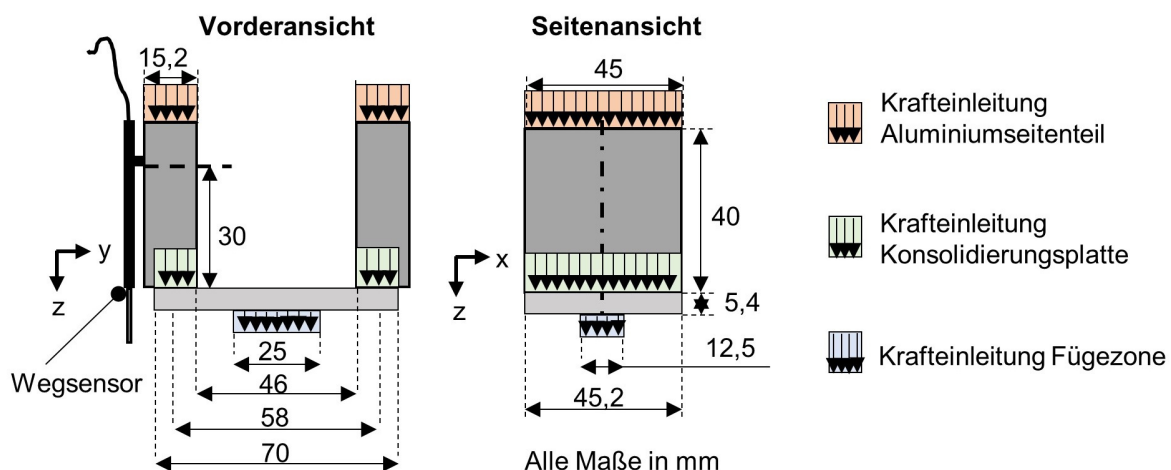


Abbildung 9.3: Lasten und Geometrien zur Berechnung der Stauchung von 0 bis 300 N

Der E-Modul der TP-FKV muss aus den Elastizitätsmoduln der Matrixpolymere¹ und Glasfaserverstärkung berechnet werden, da diese senkrecht zum Gewebe nicht bekannt sind. Mit Gleichung 9.2 die Bestimmung der Elastizitätsmoduln der TP-FKV senkrecht zu Faserverstärkung (E_{\perp}) möglich. [28]

$$E_{\perp} = \frac{E_m}{1 - v_m^2} \cdot \frac{1 + 0,85 \cdot \varphi^2}{(1 - \varphi)^{1,25} + \frac{E_m}{(1 - v_m^2) \cdot E_f} \cdot \varphi}$$

9.2

E_m = Elastizitätsmodul der Matrix
 v_m = Querkontraktionszahl der Matrix
 E_f = Elastizitätsmodul der Faser
 φ = Faservolumengehalt

¹ Bei den Polymeren musste an Stelle des Druck-Elastizitätsmodul, der Zug-Elastizitätsmodul verwendet werden, da keine anderen Angaben vorhanden sind.

Die benötigten Polymer- und Faserkennwerte sind in Tabelle 9.1 aufgeführt

Tabelle 9.1: Kennwerte vom PP und PA6 sowie von E-Glasfasern aus [28, 173-175]

| | PP | PA6 | E-Glasfaser |
|---|-----------|---------|-------------|
| Zug-Elastizitätsmodul in MPa | 1450 | 3000 | 73000 |
| Querkontraktionszahl | 0,35 | 0,4 | 0,22 |
| Thermischer Ausdehnungskoeffizient in $10^{-6}/K$ (\parallel / \perp zur Fließrichtung) | 100 / 200 | 70/ 100 | 5,1 |

Die Kennwerte aus der Literatur und Datenblätter sowie berechneten Elastizitätsmoduln der verwendeten Materialien dieser Arbeit sind in Tabelle 9.2 angegeben.

Tabelle 9.2: Elastizitätsmoduln der verwendeten Materialien (*Mit Gleichung 9.2 errechnet) [144, 145, 176, 177]

| Material | K-Therm® AS 600M | E_{\perp} Tepex 102* | E_{\perp} Tepex 104* | Aluminium (AW-6060) | Stahl 1.0330 | Stahl 1.0338 |
|---------------------------------|---------------------|---------------------------|---------------------------|------------------------|-----------------|-----------------|
| Elastizitätsmodul in MPa | 48000 | 8926,64 | 4240,41 | 70000 | 208000 | 210000 |

Da die Konsolidierungskraft über unterschiedlich große Flächen in die Komponenten eigeleitet wird, wurde die Längenänderung infolge Stauchung jeweils für die größten und kleinsten Kräfteinleitungsflächen berechnet und anschließend daraus der Durchschnitt ermittelt. Die Ergebnisse sind Tabelle 9.3 aufgelistet.

Tabelle 9.3: Berechnete Längenänderung infolge Stauchung

| Material | K-Therm AS 600M | Aluminium EN AW- 6060 | Tepex 102 | Tepex 104 | 1.0330 | 1.0338 |
|------------------------|--------------------|-----------------------------|--|---------------|---------------|---------------|
| Stauchung in mm | $6,96E^{-05}$ | $1,07E^{-04}$ | $2,15E^{-04}$ (Dicke: 2 mm) / $1,61E^{-04}$ (Dicke: 1,5 mm) | $4,53E^{-04}$ | $4,62E^{-06}$ | $4,57E^{-06}$ |

9.4 Durchbiegung

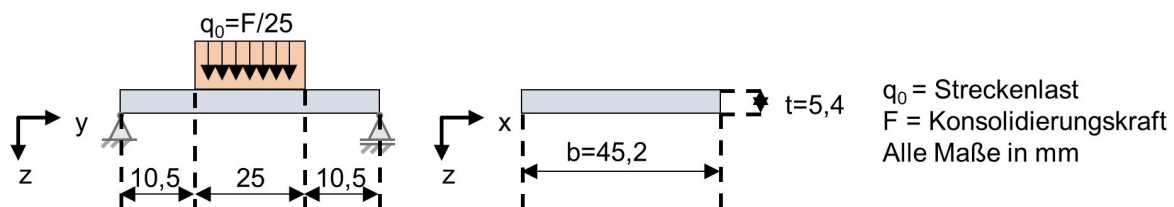


Abbildung 9.4: Mechanisches Modell zur Berechnung der Durchbiegung

$$EIu^{IV}(y) = q_0(\langle y - 10,5 \rangle^0 - \langle y - 35,5 \rangle^0) \quad 9.3$$

$$EIu^{III}(y) = q_0(\langle y - 10,5 \rangle^1 - \langle y - 35,5 \rangle^1) + C_1 = -Q \quad 9.4$$

$$Elu''(y) = \frac{q_0}{2} ((y - 10,5)^2 - (y - 35,5)^2) + C_1y + C_2 = -M \quad 9.5$$

$$Elu'(y) = \frac{q_0}{6} ((y - 10,5)^3 - (y - 35,5)^3) + \frac{C_1}{2}y^2 + C_2y + C_3 \quad 9.6$$

$$Elu(y) = \frac{q_0}{24} ((y - 10,5)^4 - (y - 35,5)^4) + \frac{C_1}{6}y^3 + \frac{C_2}{2}y^2 + C_3y + C_4 \quad 9.7$$

