

DLR-IB-BT-AU-2022-159

**Herstellung von thermoplastischen
Faserverbund-Metall-Hybriden
durch Press- und Schweißprozesse
(Bachelorarbeit)**

Maximilian Heckl
Stefan Jarka



DLR

Deutsches Zentrum
für Luft- und Raumfahrt

Universität Augsburg
Mathematisch-Naturwissenschaftlich-Technische Fakultät
Institut für Materials Resource Management
Prof. Dr.-Ing. Michael Kupke



Herstellung von thermoplastischen Faserverbund-Metall-Hybriden durch Press- und Schweißprozesse

BACHELORARBEIT
zur Erlangung des akademischen Grades
„Bachelor of Science“

Betreut von: Dr.-Ing. Stefan Jarka (DLR)
M.Eng. Tobias Karrasch (MRM)

Vorgelegt von: Maximilian Heckl
1617286
B.Sc. Wirtschaftsingenieurwesen
maximilian.heckl@student.uni-augsburg.de

Abgabetermin: 29.09.2022

Kurzzusammenfassung

Im Zuge der Ressourcenknappheit und des Klimawandels gilt es, die Luft- und Raumfahrt möglichst effizient zu gestalten. Die Leichtbauweise als Konstruktionsphilosophie ist ein wichtiges Mittel zur Reduktion von Kohlenstoffdioxid-Emissionen. Leichtmetalle wie Titan oder Aluminium sowie Verbundwerkstoffe wie kohlenstofffaserverstärkte Kunststoffe sind daher in der Luft- und Raumfahrtindustrie von großer Bedeutung. Auf Grund des hohen Recycling-Potentials und der kürzeren Verarbeitungsprozesse im Vergleich zu duromeren Matrixsystemen geraten thermoplastische Matrixsysteme zunehmend in den Fokus. Damit Baugruppen im Multi-Material-Design gefertigt werden können, benötigt es Fügeprozesse, mit deren Hilfe hybride Strukturen aus Faserverbundkunststoffen und Metallen hergestellt werden können. Daher werden in der vorliegenden Bachelorarbeit Press- und Schweißprozesse zur Herstellung von thermoplastischen Faserverbund-Metall-Hybriden untersucht. Dafür werden zunächst relevante Literaturinhalte dargestellt und anschließend Hybridstrukturen aus Aluminium EN AW 2024 und kohlenstofffaserverstärktem Polyphenylensulfid experimentell mittels Co-Konsolidierung, elektrischem Widerstandsschweißen und Ultraschallschweißen hergestellt. Zur Beurteilung der Anbindung werden Zugversuche durchgeführt und die Bruchflächen analysiert. Die Ergebnisse der mechanischen Prüfung werden durch mikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen und Probenquerschnittsflächen unterstützt. Co-Konsolidierte Hybridstrukturen weisen die höchsten Zugscherfestigkeit auf und stellen somit den Referenzprozess für die Schweißprozesse dar. Mikroskopische Untersuchungen und die Bruchflächenanalysen zeigen, dass der kritische Anbindungsmechanismus das Aufschmelzen und Eindringen der Polymermatrix in eine vor dem Fügeprozess eingearbeitete Oberflächenstrukturierung des Aluminiums ist. Die Polymerschmelze erstarrt in der Oberflächenstruktur und bildet somit in Form einer mechanischen Verriegelung den Anbindungsmechanismus. Da ein Schwerpunkt ebenfalls die industriennahe Anwendung darstellen soll, werden die Fügeprozesse ggf. hinsichtlich der Herstellbarkeit größerer Fügeflächen mit einer Dimensionierung von 200 mm x 20 mm betrachtet.

Abstract

In relation to the scarcity of resources and the climate change, the efficient design of aerospace is a main goal to strive for. The lightweight construction as construction philosophy is a valuable tool to reduce the emission of carbon dioxide. Thus, light metals such as aluminium or titanium as well as composite materials such as carbon-fiber-reinforced polymers are of great importance. Due to the high potential of re-cycling and short manufacturing processes compared to thermoset matrix systems, the focus on thermoplastic matrix systems is increasing. To be able to manufacture an assembly in multi-material-design, joining processes need to be examined in order to join metals and composite materials to hybrid structures. Within this thesis, pressing and welding processes are examined to manufacture thermoplastic composite-metal-hybrids. Therefore, relevant literature research is being summed up and hybrid structures are manufactured from aluminium EN AW 2024 and carbon-fiber-reinforced polyphenylenesulfide by co-consolidation, electrical resistance welding and ultrasonic welding. To draw conclusions about the connection of the hybrid structure, single-lap-shear tests and analysis of fracture surfaces are conducted. The results of mechanical testing are underlined by microscopic analysis of fracture surfaces and cross-sectional areas. Co-consolidated hybrids show the highest single-lap-shear strength and represent the reference process for the welding processes. Microscopic analysis and fracture surface analysis determine the polymer-melting and intrusion into a surface structure to be the critical joining-mechanism. The polymer-flow consolidates in the aluminium surface structure and represents the main joining-mechanism of mechanical interlocking. As the industry-oriented application is a focus of this research, the joining processes are being examined regarding the processability to a joining-area of 200 mm x 20 mm.

Inhaltsverzeichnis

Abkürzungsverzeichnis	VII
1 Einleitung	1
1.1 Hintergrund und Marktbeschreibung	1
1.2 Zielsetzung der Bachelorarbeit	2
2 Aktueller Stand der Technik	4
2.1 Verarbeitung von thermoplastischen Faserverbundkunststoffen	4
2.1.1 Grundlagen thermoplastischer Faserverbundkunststoffe	4
2.1.2 Formgebungs- und Fügeverfahren	9
2.2 Faserverbundkunststoff-Metall-Hybride	23
2.2.1 Bisherige Anwendungsbereiche	24
2.2.2 Bindungsmechanismen und Vorbehandlungsmethoden	25
2.2.3 Prüfverfahren und Versagensmechanismen	29
2.2.4 Aktuelle Herstellungsansätze	42
2.2.5 Problematiken und Lösungsstrategien	54
3 Experimentelle Herstellung und Untersuchung	59
3.1 Herstellung mittels Press- und Schweißverfahren	59
3.1.1 Verwendete Materialien und Vorbehandlung	59
3.1.2 Herstellung mittels Co-Konsolidierung in der Heißpresse	61
3.1.3 Herstellung mittels elektrischem Widerstandsschweißen	65
3.1.4 Herstellung mittels Ultraschallschweißen	76
3.2 Prüfung der Hybridproben	85
3.2.1 Zugscherprüfung	86
3.2.2 Bruchflächenanalyse	88
3.2.3 Mikroskopie	91
4 Zusammenfassung und Ausblick	98
4.1 Literaturvergleich	98
4.2 Zusammenfassung der Ergebnisse	99
4.3 Ausblick	100
Literaturverzeichnis	102
Abbildungsverzeichnis	112

Tabellenverzeichnis	116
Anhang	117

Abkürzungsverzeichnis

ABS	Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymer
CARALL	Carbon-Fiber-Reinforced-Aluminium-Laminate
CF-LM-PAEK	kohlenstofffaserverstärktes low-melt Polyaryletherketon
CF-PA	kohlenstofffaserverstärktes Polyamid
CF-PEEK	kohlenstofffaserverstärktes Polyetheretherketon
CF-PEI	kohlenstofffaserverstärktes Polyetherimid
CF-PEKK	kohlenstofffaserverstärktes Polyetherketonketon
CF-PPS	kohlenstofffaserverstärktes Polyphenylsulfid
CFK	Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CTE	Wärmeausdehnungskoeffizient (<i>engl.</i> : Coefficient of Thermal Expansion)
DCBT	Double-Cantilever-Beam-Test
DoE	Design-of-Experiments
FDM	Fused-Deposition-Modeling
FFT	schnelle Fourier-Transformation
FMH	Faserverbundkunststoff-Metall-Hybrid
FVK	Faserverbundkunststoff
GLARE	Glass-Laminate-Aluminium-Reinforced-Epoxy
GF-PPS	glasfaserverstärktes Polyphenylsulfid
HTCL	Hybrid-Titanium-Composite-Laminat
IMA	In-Mould-Assembly
LM-PAEK	low-melt Polyaryletherketon
PA	Polyamid
PEEK	Polyetheretherketon

PEI	Polyetherimid
PEKK	Polyetherketonketon
PI	Polyimid
PMA	Post-Mould-Assembly
PPS	Polyphenylensulfid
REM	Rasterelektronenmikroskop
RTM	Resin-Transfer-Moulding
SLSP	Single-Lap-Shear-Probe
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TP FMH	Faserverbundkunststoff-Metall-Hybrid mit thermoplastischem Matrixsystem
TP FVK	Faserverbundkunststoff mit thermoplastischem Matrixsystem

1 Einleitung

Bedingt durch die hohe Festigkeit und die geringe Dichte der Fasern besitzen Faser-verbundkunststoffe hohe Festigkeiten und Steifigkeiten bei geringem Gewicht. Der Einsatz von Faserverbundkunststoffen zeigt durch diese Eigenschaften ein enormes Potential für die Steigerung der Ressourcen- und Energieeffizienz im Rahmen der klimapolitischen Zielsetzungen.

1.1 Hintergrund und Marktbeschreibung

Faserverbundkunststoffe (FVKs) (*engl.*: Composites) eignen sich demnach besonders in den Anwendungsbereichen, in denen ein geringes strukturelles Eigengewicht von Nutzen ist. Dies ist z.B. in der Luft- und Raumfahrt, Automobilindustrie, Energietechnik oder Medizintechnik der Fall. Abgesehen von der hohen Festigkeit ergeben sich durch die Korrosionsbeständigkeit sowie durch potentielle Kosteneinsparungen weitere Vorteile der FVKs [1, S. 36]. So ist die Investitionsbereitschaft zur Gewichtsreduktion in der Luft- und Raumfahrt enorm und der Einsatz von FVKs finanziell begründbar. Zur Energie- oder Treibstoffkostenreduktion in der Luftfahrt liegt die Investitionsbereitschaft schätzungsweise bei 1.000 €, in der Raumfahrt bei 25.000 € pro Kilogramm Gewichtsreduktion [2, S. 10].