Da an gelenkigen Auflagern gilt: Durchbiegung $u = 0$ und $M = 0$ gilt:

$$Elu(y = 0) = 0 \rightarrow C_4 = 0 \quad 9.8$$

$$Elu(y = 46) = 0 \rightarrow C_3 = \frac{143075}{48} \cdot q_0 \quad 9.9$$

$$Elu''(y = 0) = -M = 0 \rightarrow C_2 = 0 \quad 9.10$$

$$Elu''(y = 46) = -M = 0 \rightarrow C_1 = \frac{-25 \text{ mm}}{2} \cdot q_0 \quad 9.11$$

Wodurch die Biegelinie bestimmt werden kann:

$$Elu(y) = \frac{q_0}{24} ((y - 10,5)^4 - (y - 35,5)^4) - \frac{25 \cdot q_0}{12} y^3 + \frac{143075 \cdot q_0}{48} y \quad 9.12$$

Das Flächenträgheitsmoment I_M kann aus der Plattenbreite b und der Plattendicke d berechnet werden:

$$I_M = \frac{d \cdot t^3}{12} \quad 9.13$$

Dies ergibt folgende Biegelinie:

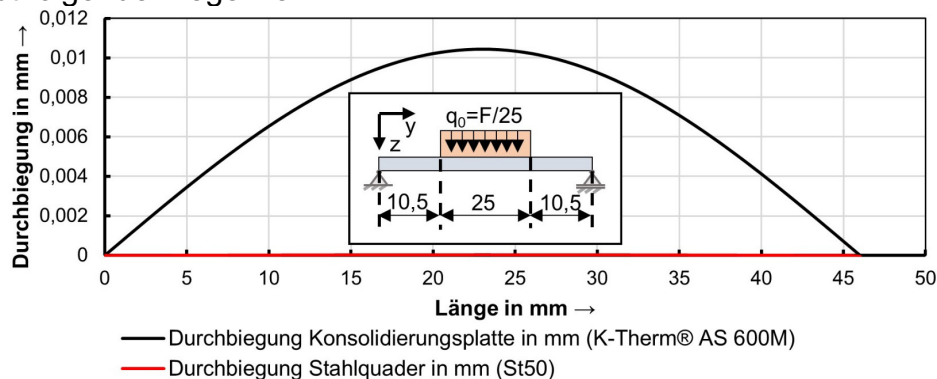


Abbildung 9.5: Durchbiegung Konsolidierungsplatte (K-Therm AS 600M) und Stahlquaders (St50)

9.5 Materialeigenschaften Simulationsmodell

Tabelle 9.4: Thermische Eigenschaften [161, 177]

| Material | Dichte in g/mm^3 | Wärmeleitfähigkeit in $\text{W}/(\text{mm}\cdot\text{K})$ (\parallel / \perp zu den Schichten) | Spezifische Wärmekapazität in $\text{J}/(\text{g}\cdot\text{K})$ | Thermischer Ausdehnungskoeffizient in $10^{-6}/\text{K}$ (\parallel / \perp zu den Schichten) |
|-----------------------|---------------------------|---|--|--|
| K-Therm AS600M | 0,0022 | 0,003 / 0,00026 bis 100 °C; 0,00028 bis 200 °C | 0,8 | 10 / 100 |
| Zerodur | 0,00253 | 0,00146 | 0,8 | <0,01 – 0,03 |

9.6 Wärmeausdehnung Seitenteile 120s

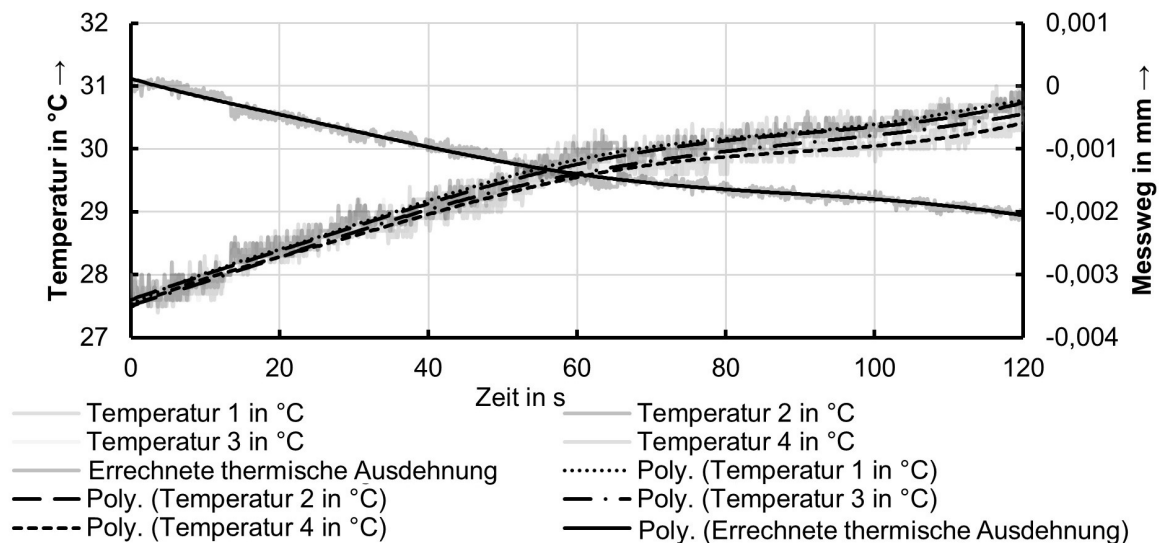


Abbildung 9.6: Berechnete Wärmeausdehnung der Seitenteile des Konsolidierungsstempels bei 120 s lang eingeschaltetem Induktor

9.7 Wärmedehnung der Konsolidierungsplatte bei einem Temperaturverlauf analog zu HL400/GF-PP/240/ib

Die Messungen wurden analog zu der Beschreibung in Kapitel 4.2.2 durchgeführt.

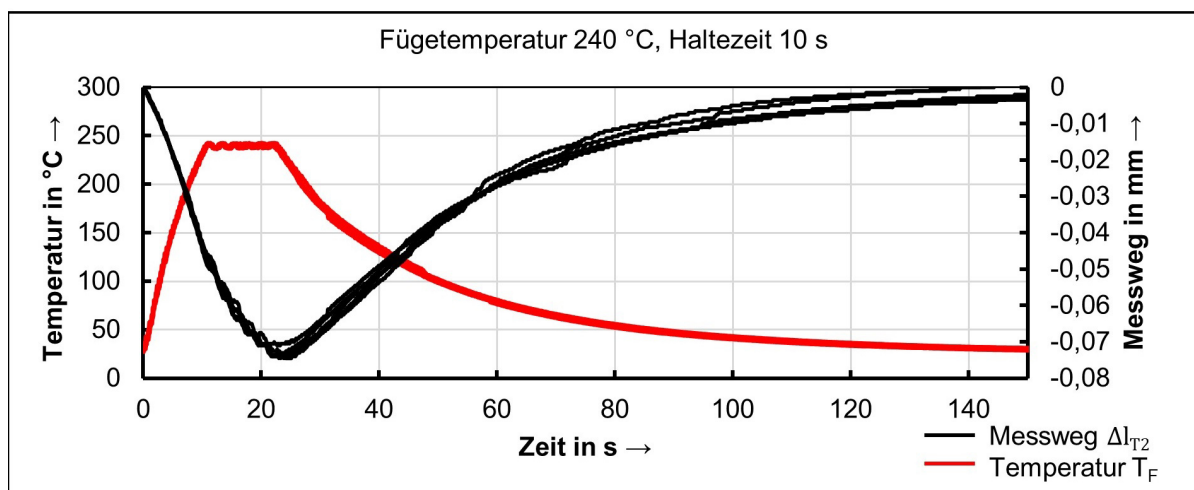


Abbildung 9.7: Messung der thermischen Dehnung der Konsolidierungsplatte gemäß Konfiguration T2 bei einer Fügetemperatur von 240 °C, Haltezeit von 10 s und Konsolidierungskraft von 300 N

9.8 DSC und TGA Ergebnisse zur Kristallinität:

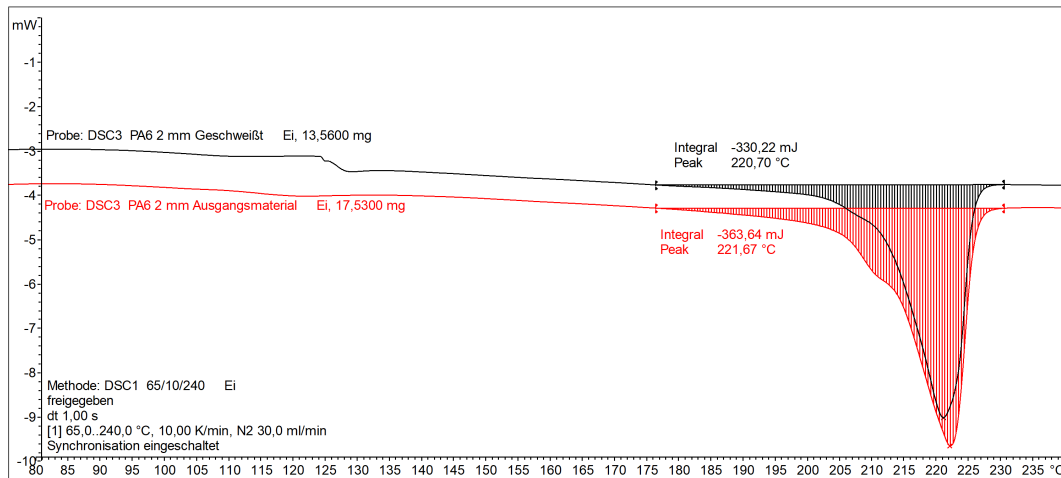


Abbildung 9.8: DSC-Thermogramm für GF-PA6 für den Ausgangszustand und nach dem Fügen

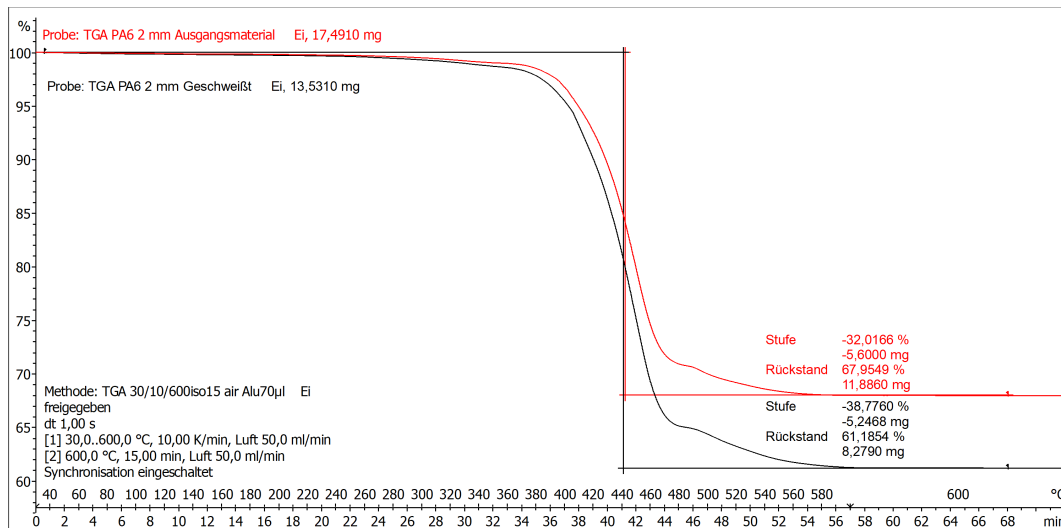


Abbildung 9.9: TGA-Thermogramm für GF-PA6 für den Ausgangszustand und nach dem Fügen