Erste Fortschritte des Einsatzes von FVKs in der Luft- und Raumfahrt können Ende der 1950er-Jahre bis Anfang der 1970er-Jahre mit der Erprobung und Verbauung von CFK-Komponenten durch Boing und Airbus verzeichnet werden. Seit 1990 wurde unter anderem durch den Einsatz gewichtsreduzierter Strukturen im Flugzeugrumpf und Flugzeuginnenraum der Treibstoffverbrauch pro Passagier auf 100km um 42% gesenkt. FVK-Anteile von bis zu 52% beim Airbus A380 sowie 50% beim Boing 787 Dreamliner konnten bisher realisiert werden [3]. Die Kosten- und Treibstoffsenkung ist neben der Gewichtsreduktion auf den Einsatz kleiner Tanks und filigraner Triebwerke zurückzuführen. Die Investition in die Materialsubstitution kann also schon teilweise durch den Einsatz günstigerer Flugzeugausstattung bzw. alternativ durch die Erhöhung der Passagierrate pro Flug kompensiert werden.

Die wirtschaftliche Bedeutung der Luft- und Raumfahrt als Hochtechnologiebranche ist in Deutschland durch eine hohe Beschäftigtenzahl von ca. 100.000 Beschäftigten [4] und einen Umsatz von ca. 31 Mrd. € (Stand 2021) gekennzeichnet [5]. Der Markt

der Kunststoff-verarbeitenden Industrie stellt in Deutschland ebenfalls einen bedeutenden volkswirtschaftlichen Sektor dar und ist durch viele kleine und mittelständische Unternehmen geprägt. Die Kunststoff-verarbeitenden Unternehmen machen im Vergleich zu den Kunststoff-Erzeugern und zum Kunststoff-Maschinenbau die größte Anzahl an Unternehmen in der Kunststoff-Wertschöpfungskette aus. Ein Segment der Kunststoffindustrie bildet der Markt der FVKs. Das Produktionsvolumen der FVKs im Anteil zur gesamten Kunststoffmenge ist zwar gering, auf Grund der innovativen Anwendungsmöglichkeiten jedoch von einer „Leuchtturm-Funktion“ geprägt [1, S. 34].

1.2 Zielsetzung der Bachelorarbeit

Die Materialeigenschaften und die Funktionalität der FVKs lassen sich nicht allein durch die Addition der Eigenschaften der einzelnen Komponenten ableiten. Zudem benötigen Strukturen aus FVKs ausgewählte Herstellungs- und Fügeprozesse, um die gewünschten Eigenschaften zu erreichen. Somit wird der Erfolg der Faserverbundtechnologie nicht nur durch eine reine Materialsubstitution, sondern auch durch die geeignete Auswahl, Optimierung und Automatisierung von Fertigungs- und Verarbeitungsverfahren beeinflusst.

Im Rahmen des Projekts „FraME“ (Function Integrated Fuselage for a Minimum Emission Aircraft) des Deutschen Zentrums für Luft und Raumfahrt sollen Konzepte und Technologien für eine neuartige und funktionsintegrierte Bauweise von Flugzeugrumpfstrukturen entwickelt werden, um das Strukturgewicht eines Flugzeugrumpfs zu reduzieren und struktur- und systemtechnische Voraussetzungen für emissionsarmes und elektrisches Fliegen zu schaffen. Im Arbeitspaket 2.4 „Anbindungs- und Montagekonzepte/Fügetechnologien“ sollen u. a. Technologien zur Oberflächenmodifikation bei relevanten Materialkombinationen der FVKs und Metallen untersucht werden und etablierte Fügetechnologien anwendungsorientiert weiterentwickelt werden. Die Multimaterialbauweise mit Metallen und FVKs kann das Leichtbaupotential der einzelnen Materialien erhöhen und zur emissionsarmen Bauweise des Flugzeugrumpfs beitragen. Diese Bachelorarbeit umfasst mit diesem Hintergrund die Herstellung von thermoplastischen Faserverbundkunststoff-Metall-Hybriden mittels Press- und Schweißprozessen. Dazu werden zunächst die Grundlagen der thermoplastischen FVKs sowie deren Fügeverfahren erläutert und der aktuelle Stand der Technik zur Herstellung von Faserverbundkunststoff-Metall-Hybride mit thermoplas-

tischem Matrixsystem (TP FMHs) dargestellt. Durch geeignete Schweiß- und Pressprozesse werden TP FMHs experimentell hergestellt und anschließend mittels mechanischer Prüfung und Mikroskopie untersucht. Um die Prozesse bzgl. der industriellen Herstellung von Baugruppen vergleichen zu können, werden bei der experimentellen Herstellung die Möglichkeiten zum Up-Scaling der Fügeprozesse auf mittelgroße Verbindungsflächen von ca. 200 mm x 20 mm untersucht. Die Proben werden daher ggf. in diesem Maßstab hergestellt und für die mechanische Prüfung normgerecht zugeschnitten.

2 Aktueller Stand der Technik

Um die Herstellungsprozesse von TP FMHs besser beschreiben zu können, werden zunächst die Grundlagen der Herstellung und Verarbeitung von thermoplastischen FVKs betrachtet und auf die Eigenschaften einer thermoplastischen Matrix im Vergleich zu einer duromeren Matrix eingegangen. Anschließend wird der aktuelle Stand der Technik zur Herstellung von TP FMHs dargestellt, wodurch Orientierungspunkte zur experimentellen Herstellung von TP FMHs übernommen werden können.

2.1 Verarbeitung von thermoplastischen Faserverbundkunststoffen

Die zunehmende Nutzung thermoplastischer Polymere als Matrix für FVKs kann durch einige Vorteile gegenüber duromeren Matrixsystemen begründet werden. Da bei Thermoplasten keine Vernetzungsreaktion zur chemischen Vernetzung der Makromolekülketten notwendig ist, kann eine schnelle und kosteneffiziente Fertigung und Verarbeitung mit kurzen Produktionszyklen realisiert werden. Die Bindungsverhältnisse bei Thermoplasten beruhen auf Sekundärbindungen, welche leicht durch thermische Verfahren überwunden werden können. Dadurch sind thermoplastische Bauteile theoretisch beliebig oft einschmelzbar. Es ergeben sich somit durch das höhere Recycling- bzw. Reparaturpotential weitere Vorteile. Die einfache Verarbeitung ist von hoher Bedeutung, da Bauteile aus FVK nur in einfachen Geometrien gefertigt werden können und daher durch geeignete Fügeverfahren zu Baugruppen verbunden werden müssen.

2.1.1 Grundlagen thermoplastischer Faserverbundkunststoffe

Allgemein bestehen FVKs aus einer Polymermatrix und darin eingebetteten Fasern. Somit können synergetische Effekte der jeweiligen Eigenschaften der Komponenten erzielt werden.

Fasern und textile Halbzeuge

Die Fasern stellen im Werkstoffverbund ein Verstärkungselement dar, wobei die von den Fasern zu tragende Last durch die Matrix in die Fasern eingeleitet wird. Gleichzeitig fixiert und schützt die Matrix die Verstärkungsfasern in einer festen Position vor Umwelteinflüssen. FVKs sind durch die Integration der Fasern anisotrope Werkstoffe. Die Fasern können dabei entweder als Kurzfasern, Langfasern oder Endlosfaser vorliegen. Zu den häufigsten Faserarten zählen Kohlenstoff-, Glas- und Aramidfasern.

Kohlenstoffasern weisen gleichzeitig eine geringe Dichte und einen hohen E-Modul auf und werden aus strukturell vorgeformten, hochmolekularen Materialien (Precursoren) hergestellt. Precursoren basieren auf Polyacrylnitril und werden Carbonisiert und Graphitiert [6, S. 30]. Zudem sind Kohlenstoffasern gut elektrisch und thermisch leitfähig und besitzen einen negativen, thermischen Ausdehnungskoeffizienten [7, S. 30]. Die Bedeutung der Kohlenstoffasern für den Leichtbau wird somit durch ihre Eigenschaften begründet. Die einzelnen Faserfilamente werden in Fäden (*engl.*: Rovings) gebündelt und zu textilen Halbzeugen weiterverarbeitet. Die Halbzeuge unterscheiden sich durch die unterschiedlichen Textilstrukturen und die Bindungsarten. Zu den häufigsten Textilhalmbezeugen zählen Gelege, Gestricke, Geflechte und Gewebe. Diese werden in Abbildung 2.1 aufgeführt. Bei Gelegen handelt es sich um aufeinandergelegte und miteinander vernähte Faserschichten, Gestricke entstehen dagegen durch flächige Maschenbildung aus Rovings. Geflechte entstehen wie abgebildet aus geflochtenen Fadensystemen. Gewebe bestehen aus sich zwei in Kette- und Schussrichtung überkreuzende Fäden und sind bei der Drapierung von Halbzeugen vorteilhaft, da das ungehinderte Abgleiten der einzelnen Fäden verhindert wird [6, S. 32f.].

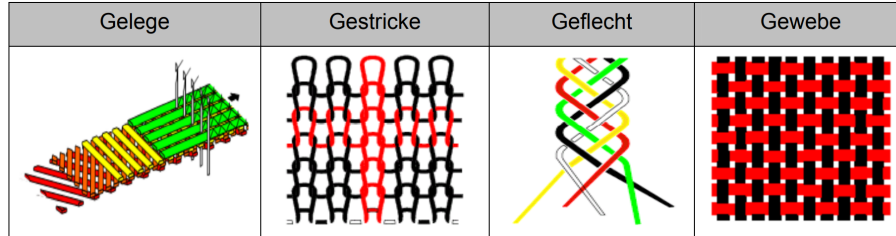


Abbildung 2.1: Textile Halbzeuge [6, S. 32]

Matrixsysteme

Für FVKs werden duromere und thermoplastische Matrixsysteme eingesetzt. Der Einsatz von duromeren Matrixsystemen ist stärker verbreitet, jedoch gewinnen thermoplastische Matrixsysteme aus bereits genannten Vorteilen an Bedeutung [6, S. 35]. Die Kunststoffgruppen unterscheiden sich durch die Bindungsverhältnisse der Makromolekülketten, wie in Abbildung 2.2 veranschaulicht wird.