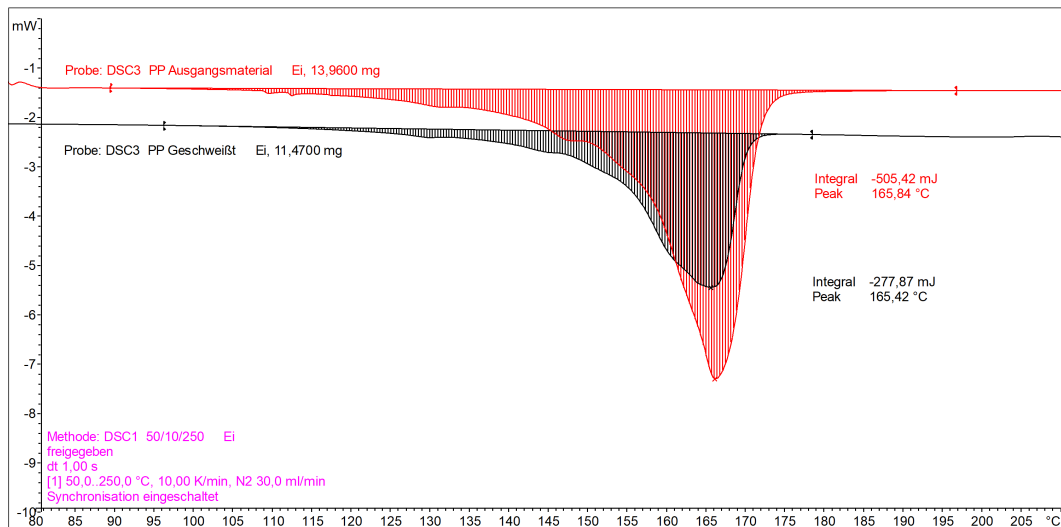


Abbildung 9.10: DSC-Thermogramm für GF-PP für den Ausgangszustand und nach dem Fügen

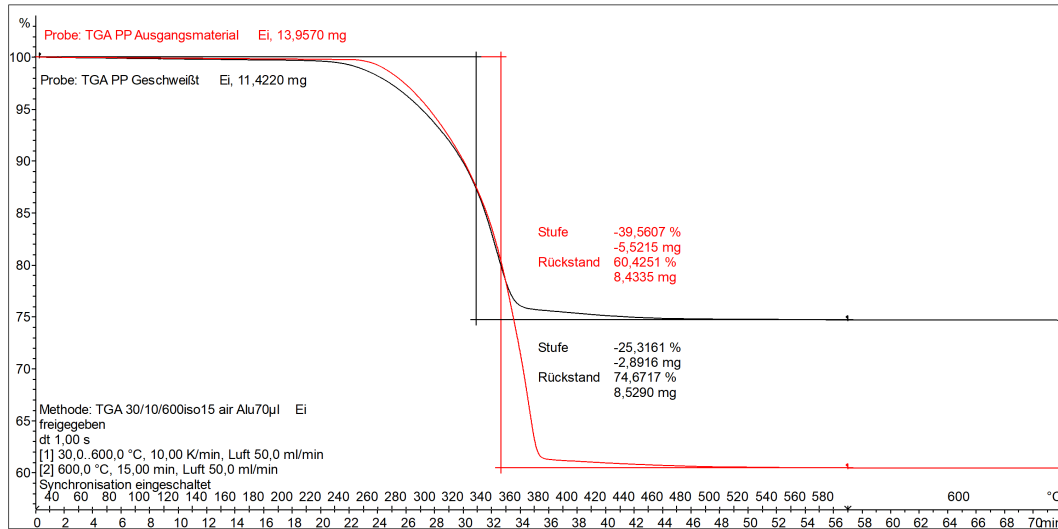


Abbildung 9.11: TGA-Thermogramm für GF-PP für den Ausgangszustand und nach dem Fügen

9.9 Schliffbilder Fügezone

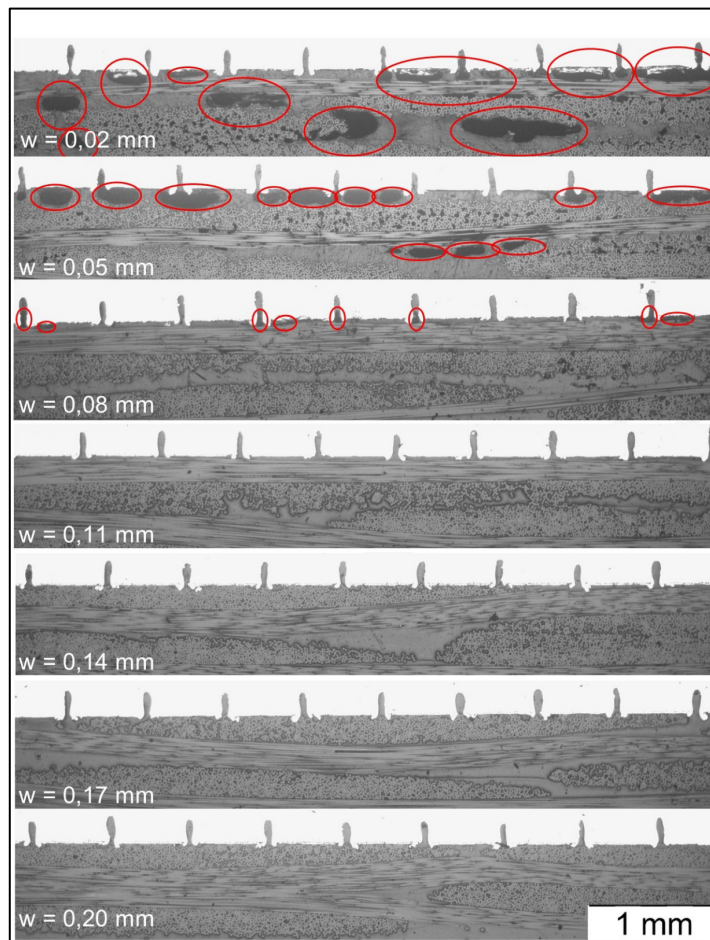


Abbildung 9.12: Schliffbilder verschiedener Fügewege LS0,6/GF-PA6/290, GF-PA6 = 1,5 mm dick