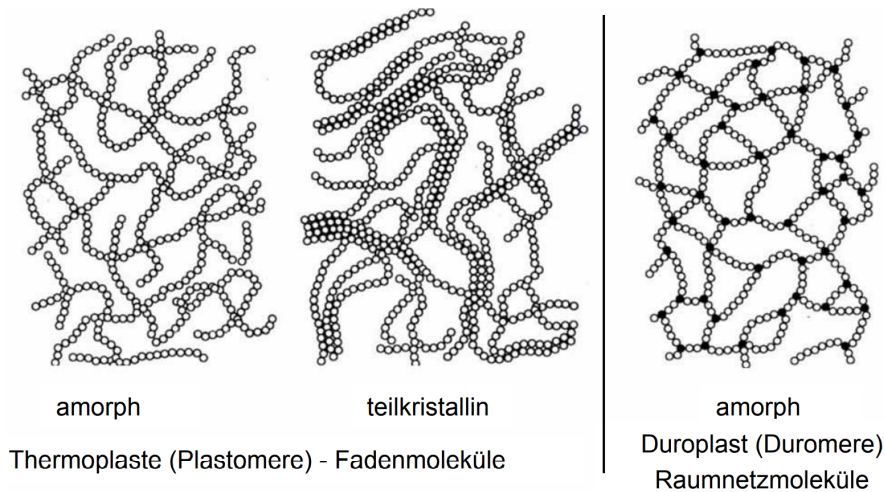


Abbildung 2.2: Bindungsverhältnisse bei Thermoplasten und Duromeren [6, S. 33]

Thermoplaste können entweder amorph oder teilkristallin vorliegen. In amorphen Thermoplasten liegen die Molekülketten auf Grund der Entropieelastizität in knäuelartigen Zuständen vor, sie zeigen eine hohe Schlagzähigkeit und ein gutes Dehnungsverhalten [8, S. 363]. Gibt es zwischen den amorphen Bereichen noch kristalline Bereiche, so handelt es sich um einen teilkristallinen Thermoplast. Teilkristalline Thermoplaste sind chemisch resistenter als amorphe Thermoplaste, da durch die kristallinen Bereiche die Dichte erhöht und das freie Volumen reduziert wird. Das Eindringen von Lösemitteln in den Kunststoff wird verhindert. Kristalline Bereiche erhöhen die Festigkeit, Steifigkeit und Temperaturbeständigkeit und verringern die Kriechneigung. Der Kristallisationsgrad beschreibt den Anteil an kristallinen Bereichen und ist von der Abkühlrate beim Verarbeitungsprozess abhängig. Bei Faserverbundkunststoffe mit thermoplastischem Matrixsystem (TP FVKs) werden Thermoplaste mit einem Kristallisationsgrad von 20-35% verwendet [8, S. 364]. Werden teilkristalline Thermoplaste als Polymermatrix verwendet, kann die Absorption von Schlagenergien den amorphen Bereichen und die hohe Steifigkeit, Festigkeit und chemische Resistenz sowie der Bruchwiderstand den kristallinen Bereichen zugeordnet werden [9, S. 256]. Die kristallinen Bereiche haben zudem einen Einfluss auf die Matrixsteifigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur. Wie in Abbildung 2.3 verdeutlicht wird, zeigen amorphe Thermoplaste ein allmähliches Erweichen bei Erhöhung der Temperatur, während teilkristalline Thermoplaste einen Sattelpunkt aufweisen. Wird ein amorpher Thermoplast erwärmt, nehmen die Bindungskräfte ab der Glasübergangstemperatur T_g deutlich ab. Ein Abgleiten der Ketten findet ab der Fließtemperatur statt. Bei teilkristallinen Thermoplasten erweichen die amorphen Bereiche ebenfalls ab der Glasübergangstemperatur, die kristallinen Bereiche verbleiben bis zum Schmelzpunkt

und bieten auch über der Glasübergangstemperatur Festigkeit. Das Schmelzen bei teilkristallinen Thermoplasten findet per Definition durch die Auflösung der kristallinen Bereiche ab der Schmelztemperatur T_m statt. Die Verarbeitung findet auf Grund der geringen Viskosität über der Schmelztemperatur bzw. der Fließtemperatur im Fall von amorphen Thermoplasten statt.

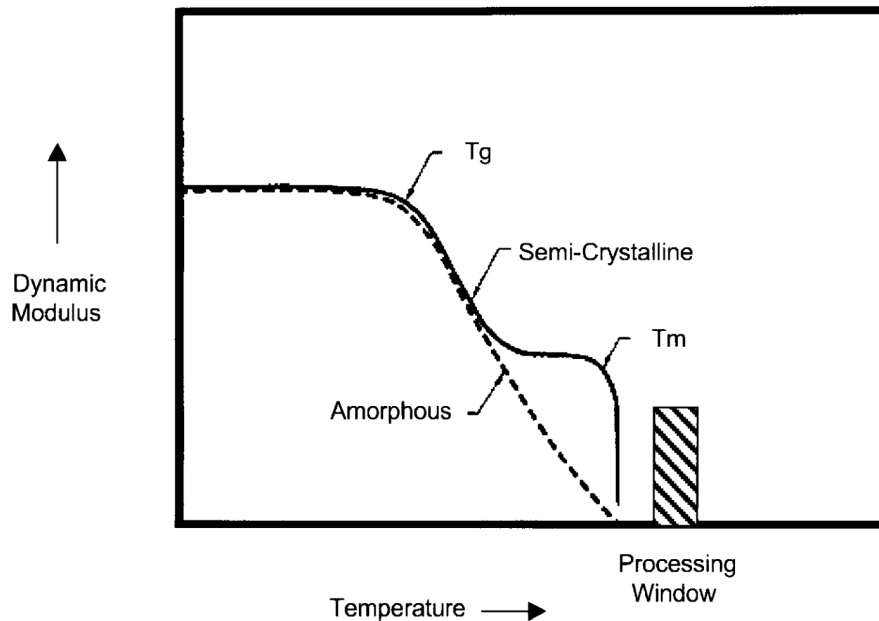


Abbildung 2.3: Temperaturabhängige Matrixsteifigkeit bei Thermoplasten [8, S. 363]

Die Bindung der Molekülketten bei Thermoplasten basiert auf Van-der-Waals Wechselwirkungen und auf Wasserstoffbrückenbindungen. Die Sekundärbindungen können durch ausreichend hohe Temperaturen überwunden werden, dementsprechend sind Thermoplaste durch das Abgleiten von Molekülketten nach dem Überwinden der Sekundärbindungen aufschmelzbar. Duromere dagegen basieren auf irreversibler, chemischer Vernetzung der Makromolekülketten mit Hilfe von Reaktionsharzen und Härtern zur Bildung von Raumnetzwerkstrukturen. Durch die chemische Vernetzung sind Duromere nicht aufschmelzbar und nach ihrer Aushärtung nur noch spanend bearbeitbar [6, S. 34].

Faserverbundlaminat

Die Verarbeitung von Halbzeugen ist von der Matrix abhängig. Thermoplastische Schmelzen sind viskoser als duromere Harz- und Härtersysteme. Da die Fasern bei einem zu viskosen Polymerfluss nicht ausreichend benetzt werden könnten, sind TP FVKs schwieriger in einem Prozessschritt zu verarbeiten. Um bei der Verarbeitung

von TP FMHs trotzdem ausreichend hohe Faservolumengehalte und Benetzungsgrade der Fasern mit Matrix realisieren zu können, werden vor-impregnierte Halbzeuge (*engl.*: Prepregs) hergestellt. Bei duromeren Matrixsystemen fällt die Benetzung der Fasern in einem Prozessschritt (z.B. bei einer Infiltration) durch die geringe Viskosität leichter. Die Herstellung von vor-impregnierten Halbzeugen findet bei duromeren Matrixsystemen auf Grund sonstiger prozesstechnischer Vorteile ebenfalls statt.

Werden mehrere Lagen FVK-Faserhalbzeuge in einem Schichtverbund mit Matrix positioniert, handelt es sich um ein Laminat. Je nach Orientierung und textilem Halbzeug können die mechanischen Eigenschaften variieren. Unidirektionale Laminat haben die höchsten spezifischen Werkstoffeigenschaften [6, S. 36], hier liegen die Fasern parallel in eine Richtung orientiert vor. Bei einem Kreuzverbund ($0^\circ/90^\circ$ -Laminat) wird die Festigkeit und die Steifigkeit in Querrichtung zwar erhöht, die Absolutwerte fallen jedoch ab. Ein Laminat, dessen Aufbau so gestaltet ist, dass die Festigkeit und Steifigkeit in Längs- und Querrichtung gleich ausfallen wird als quasi-isotropes Laminat bezeichnet.

Fertigungsverfahren von endlosfaserverstärkten Bauteilen

Endlosfaserverstärkte Bauteile können durch kontinuierliche und diskontinuierliche Verfahren gefertigt werden. Gängige Verfahren sind Pultrusion, Wickeln, Legen, Harzinjektionsverfahren und Pressverfahren. Die einzelnen Verfahren unterscheiden sich in wirtschaftlichen (ökonomische Losgrößen, Investitionen, laufende Kosten, Werkzeugkosten) und in fertigungstechnischen bzw. materialwissenschaftlichen Aspekten (Bauteilgeometrie, Oberflächenqualität, Toleranzen, Matrixpolymer, erzielbares Faservolumengehalt). Für flächige oder schalenförmige Strukturen sind beispielsweise Pressverfahren mit Prepregs geeignet [6, S. 115]. Handelt es sich um endlosfaserverstärkte Bauteile mit thermoplastischer Matrix, so ergeben sich flexiblere Prozesse, da die Entkoppelung der Herstellungsprozesse der Prepregs und der Formgebungsprozesse durch die Schmelzbarkeit der thermoplastischen Matrix vereinfacht wird [6, S. 116]. Die Herstellung von endlosfaserverstärkten Bauteilen mit thermoplastischer Matrix verläuft somit nach folgenden Prozessschritten [7, S. 137]:

1. Herstellung eines Prepregs oder Halbzeugs
2. Formgebung
3. Bauteilabhängige Folgeprozesse

In der Herstellung thermoplastischer Halbzeuge wird zwischen Prepregs und Organoblechen unterschieden. Organobleche sind bereits vollständig imprägnierte und konsolidierte Plattenhalbzeuge. Prepregs sind dagegen noch nicht vollständig imprägniert. Dementsprechend sind die Rovings eines Prepregs noch nicht vollkommen mit der Matrix benetzt. Organobleche können wiederum aus Prepregs hergestellt werden. Bei der Halbzeugherstellung findet zunächst die Imprägnierung der textilen Halbzeuge statt. Die thermoplastische Matrix wird hierbei durch die Erwärmung auf die Schmelztemperatur in einen fließfähigen Zustand überführt und dringt in die Zwischenräume der Verstärkungsrovings ein. Die Rovings werden benetzt und ein poren- und luftfreies Laminat wird gebildet. Die Benetzung ist über Druck- und Temperaturverläufe einstellbar. Bei einer thermoplastischen Matrix muss auf Grund der hohen Viskosität der Schmelze auf ausreichend Druck geachtet werden. Im Anschluss kommt es zur Konsolidierung, die einzelnen Verstärkungslagen werden zu einem Materialverbund vereinigt. Abschließend kühlt das Organoblech in der Solidifikation in den festen Zustand ab und die Morphologie der thermoplastischen Matrix bildet sich aus. Die drei Schritte der Halbzeugherstellung können je nach zu erzielenden Materialdurchsätzen in unterschiedliche Verfahrensvarianten durchgeführt werden. Beim Film-Stacking-Verfahren können beispielsweise geringe bis mittlere Mengen an Materialdurchsätzen erreicht werden, indem alternierende Lagen aus thermoplastischen Folien und Textillagen miteinander verpresst werden. Die Herstellung der Organobleche kann in Doppelbandpressen oder in Heißpressen erfolgen [7, S. 309]. In Heißpressen wird die Verarbeitung unter Druck und unter hohen Temperaturen durchgeführt. Bei einer Heißpresse handelt es sich um ein statisches, diskontinuierliches Presssystem in dem die Wärme ausgehend von Heizwerkzeugen zum Laminat geführt wird. Je nach Heizwerkzeug können unterschiedliche Temperaturen erreicht werden, Maximaltemperaturen von ca. 400 °C werden durch elektrisch beheizte Platten oder durch heißluftbeheizte Platten erzielt. Die Druckerzeugung erfolgt mittels mechanisch arbeitenden Fluid-Überdrucksystemen [7, S. 148f.]. Bei einer Doppelbandpresse erfolgt die Fertigung der Halbzeuge dagegen kontinuierlich. Das Fasertextil wird von thermoplastischen Folien umschlossen und anschließend unter hoher Temperatur verpresst [6, S. 116].