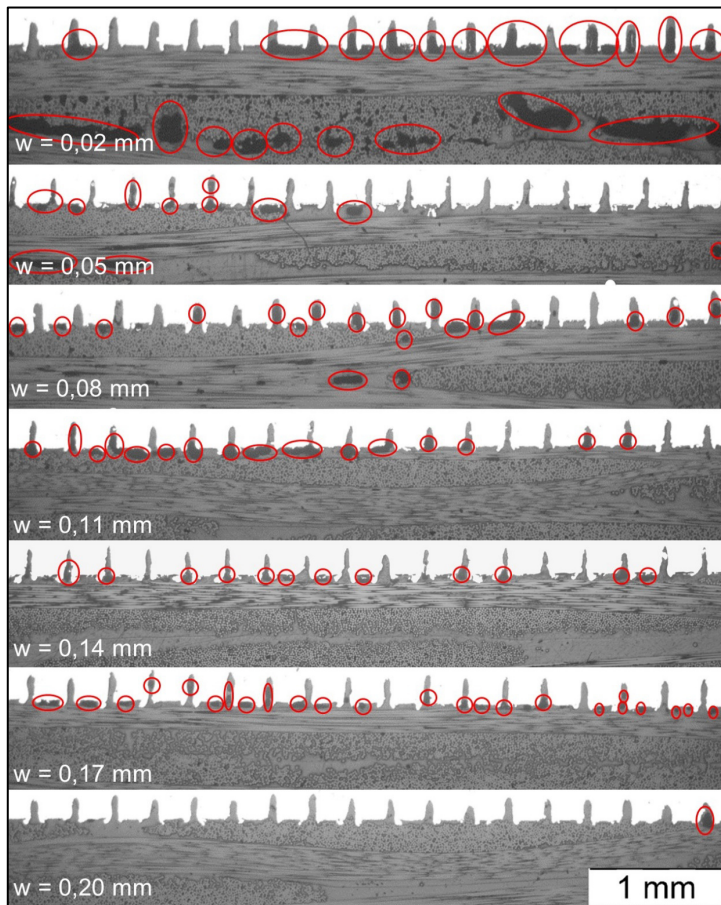


Abbildung 9.13: Schliffbilder verschiedener Fügewege LS0,3/GF-PA6/290, GF-PA6 = 1,5 mm dick

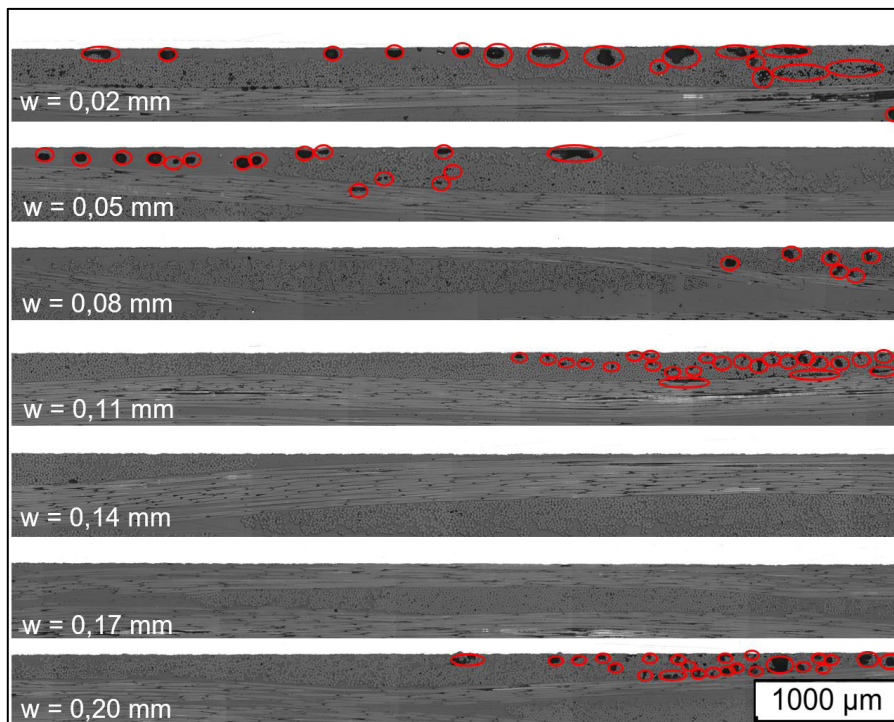


Abbildung 9.14 Schliffbilder verschiedener Fügewege HL403*/GF-PA6/280, GF-PA6 = 1,5 mm dick

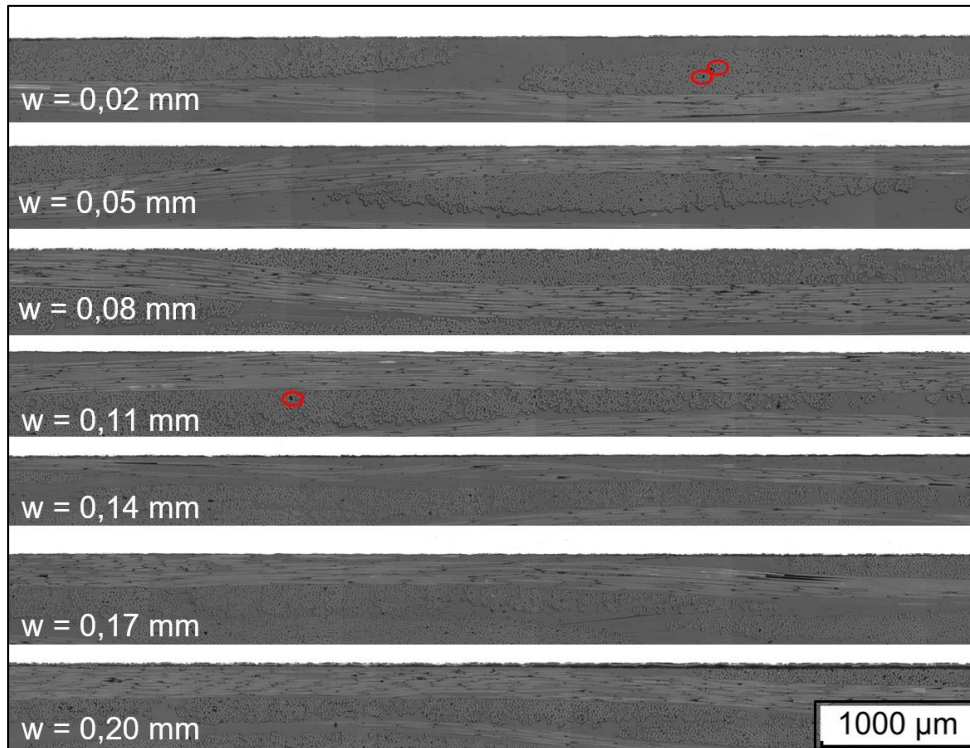


Abbildung 9.15 Schlichtbilder verschiedener Fügewege HL400*/GF-PA6/280, GF-PA6 = 1,5 mm dick