2.1.2 Formgebungs- und Fügeverfahren

Im Anschluss an die Herstellung von FVK-Halbzeugen kann die Formgebung und die bauteilabhängige Weiterverarbeitung (z.B.: Füge- oder Beschichtungsprozesse)

erfolgen. Die für die vorliegende Bachelorarbeit relevanten Press- und Schweißverfahren werden anhand der Formgebung und Fügung von thermoplastischen Bauteilen beschrieben und im weiteren Verlauf für die experimentelle Herstellung von TP FMHs auf die Fügung eines thermoplastischen Bauteils mit einem Metall übertragen. Um den Aspekt des Up-Scalings auf eine Verbindungsfläche von 200 mm x 20 mm zu berücksichtigen, werden bei den relevanten Schweißverfahren Möglichkeiten beschrieben, großflächigere Fügungen herzustellen.

Formgebung durch Thermoformen

Thermoformen ist ein sequentielles Umformverfahren durch Pressen und durch kurze Taktzeiten für die Großserienfertigung geeignet. Das Verfahren ist v. a. bei einfachen Umformungsprozessen weit verbreitet. Als Beispiel kann hier die Umformung eines Laminats zu einem Winkel angeführt werden. Die Ausformung komplexerer Strukturen (z.B. sphärische Krümmungen) basiert auf der Drapierung der Fasern. Die Drapierung wird durch Scherung der Faserrovings (z.B. in einem Gewebe) ermöglicht, die Winkelveränderung zwischen den Rovings wird hierbei als Scherwinkel bezeichnet. Wird das Gewebe über einen maximalen Scherwinkel drapiert, so bilden sich Falten aufgrund auftretender Spannungen. Ziel beim Thermoformen ist also die möglichst genaue Annäherung an den maximalen Scherwinkel ohne dessen Überschreitung. In Abbildung 2.4 wird der Thermoformprozess in seinen einzelnen Prozessschritten dargestellt. Das Organoblech wird in ein Transportsystem eingelegt und anschließend auf die Umformtemperatur erhitzt, damit Drapierungsprozesse durch Gleit- und Scherbewegungen der Fasern zueinander ermöglicht werden. Daraufhin schließt die Presse und appliziert Druck auf das zu formende Organoblech. Nachdem das Organoblech durch Wärmeabgabe an das Werkzeug und die Umgebung abgekühlt ist, kann es der Presse entnommen werden und optional durch Wasserstrahl- oder Laserstrahlschneiden zugeschnitten werden.

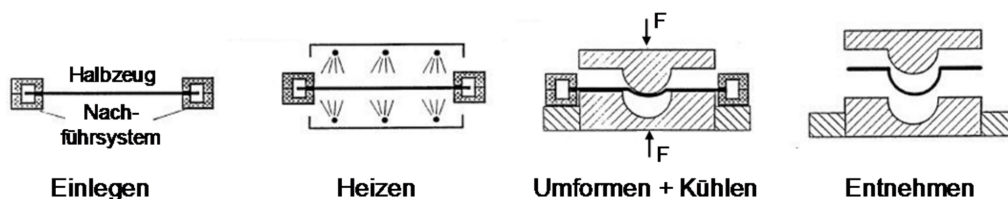


Abbildung 2.4: Prozessschritte des Thermoformens [6, S. 118]

Das Aufheizen auf Umformtemperatur kann durch Infrarotstrahlung, durch Heiß-

luft oder durch Kontaktheizen erfolgen. Die Umformtemperatur bei teilkristallinen Thermoplasten wird auf ca. 40 °C über der Schmelztemperatur festgelegt, bei zu hohen Temperaturen kann sich das Matrixpolymer allerdings zersetzen. IR-Strahlung eignet sich durch sehr kurze Aufheizzeiten besonders bei hohen Stückzahlen und kann unter normalen Umgebungsbedingungen erfolgen [6, S. 119]. Das Umformen erfolgt meist mit Metallstempeln aus beschichtetem Stahl in schnellschließenden, hydraulischen Pressen. Silikon- oder Elastomerstempel sind ebenfalls möglich. Um die frühzeitige Rekristallisation im Werkzeug während des Umformens und daraus resultierende Schäden der Fasern sowie Verzug des Bauteils nach der Entformung zu vermeiden, wird das Werkzeug auf ca. 60 °C unter die Schmelztemperatur der Matrix erwärmt. Da die Organobleche beim Aufheizen dekonsolidieren und delaminieren, ist ein entsprechender Konsolidierungsdruck beim Umformen notwendig. Bei gewebeverstärkten Organoblechen liegt dieser meist zwischen 1,5 MPa und 3,0 MPa [6, S. 123]. Beim Umformvorgang wird der Metallstempel zunächst angenähert und das Werkzeug anschließend mit dem Konsolidierungsdruck geschlossen. Das Abkühlen des Bauteils erfolgt im Umformwerkzeug. Die Werkzeugtemperatur und der Werkzeugdruck werden währenddessen konstant gehalten, damit die Formstabilität gewährleistet werden kann. Der tatsächliche Umformprozess unter Druckapplikation dauert nur wenige Sekunden, siehe Abbildung 2.5. Der gesamte Prozess kann Taktzeiten von unter einer Minute erreichen und durch Entkopplung des Aufheizvorgangs von der eigentlichen Formgebung zusätzlich reduziert werden. Die Abkühlrate beeinflusst dabei den Kristallisationsgrad. Umso schneller das Bauteil abkühlt, desto geringer ist der Kristallisationsgrad. Durch einen geringeren Kristallisationsgrad nehmen die mechanischen Eigenschaften und die chemische Resistenz ab. Ist der Kristallisationsgrad zu hoch, kann dies jedoch zu einer Versprödung des Bauteils führen [6, S. 125].

Fügeverfahren thermoplastischer Faserverbundkunststoffe

Fügeverfahren von TP FVKs sind ein wichtiger Bestandteil der Herstellung von Baugruppen in der Luft- und Raumfahrtindustrie. Sowohl Press- als auch Schweißverfahren erzeugen stoffschlüssige Verbindungen über die Schmelze und basieren auf Konsolidierungsprozessen. Die Konsolidierung kann mit Hilfe eines Polymer-Polymer Grenzflächenmodells beschrieben werden und startet, sobald die Glasübergangstemperatur bei amorphen und die Schmelztemperatur bei teilkristallinen Thermoplasten erreicht wird [10, S. 847]. Zunächst liegen die beiden Polymeroberflächen getrennt

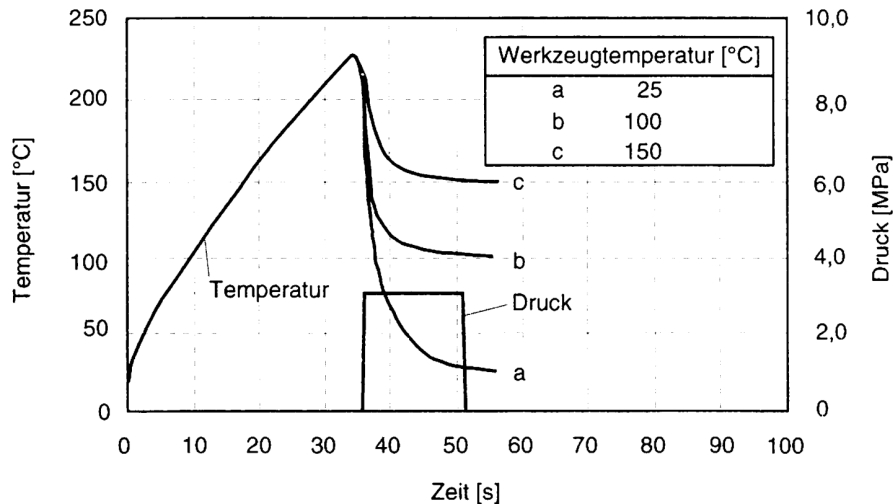


Abbildung 2.5: Beispielhafter Temperatur- und Druckverlauf beim Thermoformen [6, S. 125]

vor und befinden sich in einem viskosen Zustand. Der viskose Zustand ermöglicht die Umlagerung und die Bewegung der Polymerketten bzw. die Annäherung der beiden Polymergrenzflächen zueinander, siehe Abbildung 2.6a). Treffen die beiden Oberflächen aufeinander, tritt die Benetzung unter engem Kontakt der Polymerphasen ein, Abbildung 2.6b). Daraufhin bildet sich eine homogene Phase durch die Interdiffusion der Polymerketten. Wie Abbildung 2.6 c) zeigt, ist nach der Konsolidierung keine Grenzfläche mehr erkennbar.

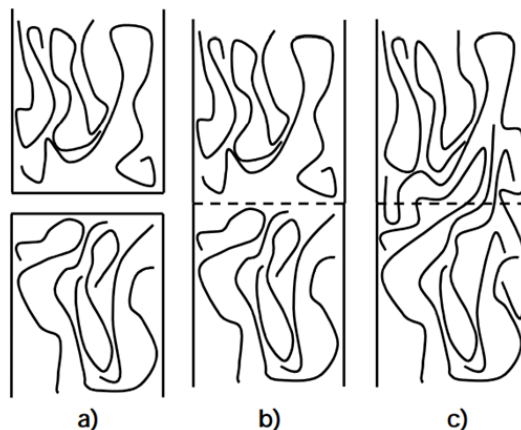


Abbildung 2.6: Der Konsolidierungsprozess [10, S. 847]

Die Herstellungsverfahren stoffschlüssiger Schmelzverbindungen können, wie in Abbildung 2.7 dargestellt, in vier übergreifende Verfahrensgruppen eingeteilt werden: Materialerwärmung (*engl.*: Bulk Heating), Reibungserwärmung (*engl.*: Friction Heating), elektromagnetische Erwärmung (*engl.*: Electromagnetic Heating) und zwei-

stufige Erwärmungsverfahren (*engl.*: Two-stage Techniques). Die Verfahrensgruppen werden entsprechend der Wärmeentstehung eingeteilt. Die Co-Konsolidierung, das Induktions- und Ultraschallschweißen sowie das elektrische Widerstandsschweißen werden als vielversprechende Füge-technologien beschrieben [10, S. 841]. Die Verfahren werden daher im Folgenden näher erläutert.

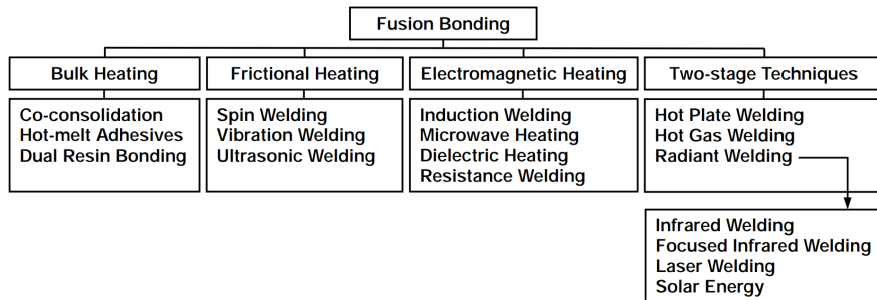


Abbildung 2.7: Stoffschlüssige Schmelzverbindungen [10, S. 845]

Fügen durch Co-Konsolidieren

Bei der Co-Konsolidierung wird ein Stoffschluss zwischen den Fügekomponenten durch die gemeinsame Konsolidierung gemäß des Polymer-Polymer Grenzflächenmodells erzeugt. Da kein zusätzliches Fügehilfsmittel nötig ist, wird das Gewicht durch die Verbindung nicht erhöht [10, S. 841]. Weitere Vorteile der Co-Konsolidierung ergeben sich durch die kurze Prozesszeit und durch die Möglichkeit, integrale Bauteile herzustellen [11, S. 147]. Abbildung 2.8 stellt die einzelnen Prozessschritte der Co-Konsolidierung dar. Zuerst werden die beiden Fügekomponenten erhitzt, sodass die Oberflächen aufschmelzen (Abbildung 2.8, obere Teilabbildung). In diesem Beispiel handelt es sich um ein Organoblech und eine Tape-Preform. Durch Schiebevorrichtungen werden die beiden Komponenten anschließend zum Co-Konsolidieren positioniert (Abbildung 2.8, untere Teilabbildung). Der anschließende Pressvorgang kann beispielsweise in einer Heißpresse erfolgen.

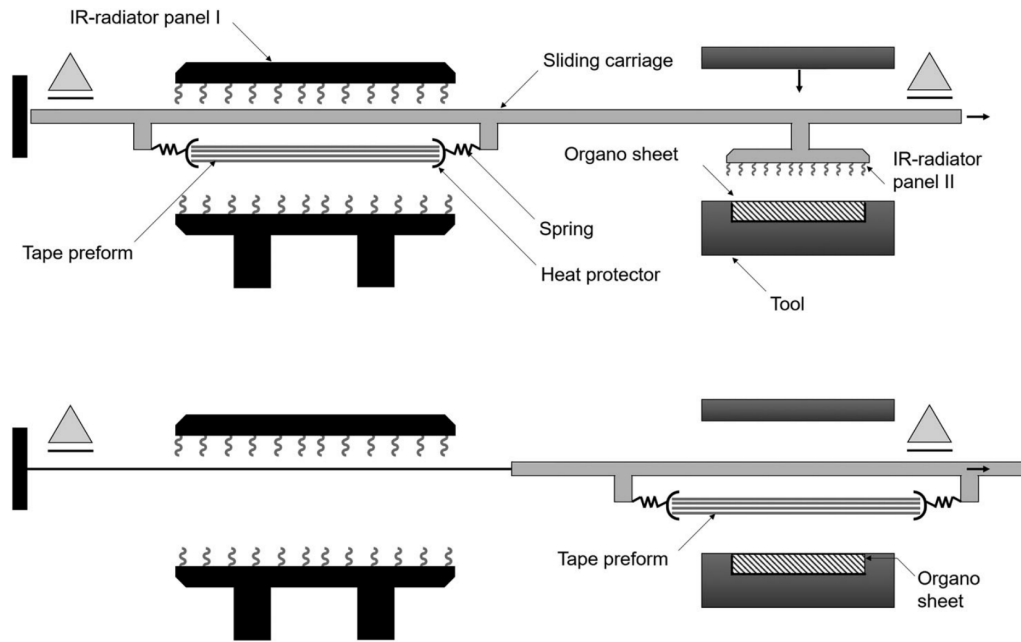


Abbildung 2.8: Fügen durch Co-Konsolidierung [11, S. 175]

Fügen durch Schweißverfahren

Beim Schweißen kann zwischen Reibschweißen, Thermalschweißen und elektromagnetischem Schweißen unterschieden werden. Die Verfahren unterscheiden sich primär durch die Art und Weise, wie Hitze zum Aufschmelzen der Polymergrenzflächen eingetragen wird. Reibschweißverfahren, z.B. Ultraschallschweißen, erzeugen die Hitze an der Fügefläche durch Reibung unter Druckapplikation. Thermalschweißverfahren dagegen nutzen die Hitze einer externen Wärmequelle. Durch die externe Wärmequelle werden die Oberflächen aufgeschmolzen und die Komponenten anschließend verpresst. Ein Beispiel für Thermalschweißen ist das Infrarotschweißen. Thermalschweißverfahren zeigen gegenüber Reibschweiß- und elektromagnetischen Schweißverfahren den Nachteil, dass die Bauteilgrößen limitiert sind. Da die Fügeflächen in einem Schritt aufgeheizt werden müssen, resultieren bei großen Bauteilen lange Prozesszeiten und hohe Konsolidierungsdrücke [12, S. 320]. Elektromagnetische Schweißverfahren, z.B. Induktionsschweißen oder elektrisches Widerstandsschweißen, nutzen zwischen den zu verschmelzenden Polymeroberflächen eingebrachte Schweißelemente. Die Schweißelemente werden durch Strom oder Magnetfelder erhitzt und schmelzen das umgebende Polymermaterial auf.

Induktionsschweißen

Beim Induktionsschweißen befindet sich ein ferromagnetischer Suszeptor in einem hochfrequenten, elektromagnetischen Wechselfeld im Bereich von 200–500 kHz. Das

Magnetfeld wird dabei durch eine Induktionsspule (*engl.*: Induction Coil) erzeugt und induziert einen Wirbelstrom im sich dadurch erhitzenden Suszeptor. Neben der Erhitzung auf Grund des Widerstandes gegen den Wirbelstrom im Suszeptor können Hytereseverluste bei magnetischen Materialien für eine zusätzliche Erwärmung sorgen [13, S. 1192]. Das Polymer wird durch das in sich befindlichen Suszeptor-Implantat erwärmt und erreicht die Schmelztemperatur. Gleichzeitig werden die Fügeflächen aufeinander gepresst und durch das anschließende Erstarren des thermoplastischen Matrixsystems eine Schweißnaht gebildet [12, S. 328]. Das Prinzip des Induktionsschweißens ist in Abbildung 2.9 dargestellt. Eine gleichmäßige Temperaturverteilung in der Fügefläche ist erfolgskritisch und hängt vom Design der Spule und des Suszeptor-Implantats ab. Zu hohe Temperaturen, Schweißzeiten und Drücke dagegen können das Ergebnis durch Zerstörung des Poylmers und durch Polymerausfluss aus der Schweißnaht verschlechtern. Zentrale Parameter der Schweißprozesses sind die elektromagnetische Frequenz, die Leistung, die Distanz zwischen Spule und Laminat und die Spulengeometrie [13, S. 1191]. Den stärksten Einfluss auf die Laminat-Erwärmung und damit die Erwärmung der Fügefläche hat die Verteilung der Magnetfeldintensität, welche selbst wiederum von der Leistung des Generators, der Spulengeometrie und der Distanz der Spule zum Laminat abhängig ist. Die benötigte Zeit zum Erhitzen ist von der Distanz sowie von der Generatorleistung abhängig. In [13] werden Versuche mit Kohlenstofffasern als Suszeptoren durchgeführt, da Kohlenstofffasern selbst elektrisch leitend sind. Voraussetzung für das Induktionsschweißen mit Kohlenstofffasern ist jedoch die Bildung von Leiterschleifen der Kohlenstofffasern zur Wirbelstromentstehung. Daher ist das Induktionsschweißen mit unidirektionalen Fasern nicht möglich [13, S. 1202].

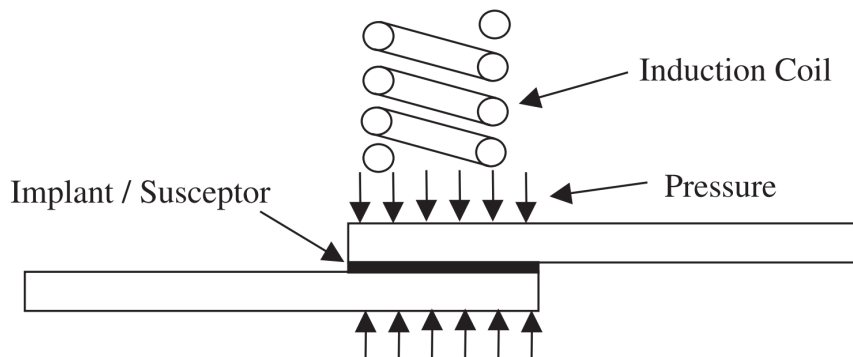


Abbildung 2.9: Prinzip des Induktionsschweißens [12, S. 328]

Elektrisches Widerstandsschweißen

Elektrisches Widerstandsschweißen wird beispielsweise in der Automotive-Industrie

zum Verschweißen von Stoßstangen [12, S. 335] oder bei der Herstellung der Tragflügelvorderkanten beim Airbus A380 [14, S. 5] angewandt. Hierbei wird der ohmsche Widerstand eines Schweißelements genutzt, welches sich zwischen den zu verschweißenden CFK-Laminaten befindet. Das Schweißelement verbleibt nach dem Schweißprozess in der Fügefläche und sollte daher mit dem Material der Fügekomponenten kompatibel sein. Der Schweißprozess wird dabei nicht beeinflusst, jedoch besteht z.B. bei Metall-Mesh die Gefahr der Korrosion [12, S. 334]. Das Prinzip des elektrischen Widerstandsschweißens wird in Abbildung 2.10 dargestellt. Ein elektrischer Strom wird durch das Schweißelement geführt, welches durch den eigenen ohmschen Widerstand erhitzt. Durch die entstehenden Temperaturen wird die Matrix um das Schweißelement aufgeschmolzen und Druck auf die Fügefläche aufgebracht. Kühlt die Fügefläche wieder ab, konsolidiert die Matrix und die Schweißnaht entsteht [12, S. 332]. Als Schweißelement können auch CFK-Streifen verwendet werden, da Kohlenstofffasern elektrisch leitend sind. Beim Fügen von kohlenstofffaserverstärkten Kunststofflaminaten ist eine Isolatorschicht (z.B. Thermoplastfolie oder dünnes Glasfaserlaminat) sinnvoll, um das Einkoppeln des Stroms in die Lamine zu verhindern.