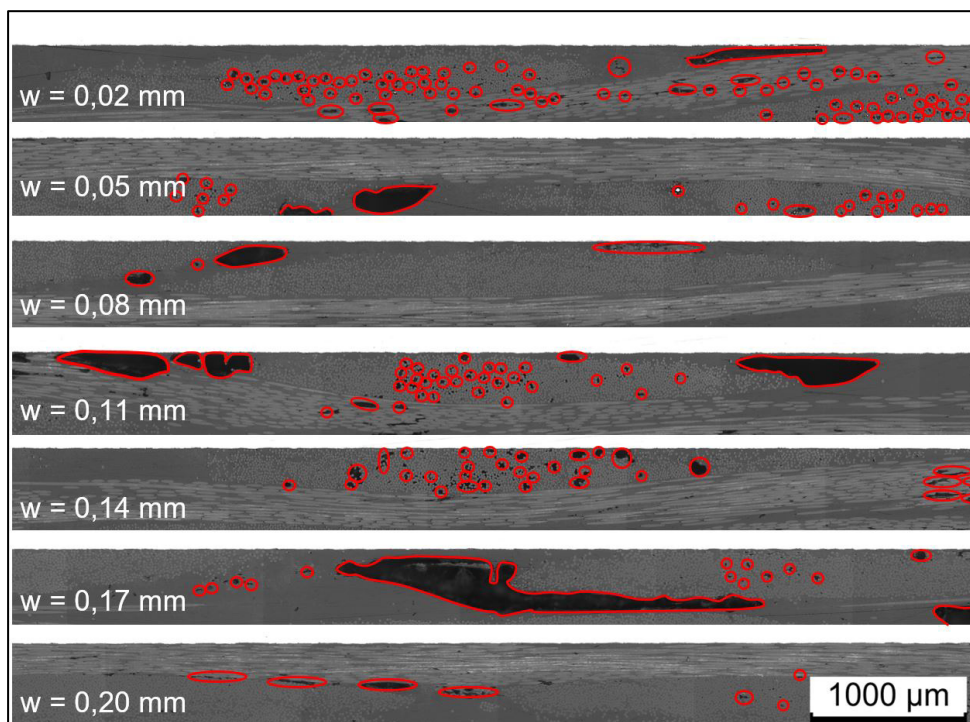


Abbildung 9.16: Schlichtbilder verschiedene Fügewege HL403*/GF-PP/240

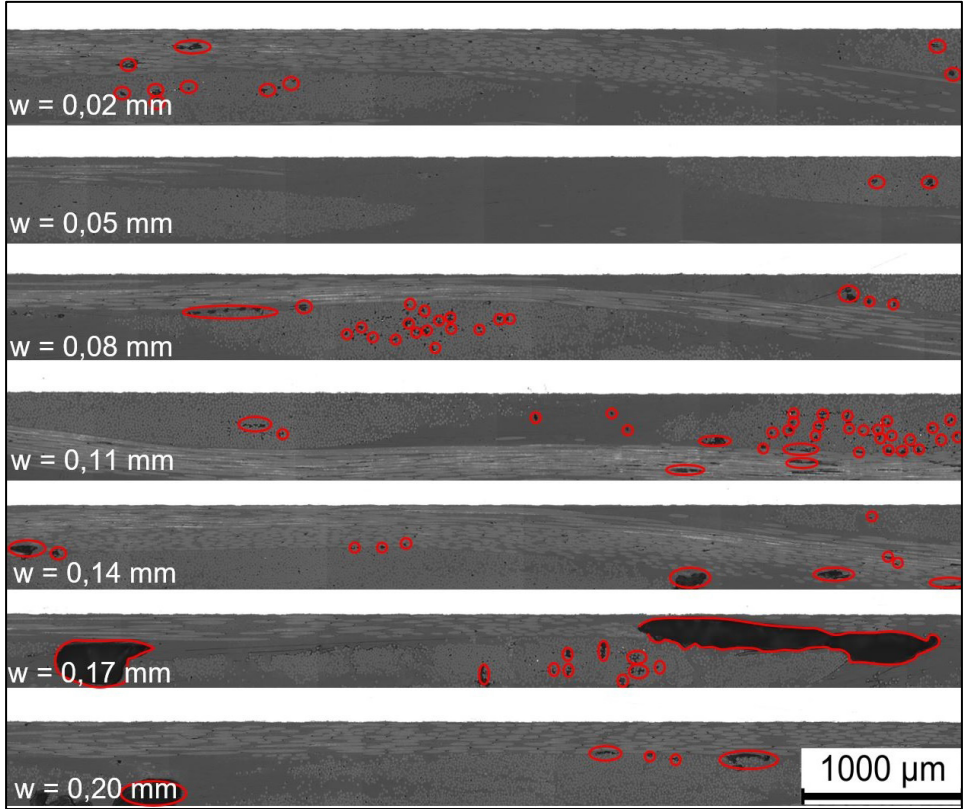


Abbildung 9.17: Schliffbilder verschiedener Fügewege HL400*/GF-PP/240

Publikationen und Konferenzbeiträge

Zeitschriften (mit wissenschaftlicher Qualitätssicherung)

S. Weidmann, M. Hümbert, P. Mitschang, "Suitability of thickness change as process control parameter for induction welding of steel/TP-FRPC joints", *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science*, S. 55-68, April 2019, DOI:10.1080/20550340.2019.1592869

S. Weidmann, P. Mitschang, "Influence of welding temperature and weathering on inductive welded hybrid joints made of steel and TP-FRPC", *Key Engineering Materials* Vol. 809, S. 217–224, Juni 2019

DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.809.217

S. Weidmann, P. Volk, P. Mitschang, N. Markaide, „Investigations on thermoforming of carbon fiber reinforced epoxy vitrimer composites“, *Composites Part A* Vol. 154, März 2022

DOI:10.1016/j.compositesa.2021.106791

M. Kosarli, G. Foteinidis, K. Tsirka, N. Markaide, A. Ruiz de Luzuriaga, D. Calderón Zapatería, S. Weidmann, A.S. Paipetis, "3R Composites: Knockdown Effect Assessment and Repair Efficiency via Mechanical and NDE Testing". *Applied Science* Vol. 12, July 2022

DOI:10.3390/app12147269

Zeitschriften (ohne wissenschaftliche Qualitätssicherung)

S. Weidmann, P. Mitschang, „Die Mischung macht´s“ *Schweizer Industriemagazin Maschinenbau*, Nr. 5, S. 64-67, 2018

S. Weidmann, V. Popow, C. Engelmann, J. Eckstädt, „Fertigungszelle für das vollautomatisierte Fügen von Hybridbauteilen“, *Lightweight design*, Ausgabe 6/18, Dezember 2018

S. Weidmann, „Hybrid Induction Welding of Metals with Thermoplastic Fibre Reinforced Polymer Composites (TP-FRPC)“, *Compositi Magazine* Vol 53, September 2019

N. Feiden; S. Weidmann; „Vollautomatisches Fügeverfahren für die Automobilindustrie“, Werkstoffe Vol., Dezember 2018

S. Weidmann, „31 Technologiesteckbriefe zu Fertigungs- und Fügeverfahren“, VDMA-Leitfaden Hybride Leichtbau Technologien, 2018

C. Engelmann, G. Gardiner, J. Voithofer, V. Popow, S. Weidmann, J. Eckstädt, “Inside Manufacturing: Automated joining of hybrid metal-thermoplastic composite structures”, CompositesWorld 10(5), S. 24-31, September 2019

Symposien und Konferenzbeiträge

N. Naumann, S. Weidmann, “Joining technologies for application in automotive multimaterial structures” Automotive Engineering Congress 2017, 30.05.2017, Nürnberg

S. Weidmann, „Hybridfügen von oberflächenvorbehandelten Metallen mit thermoplastischen Faserkunststoffverbunden durch induktive Erwärmung“; DGM Fachausschuss „Hybride Werkstoffe und Strukturen“ & AK „Mischverbindungen“; 19.-20.02.2018, Dortmund

S. Weidmann, P. Mitschang, „Induktives Fügen von oberflächenvorbehandelten Metallen mit thermoplastischen Faserkunststoffverbunden“, 3rd International Conference on Hybrid Materials and Structures; 18.-19.04.2018, Bremen

P. Mitschang; S. Weidmann, “Influence of penetration depth on lap shear strength of induction welded steel/TP-FRPC joints”, ECCM18; 24.-28. Juni 2018, Athen, Griechenland

S. Weidmann, P. Mitschang, „Festigkeit und Langzeitbeständigkeit von induktiv geschweißten Hybridverbindungen aus thermoplastischen FKV und Stahl“, DGM Fachausschuss „Hybride Werkstoffe und Strukturen“ & AK „Mischverbindungen“ 13.-14. November 2018, Kaiserslautern

S. Weidmann; P. Mitschang, „FlexHyJoin - Vollautomatische Fertigungszelle zum Fügen von Hybridstrukturen aus TP-FRPC und Metallen“, Erfahrungsaustausch-Kreis „Technologie und Prozesse“ der Arbeitsgemeinschaft Hybride Leichtbau Technologien, 07. Mai 2019, Frankfurt

S. Weidmann, P. Mitschang, „Einfluss der Oberflächenvorbehandlung und -beschichtung auf die Verbindungsfestigkeit induktiv geschweißter Hybridverbunde aus Metall und TP-FKV“, DGM Fachausschuss Hybride Werkstoffe, Oktober 2019, Düsseldorf

S. Becker, S. Weidmann, P. Mitschang, “Efficient joining of FRPC in car body construction by means of induction”, Automotive Engineering Congress, Juni 2019, Nürnberg

S. Weidmann, P. Mitschang, “Influence of Continuous Wave Surface Structuring and Zinc Coating on Bond Strength of Hybrid Joints Made of Steel and TP-FRPC”, 4th International Conference Hybrid Materials and Structures; 28.-April 2020, Karlsruhe

S. Weidmann, V. Popow, C. Engelmann, C. Laugwitz, J. Eckstädt, „FlexHyJoin – Vollautomatische Fertigungszelle zum Fügen von Hybridstrukturen aus thermoplastischen Faserkunststoffverbunden und Metallen für den Automobilbau von Morgen“, Automotive Circle “Fügen im Karosseriebau” April 2019, Bad Nauheim

S. Weidmann, P. Mitschang, “Influence of welding temperature and weathering on inductive welded hybrid joints made of steel and TP-FRPC”, 22. Symposium Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde, Juni 2019, Kaiserslautern

S. Weidmann, P. Mitschang, “Semi-Finished 3R Material Manufacturing and Thermoforming of 3R Composites”, 9th EASN International Conference on Innovation in Aviation & Space, September 2019, Athen

S. Weidmann, P. Mitschang, „Einfluss der Oberflächenvorbehandlung auf die Verbindungsfestigkeit induktiv geschweißter Hybridverbunde aus Metall und TP-FKV“, Werkstoffwoche, September 2019, Dresden

S. Becker, S. Weidmann, J. Weber, J. Schlimbach, P. Mitschang, „Stoffschlüssige Fügeverfahren für FKV – Leichtbaugerecht, effizient und flexibel“, AVK - Industrievereinigung Verstärkte Kunststoffe e.V. AVK AK Fügen von Composites, Februar 2021, Frankfurt am Main

S. Weidmann; “AIRPOXY – Challenges in Thermoforming of 3R-Vitrimer Based CFRPC”; DGM Expert*innen-Tage Verbundwerkstoffe; Juni 2021

S. Weidmann, A. Ruiz de Luzuriaga, A. Kraemer, J. P. Berro Ramirez, V. Gayraud, P. Mitschang, "Manufacturing, thermoforming and mechanical characterization of 3R-composites", 11th EASN International Conference on "Innovation in Aviation & Space for opening New Horizons", September 2021

M. Hümbert, S. Rief, A. Grießer, A. Widera, S. Weidmann, "DamageDict - Micro Scale Approach to Predict Damage in Composites", Multiscale Simulation Day 2021, Oktober 2021, Kaiserslautern