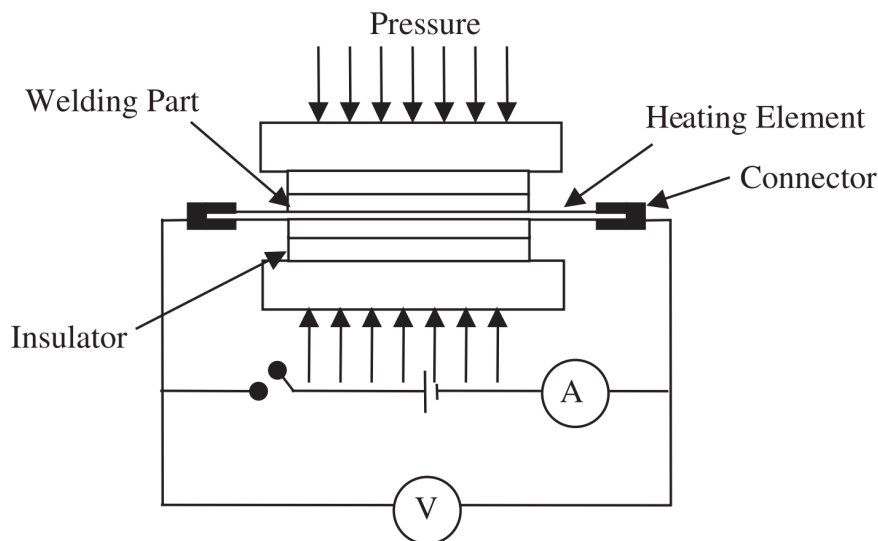


Abbildung 2.10: Prinzip des elektrischen Widerstandsschweißens [12, S. 333]

Die Wärmeenergieentstehung in der Fügezone kann durch das Stromwärmegesetz (Gleichung 1) ermittelt werden [15, S. 37]. Das Stromwärmegesetz bestimmt die in Form von Wärme verlorene gegangene Energie, wenn ein Strom der Stärke I für eine Zeit t durch ein Schweißelement verläuft. Übersteigt die Wärmeentstehungsrate die Verlustrate des Schweißaufbaus, so erwärmt sich das Matrixpolymer um das Schweißelement und beginnt zu schmelzen. Für das elektrische Widerstandsschwei-

ßen sind Spannung, Stromstärke, Schweißzeit und Konsolidierungsdruck und -Zeit entscheidende Prozessparameter [15, S. 40]. Aus diesen Parametern lassen sich die Leistung und die eingetragene Energie berechnen. Bei zu geringem Konsolidierungsdruck werden die Schweißnähte schwächer, da Luftporen an den Grenzflächen nicht entfernt werden und die elastische Deformation der Fasern beim Schweißprozess nicht verhindert werden kann [15, S. 44]. Für die Leistung muss ein Optimum ermittelt werden, da bei zu geringen Leistungen der Schweißprozess zu lange dauert und die Laminatproben durch den Wärmeeintrag erweichen. Ist die Leistung dagegen zu hoch, degradiert das Matrixpolymer an der Grenzfläche und die Fasern beginnen zu oxidieren [15, S. 41]. Um die Leistung anpassen zu können, sollte der Widerstand des Schweißelements vor dem Schweißprozess bestimmt werden.

$$Q_W = R \cdot I^2 \cdot t \quad [J] \quad (1)$$

Q_W = Wärmeenergie

R = ohmscher Widerstand des Schweißelements

I = Stromstärke

t = Zeit

Einfache Schweißnähte werden beim elektrischen Widerstandsschweißen also durch einstufige Prozesse dargestellt, für großflächige Verschweißungen sollte das Widerstandsschweißen dagegen sequentiell erfolgen. Abbildung 2.11 skizziert einen solchen sequentiellen Schweißvorgang beim elektrischen Widerstandsschweißen. Durch das sequentielle Verfahren können gleichmäßigere Schweißnähte erzeugt werden, was wiederum Anwendungspotentiale für die Luft- und Raumfahrt aufzeigt [16, S. 282]. Für die experimentelle Herstellung von TP FMHs mit einer Fügeflächenlänge von 20 cm wird in den eigenen Versuchen jedoch auf einen einstufigen Prozess zurückgegriffen.

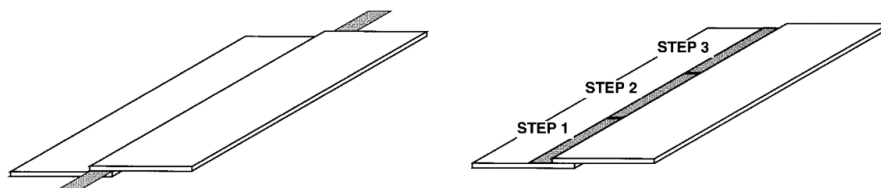


Abbildung 2.11: Einstufiges und sequentielles Widerstandsschweißen [16, S. 287]

Ultraschallschweißen

Das industrielle Ultraschallschweißen von unverstärkten Thermoplasten ist in der Elektro- und Verpackungsindustrie bereits weit verbreitet. Substantielle, industrielle Anwendungen des Ultraschallschweißens liegen bei TP FVKs trotz des Potentials zur Automatisierung durch kurze Prozesszyklen und hoher Energieeffizienz nicht vor. Als Gründe hierfür können die geringe bisherige Anwendung von TP FVKs sowie die Komplexität des Schweißprozesses (Prognose der Wärmeentstehung, Einflüsse der Parameter auf die Schweißnahtqualität, Upscaling auf industriellen Maßstab, geometrische Verhältnisse) genannt werden [17, S. 1]. Beim Ultraschallschweißen werden mechanische Schwingungen mit Frequenzen zwischen 20 und 40 kHz und geringen Amplituden zwischen 10 und 250µm mit einer definierten Schweißkraft über eine Sonotrode in die zu fügenden Komponenten eingeleitet. Je nach Richtung der Schwingungen wird zwischen Ultraschall-Plastik-Schweißen (Schwingungen senkrecht zur Fügefläche) und Ultraschall-Metall-Schweißen (Schwingungen parallel zur Fügefläche) unterschieden. Um TP FVKs zu verschweißen, werden die Schwingungen i.d.R. senkrecht zur Fügefläche eingeleitet. Beim Schweißprozess wird zunächst ein Kontakt mit einer bestimmten Kraft zwischen der Sonotrode und dem oberen Fügekomponenten hergestellt. In der anschließenden Vibrationsphase werden die Schwingungen bei definierter Amplitude und Frequenz eingeleitet, sodass Wärme entsteht. Die Wärmeentstehung ist dabei zwei unterschiedlichen Mechanismen zuzuordnen. Von Raumtemperatur bis zur Glasübergangstemperatur entsteht die Wärme primär durch die Oberflächenreibung. Oberhalb der Glasübergangstemperatur sorgt die Viskoelastizität des Kunststoffes unter Einwirkung der Schwingung für die Wärmeentstehung. Die Wärmeentstehungsrate durch die Viskoelastizität kann durch Gleichung 2 beschrieben werden [17, S. 2]. Nach der Schmelzbildung in der Grenzfläche kühlen die Komponenten in der Konsolidierungsphase unter einem Konsolidierungsdruck ab. Die Konsolidierung erfolgt ebenfalls gemäß des Polymer-Polymer Grenzflächenmodells.

$$\dot{Q}_V = \frac{\omega \cdot E'' \cdot \epsilon^2}{2} \quad \left[\frac{J}{s} \right] \quad (2)$$

\dot{Q}_V = Wärmeentstehungsrate durch Viskoelastizität

ω = Frequenz der Schwingung

E'' = Verlustmodul des Polymers

ϵ = zyklische Dehnung

Für die Fokussierung der Wärmeentstehung werden Energierichtungsgeber eingesetzt. Energierichtungsgeber sind reine Polymerstrukturen, die zwischen den Komponenten platziert werden. Die Wärmeentstehung wird fokussiert, indem Energierichtungsgeber relative Bewegungen zwischen mindestens einem Komponenten und dem Energierichtungsgeber selbst zulassen und somit Oberflächenreibung entsteht. Zudem ist die Steifigkeit des Energierichtungsgebers geringer als die der Komponenten. Da die viskoelastische Wärmeentstehung gem. Gleichung 2 quadratisch von der zyklischen Dehnung des Materials abhängig ist, ist die Wärmeentstehung bei einer geringeren Steifigkeit und somit einer höheren Dehnung höher. Sobald der Energierichtungsgeber aufgeschmolzen ist, wird die Grenzfläche durch die Schmelze des Energierichtungsgebers benetzt [18, S. 2608]. Die Schweißnaht entsteht dann durch Interdiffusionsprozesse der Makromolekülketten. Energierichtungsgeber können somit die Schweißnahtbildung gezielt steuern, den Energieverbrauch des Prozesses reduzieren und das Risiko der Überhitzung der thermoplastischen Matrix verringern.