S. Weidmann, F. Gortner, J. Weber, P. Mitschang, „Ressourcenschonende und kosteneffiziente Fertigungstechnologien für faserverstärkte Kunststoffe für die Automobilindustrie von morgen“; Automotive Circle "Insight @ Porsche", November 2021

M. Kosarli, G. Foteinidis, K. Tsirka, V. Gayraud, S. Weidmann, A. Martinez, N. Markaide, A. Leroy, A. S. Paipetis*, "Mechanical characterization of 3R-Repairable composites and 3R bonding techniques produced by different processes and their repair efficiency", 20th European Conference on Composite Materials (ECCM20), Juni 2022, Lausanne

G. Foteinidis, M. Kosarli, K. Tsirka, A. Ruiz De Luzuriaga, A. Leroy, T. De Lumley Woodyear, S. Weidmann, A. S. Paipetis, "Structural Health Monitoring (SHM) on fibre reinforced composite T-joint geometry manufactured by a novel 3R resin", 20th European Conference on Composite Materials (ECCM20); Juni 2022, Lausanne

S. Weidmann, P. Mitschang, "Induction joining for thermoplastic fiber reinforced polymer composites and metals for automotive applications", Automotive Circle: Joining in Car Body Engineering (Fügen im Karosseriebau), Mai 2022, Bad Nauheim

S. Weidmann, P. Mitschang, „In-line quality assurance and process control in fully automated welding processes“, 20th European Conference on Composite Materials (ECCM20), Juni 2022, Lausanne

S. Weidmann, P. Mitschang, „In-line quality assurance and process control in fully automated welding processes“, 5th International Conference Hybrid 2022 Materials and Structures, Juli 2022, Leoben

S. Weidmann, A. Krämer, P. Mitschang, A. Ruiz de Luzuriaga, C. Kelly, J. P. Berro Ramirez, V. Gayraud, T. de Lumley Woodyear, „WP 2. Development of 3R-Thermoforming Technologies” AIRPOXY Public Workshop, Juni 2022, San Sebastian

G. Foteinidis, M. Kosarli, K. Tsirka, A. Paipetis S. Weidmann, P. Mitschang, J.P. Ramirez, D. Calderón, R. Gonzalez, V. Gayraud, A. Martinez, A. Ruiz de Luzuriaga, N. Markaide, A. Leroy „WP 4. SHM and development of 3R-Repair technologies”, AIRPOXY Public Workshop, Juni 2022, San Sebastian

A. Ruiz de Luzuriaga, N. Markaide, A.M. Salaberria, C. Kelly, S. Becker, S. Weidmann, T. de Lumley, A. Leroy, “WP 3. Development of 3R-Bonding technologies - Welding“, AIRPOXY Public Workshop, Juni 2022, San Sebastian

S. Weidmann, T. Hoffmann, M. Duhovic, J. Weber, P. Mitschang, “Cutting-edge joining processes for TP-FRPC and multi-material structures made of TP-FRPC and metals”, Plastics in Automotive Engineering (PIAE), 21.-22.06.2023, Mannheim

Betreute studentische Arbeiten

1. Philipp Motsch: „Studie zum Erfassen des Stands der Technik auf dem Gebiet der Hybridfügeverfahren für Faser-Kunststoff-Verbunde mit Metallen“ IVW-Bericht 18-052, 2018
2. Pierre Ducharteau: „Weiterentwicklung und Optimierung eines bestehenden Prüfstandes zum diskontinuierlichen Induktionsschweißen“ IVW-Bericht 18-063, 2018
3. Gilles Etringer: „Studie zum Ermitteln der Verbindungsfestigkeiten und Einsatzfähigkeit diverser induktionsgeschweißter Hybridverbindungen für Faser-Kunststoff-Verbunde mit unterschiedlichen Oberflächenvorbehandlungen“ IVW-Bericht 18-068, 2018
4. Ibrahim Ayyildiz: „Parameterstudie zum Ermitteln des Einflusses prozessrelevanter und -bedingter Faktoren auf die Verbindungsfestigkeit induktiv geschweißter Hybridverbindungen“ IVW-Bericht 19-028, 2019
5. Lukas Wendel: „Untersuchung der Verarbeitbarkeit faserverstärkter Vitrimerkunststoffe im Thermoformprozess“ IVW-Bericht 19-059, 2019
6. Andreas Sonnen: „Literaturrecherche zum Stand der Technik von Reparaturkonzepten für Faser-Kunststoff-Verbunde“ IVW-Bericht 19-063, 2019
7. Jenny Grasges: „Auswertung von Metall-TP-FKV Hybridschweißversuchen hinsichtlich der Dickenänderung während des Fügens und optische Bewertung der Bruchflächen geprüfter Zug-Scher-Probekörper“ IVW-Bericht 20-015, 2020
8. David Reichling: „Untersuchung der Schweißbarkeit von faserverstärkten Vitrimerkunststoffen“ IVW-Bericht 20-022, 2020
9. Phillip Schüler: „Optimierung des Thermoformprozesses für faserverstärkte Vitrimerkunststoffe“ IVW-Bericht 20-026, 2020
10. Manuel Janick Matheis: „Entwicklung und experimentelle Erprobung von Reparaturkonzepten für faserverstärkte Vitrimere“ IVW-Bericht 20-038, 2020
11. Elen Regitz: „Qualitätssicherung für das Hybridschweißen mittels IR-Thermografie und In-Line Prozesskontrolle“ IVW-Bericht 21-041, 2021
12. Martin Detzel: „Analyse des Fügewegs als Prozessregelgröße zum Schweißen von Metall und FKV“ IVW-Bericht 21-043, 2021

Lebenslauf

Persönliche Daten

| | |
|---------------------|----------|
| Name | Weidmann |
| Vorname | Stefan |
| Staatsangehörigkeit | Deutsch |

Ausbildung

| | |
|---------------------|---|
| 08/2005 bis 06/2008 | Technisches Gymnasium Neustadt an der Weinstraße |
| 10/2009 bis 05/2016 | Technische Universität Kaiserslautern Studiengang Maschinenbau und Verfahrenstechnik (Diplom) |

Beruflicher Werdegang

| | |
|--------------|--|
| Seit 01/2017 | Leibniz-Institut für Verbundwerkstoffe Wissenschaftlicher Mitarbeiter |
|--------------|--|