Zentrale Parameter beim Ultraschallschweißen sind die Schweißkraft, Schweißamplitude, Schweißdauer und die Frequenz. Die Frequenz ist aber i.d.R. von der Schweißanlage abhängig und nicht variabel. Bei der Wärmeentstehung durch die Oberflächenreibung sind die Schweißkraft und die Schweißamplitude von großer Bedeutung, da die Wärmeentstehung in diesem Fall von der Normalspannung abhängig ist. Die Normalspannung setzt sich gem. Gleichung 3 und Gleichung 4 aus einem statischen und einem dynamischen Teil zusammen [17, S. 4]. Die dynamische Normalspannung entsteht durch die Vibration und ist gem. Gleichung 4 von der Amplitude der Vibration abhängig. In einem idealen Prozess, indem zwischen der Sonotrode und dem oberen Fügekomponenten zu jedem Zeitpunkt Kontakt besteht, ist die Amplitude bei der Wärmeentstehung von größerer Bedeutung als die Schweißkraft. Bei realen Prozessen mit Kontaktverlusten während der Vibrationsphase kann dagegen ein „hammering-Effekt“ beobachtet werden [17, S. 4]. Der Effekt hängt von den Materialeigenschaften der Fügekomponenten sowie von der Schweißkraft ab und bewirkt, dass die tatsächliche Schwingungsamplitude der Fügepartner geringer ist als die Sonotrodenamplitude. Umso stärker die Schweißkraft reduziert wird, desto stärker ist der Effekt bemerkbar. Daher führt eine alleinige Erhöhung der Amplitude nicht zwingend zu einer schnelleren Wärmeentstehung. Eine Erhöhung der Schweißkraft muss

ebenfalls in Betracht gezogen werden.

$$\sigma_{ges} = \sigma_{stat} + \sigma_{dyn} \quad (3)$$

σ_{ges} = gesamte Normalspannung auf die Schweißfläche

σ_{stat} = statische Normalspannung

σ_{dyn} = dynamische Normalspannung

$$\sigma_{stat} = \frac{F_s}{A_s} \text{ sowie } \sigma_{dyn} > \frac{A \cdot E'}{d} \quad (4)$$

F_s = Schweißkraft

A_s = Schweißfläche der Sonotrode

A = Schweißamplitude

E' = Speichermodul des Polymers

d = Gesamtdicke der Fügepartner

Als dritter Parameter bestimmt die Schweißzeit den Energieeintrag während des Schweißprozesses. Wird während der Schweißung eine Leistungskurve aufgezeichnet, beträgt die in die Schweißung eingetragene Energie den Wert des Integrals der Leistungskurve über die Zeit. Übersteigt die eingetragene Energie ein Optimum, so entstehen Verbrennungen und die Molekülketten richten sich im Polymerstrom der verflüssigten Matrix aus. Das Überschreiten des Optimums führt demnach zu schwächeren Verbindungen [12, S. 317]. Dementsprechend kann der Prozess entweder zeitgesteuert, energiegesteuert oder verdrängungsgesteuert (*engl.*: displacement-controlled) verlaufen. Bei zeitgesteuertem Ultraschallschweißen wird vor der Schweißung eine feste Zeit der Vibrationsphase eingestellt, bei energiegesteuertem Schweißen wird ein Energiewert festgelegt und die Schweißzeit an die Leistung angepasst. Verdrängungsgesteuertes Schweißen verläuft solange, bis die initiale Distanz zwischen den beiden Fügepartnern verdrängt wird. Die initiale Distanz kann z.B. auf die Höhe des Energierichtungsgebers festgelegt werden. Die Leistung wird beim zeit- und verdrängungsgesteuerten Schweißprozess automatisch so angepasst, dass die eingestellte Amplitude erhalten bleibt. Es ergeben sich somit charakteristische Leistungskurven

mit unterschiedlichen Phasen. Eine Leistungskurve ist beispielhaft in Abbildung 2.12 dargestellt. In Phase 1 kann ein steiler Anstieg der erforderlichen Leistung verzeichnet werden, da die Amplitude bis zum Zielwert ansteigt und die Sonotrode die Vibration aufnehmen muss. Bis zur ersten Leistungsspitze erfolgt nach [19, S. 72] das lokale Erhitzen und Aufschmelzen des Energierichtungsgebers an einigen Punkten der Fügefläche. Die Leistung fällt daraufhin in der zweiten Phase ab, weil der Energierichtungsgeber zunehmend aufgeschmolzen wird und die Polymerschmelze einen geringeren Widerstand gegen die Vibrationen aufweist. Phase 3 zeigt dagegen einen erneuten Anstieg der aufzuwendenden Leistung bis zu einer zweiten Leistungsspitze. Der Anstieg der einzubringenden Leistung ist auf das Aufeinandertreffen mehrerer Schmelzfronten des Energierichtungsgebers zurückzuführen. Die lokal aufgeschmolzenen Punkte des Energierichtungsgebers treffen aufeinander und erhöhen die mechanische Impedanz [19, S. 78]. Gleichzeitig lässt sich ein Absinken der Sonotrode durch die Displacement-Kurve feststellen. Durch die Vibrationen wird der Energierichtungsgeber aus der Schweißnaht gedrückt, wodurch sich die Schweißnahtdicke allmählich verringert. In Phase 4 kann ein Leistungsplateau festgestellt werden. Die Schweißnahtdicke wird durch das Ausquetschen des geschmolzenen Energierichtungsgebers weiterhin reduziert, was durch das viskoelastische Verhalten einen enormen Leistungsverbrauch verursacht. Gleichzeitig schmilzt das FVK-Substrat lokal auf, da die Wärme von der Grenzfläche zu den Substraten transportiert wird. Analog zu Phase 2 bedeutet das Aufschmelzen des FVK-Substrates einen Rückgang der aufzuwendenden Leistung. Das Leistungsplateau entsteht folglich daraus, dass die aufzubringende Leistungen für den Quetschfluss durch den Rückgang der aufzubringenden Leistung durch das lokale Aufschmelzen des FVK-Substrates kompensiert wird. Ist der Energierichtungsgeber nicht mehr in der Schweißnaht vorhanden, so dominiert der Schmelzprozess des Substrates die Leistung und dessen Rückgang in Phase 5.

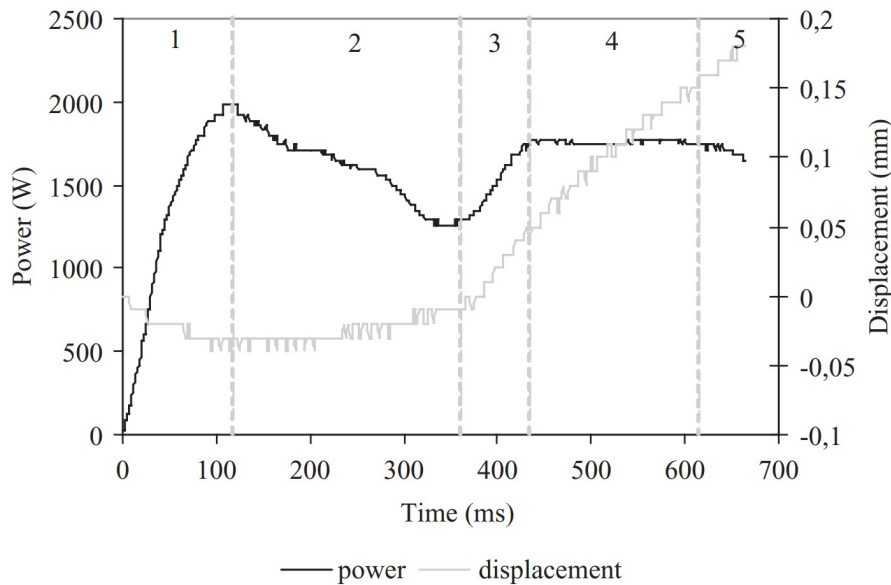


Abbildung 2.12: Charakteristische Leistungskurve beim Ultraschallschweißen [19, S. 69]

In Abbildung 2.13 wird das Schema einer Ultraschallschweißanlage skizziert. Die Ultraschallschweißanlage besteht zunächst aus einer Energieversorgungseinheit und einem piezoelektrischen oder magnetostriktiven Konverter. Im Konverter wird der elektrische Strom mit hoher Frequenz durch den piezoelektrischen bzw. magnetostriktiven Effekt in Schwingungen umgewandelt. Das dafür benötigte piezoelektrische bzw. magnetostriktive Material liegt hierbei zwischen zwei die Schwingungen weiterleitenden Metallplatten vor. Die Amplitude der Schwingung ist zu Beginn noch sehr klein, daher wird dem Konverter ein Booster nachgeschaltet, welcher die Schwingung verstärkt. Die verstärkte Schwingung erreicht nach dem Booster die Sonotrode (*engl.*: Horn), wodurch die Schwingung auf das Substrat aufgebracht wird. Die sich im Ultraschallschweißprozess oben und unten befindlichen Komponenten können als oberes und unteres Substrat bezeichnet werden.

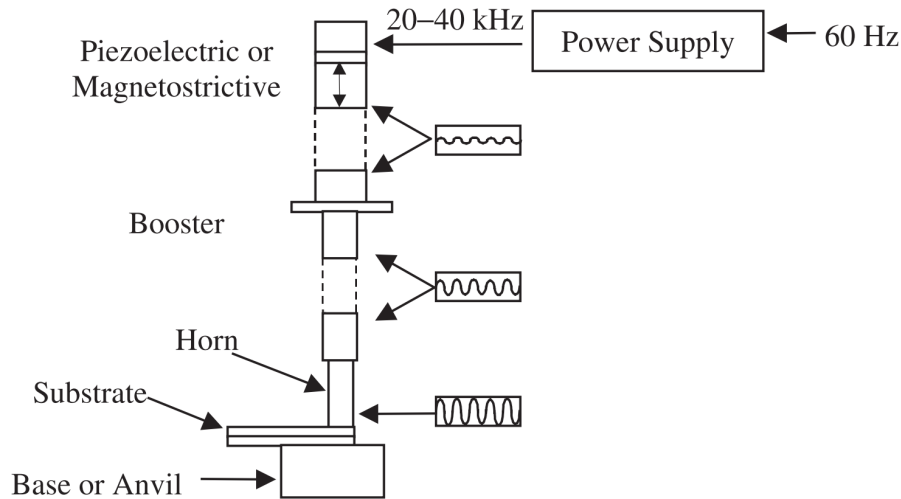


Abbildung 2.13: Schema beim Ultraschallschweißen [12, S. 316]

Um mittels Ultraschallschweißen größere Verbindungsflächen herzustellen, muss entweder sequentielles Ultraschallschweißen (Multi-Spot-Schweißen) oder kontinuierliches Ultraschallschweißen erfolgen. Beim sequentiellen Ultraschallschweißen werden mehrere Schweißpunkte mit definiertem Abstand hintereinander oder nebeneinander gesetzt. Das kontinuierliche Ultraschallschweißen basiert auf der Schweißung mit konstanter Bewegung der Sonotrode entlang einer festgelegten Schweißnaht. Somit kann das sequentielle Multi-Spot-Ultraschallschweißen theoretisch durch Minimierung des Abstandes an das kontinuierliche Ultraschallschweißen angenähert werden.

2.2 Faserverbundkunststoff-Metall-Hybride

Wie bereits in Kapitel 1 angedeutet wird, ist eine Entwicklung der Materialsubstitution von Metallen durch FVKs erkennbar. Auf Metall kann aber nicht mehr verzichtet werden, sobald eine erhöhte Dehnfähigkeit vorausgesetzt wird oder tribologischer Stress auf das Bauteil oder die Baugruppe wirkt [20, S. 109]. Die optimale Lösung ist daher oftmals ein Multi-Material-Design in Form von hybriden Strukturen aus Metall und FVKs. Im Folgenden werden zunächst Anwendungsbereiche für TP FMHs vorgestellt und anschließend deren Bindungsmechanismen sowie mögliche Vorbehandlungsmethoden zur Optimierung der Anbindung erläutert. Daraufhin werden zerstörungsfreie und zerstörende Prüfverfahren dargestellt, die auf Single-Lap-Shear-Proben (SLSPs) angewendet werden können und mögliche Bruchbilder und deren Interpretationen aufgeführt. Um Handlungsvorschläge auf die experimentelle Herstellung von TP FMHs in Kapitel 3 ableiten zu können, wird anschließend

der aktuelle Stand der Technik zur Herstellung von TP FMHs anhand geeigneter Literatur erfasst und sich möglicherweise ergebende Problematiken sowie Strategien zu deren Lösung aufgezeigt.

2.2.1 Bisherige Anwendungsbereiche

Allgemein werden TP FMHs bisher bei einfachen, flächigen Bauteilen eingesetzt [21, S. 7]. Da sie speziellen Herstellungsprozessen zu Grunde liegen, reichen die vorhandenen Prozesse noch nicht für die Großserienproduktion aus. Entwicklungen zeigen die Forschung und Anwendung von TP FMHs in den Bereichen der Verbindungstechnik sowie struktureller Verstärkungen [21, S. 6][22]. Im Folgenden wird näher auf die bisherige Anwendung von Faserverbund-Metall-Hybriden in unterschiedlichen Branchen eingegangen.

In der Luft- und Raumfahrt zeigen TP FMHs großes Potential. Sie werden bereits in der Verbindungstechnik der Ariane-Booster [21, S. 4] eingesetzt, Untersuchungen an Verbindungselementen in Hydraulik-Systemen wie beispielsweise FVK-Rohre mit Titan-Fittings werden durchgeführt [23, S. 2]. Weitere Einsatzbereiche von Hybridstrukturen aus Metall und FVKs finden sich in Form von Schichtverbunden. Glass-Laminate-Aluminium-Reinforced-Epoxy (GLARE) als Glasfaser-Aluminium-Schichtverbund wird bereits großflächig im oberen Rumpfbereich des Airbus 380 eingesetzt [21, S. 5]. Hybrid-Titanium-Composite-Laminat (HTCL) ist ebenfalls ein Schichtverbund, welcher auf einer Metall-FVK-Kombination beruht. HTCL wird von der NASA und Boing untersucht, da durch den Schichtverbund mit Titan hohe Temperaturanforderungen beim Überschallflug bei hoher gewichtsspezifischer Steifigkeit und Festigkeit erfüllt werden können [21, S. 7].

Im Automobilbau werden dagegen überwiegend Kunststoff-Metall-Hybridbauteile ohne Faserverstärkung eingesetzt [24]. Der Einsatz von kohlenstofffaserverstärkten Kunststoffen beschränkt sich im Wesentlichen auf die Verarbeitung von Prepregs, auf Resin-Transfer-Moulding (RTM) bei dümmen Bauteilen und das Thermoformen von Organoblechen [21, S. 5]. Mit dem BMW i3 setzt BMW beispielsweise ein Modell in Großserienproduktion um, bei dem die Fahrgastzelle aus Kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff (CFK) und das Fahrgestell aus Aluminium gefertigt wird [25]. Die Leichtbauweise gewinnt im Zuge der Elektrifizierung an Bedeutung, Ansätze der Fertigung von Strukturhybridbauteilen für Unterböden von Elektrofahrzeu-

gen aus Metall und FVKs werden untersucht [26]. Vereinzelt Forschungsprojekte zeigen ebenfalls die Kombination von Metallen und FVKs in Hybridstrukturen für Fahrwerkslenker [27], hybride Verstärkungsstrukturen und crashrelevante Elemente [28][29] sowie Sitzstrukturen [30]. Im Zusammenhang mit weiteren Forschungsprojekten wird beispielsweise beim Fiat Panda City Car ein Dachversteifungselement aus thermoplastischem CFK an Stahl gefügt und eine Fertigungszelle für eine automatisierte Fertigung entworfen [29].

Sonstige Anwendungen von Metall-FVK-Kombinationen finden sich bei Sandwichwerkstoffen in Deckschichten im Schiffsbau und LKW-Bau [21, S. 4]. Zudem können intrinsische Hybride als flächige Strukturmaterialien eingesetzt werden. Carbon-Fiber-Reinforced-Aluminium-Laminate (CARALL) ist ebenfalls ein Mehrschichtverbund bestehend aus Aluminium und CFK. Es konnte sich aber auf Grund fertigungsbedingter Eigenspannungen nicht durchsetzen. Analog gibt es CFK-Stahl-Laminate, welche durch integrierte Stahlfolien hohe Druckfestigkeiten und Steifigkeiten aushalten [21, S. 7].

2.2.2 Bindungsmechanismen und Vorbehandlungsmethoden

Um die Fügeprozesse der TP FVKs auf die Fügung von Metall und einer thermoplastischen FVK-Komponente übertragen zu können, müssen zunächst die wichtigsten Bindungsmechanismen zwischen einer thermoplastischen Schmelze und einer Metalloberfläche erläutert werden. Anschließend werden Möglichkeiten zur Oberflächenvorbehandlung aufgezeigt, welche die Bindungsmechanismen unterstützen und somit die Festigkeit des TP FMH steigern können.

Bindungsmechanismen zwischen Metall und TP FVK

Die drei Bindungsmechanismen zwischen Metall und TP FVK werden in Abbildung 2.14 dargestellt. Die Bindung zwischen TP FVKs und Metallen beruht auf formschlüssiger, mechanischer Verriegelung (*engl.*: mechanical interlocking), physikalischen Wechselwirkungen und chemischen Bindungen. Bei mechanischer Verriegelung (Abbildung 2.14, links) fließt die Schmelze der thermoplastischen FVK-Matrix bei möglichst geringer Viskosität in die Porositäten der Metalloberfläche und erstarrt darin. Nach dem Erstarren ist das Polymer mit den Oberflächenporositäten des Metalls mechanisch verriegelt. Die Stärke der Bindung ist demnach von der Energie charakterisiert, die nötig ist, um die mechanisch verriegelten Polymervorsprünge zu

deformieren oder zu brechen. Die Topografie der Metalloberfläche ist neben der Matrixviskosität ein weiterer Faktor. Ein raues und steiles Oberflächenprofil verbessert den Bindungsmechanismus. Eine glatte und plane Oberfläche dagegen minimiert die Verriegelung, die Anbindung wird dadurch schwächer. Zudem sollte das Polymer die Oberflächenporosität vollständig ausfüllen. Das vollständige Eindringen der Polymerschmelze ist hierbei durch die Tiefe der Porositäten und die Viskosität der Matrixschmelze begrenzt. Lufteinschlüsse mindern wiederum die Festigkeit der Bindung. Physikalische Anziehungskräfte (Abbildung 2.14, mittig) in Form von Sekundärbindungen wie Van-der-Waals-Wechselwirkungen oder Wasserstoffbrückenbindungen zwischen Metallatomen und thermoplastischen Molekülketten tragen ebenfalls zur Bindungsfestigkeit bei [31, S. 99]. Die Sekundärbindungen können durch die Adhäsionsarbeit W_A (Gleichung 5) beschrieben werden.

$$W_A = \gamma \cdot (1 + \cos(\theta)) \quad \left[\frac{J}{m^2} \right] \quad (5)$$

W_A = Adhäsionsarbeit

γ = Oberflächenspannung des Polymertropfens

θ = Kontaktwinkel zwischen Tropfen und Oberfläche

Die Adhäsionsarbeit stellt die aufzubringende Energie zur Trennung zweier sich angrenzenden Phasen dar, in diesem Fall einem flüssigen Tropfen der Polymerschmelze und der festen Metalloberfläche [31, S. 99]. Typische Größenordnungen für Grenzflächenbruchenergien bei Sekundärbindungen sind im Bereich $\frac{mJ}{m^2}$ und dadurch deutlich geringer als bei mechanischer Verriegelung. Diese befindet sich in einer Größenordnung von $\frac{J}{m^2}$ bis $\frac{kJ}{m^2}$ [31, S. 99]. Chemische Bindungen (Abbildung 2.14, rechts) in Form von kovalenten Bindungen zwischen Metallen und Thermoplasten können deutlich stärker als physikalische Anziehungen ausfallen, sind aber stark von den Bindungspartnern abhängig [31, S. 99]. Sie können beispielsweise zwischen Titan und Carbonyl-Gruppen der thermoplastischen Matrix auftreten. Sowohl die chemischen Bindungen als auch die physikalischen Wechselwirkungen sind der mechanische Verriegelung in ihrer Bindungsstärke unterzuordnen, jedoch können chemische und physikalische Effekte positiv mit der mechanischen Verriegelung korrelieren [31, S. 100].

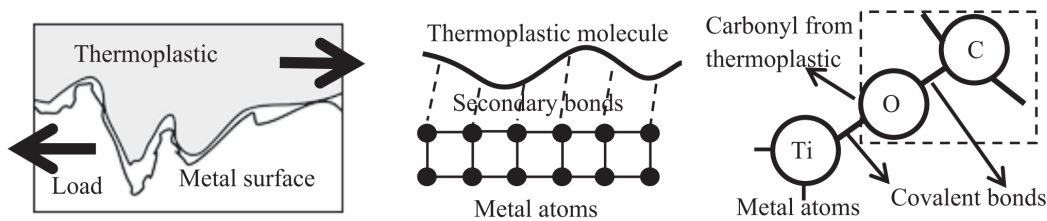


Abbildung 2.14: Bindungsmechanismen bei einem TP FMH [31, S. 99]

Eine Vorbehandlung der Grenzflächen kann einen oder mehrere der Bindungsmechanismen verstärken. Die meisten Vorbehandlungsmethoden werden auf die Metalloberfläche angewandt, da die Topografie für das Eindringen der Polymerschmelze wichtig ist und die Oberflächenmodifikation von Metallen weniger komplex ist. Zudem wird die FVK-Oberfläche ohnehin aufgeschmolzen, diese vorher zu modifizieren ist also nicht zweckmäßig.

Vorbehandlung des Laminats

Bei hohen Temperaturen kann die im Laminat eingeschlossene Feuchtigkeit als Dampf in die Grenzfläche zwischen Metall und FVK diffundieren und somit die Bindung durch Gas- bzw. Feuchtigkeitseinschlüsse schwächen. Dementsprechend wird ein Trocknungsprozess des Laminats in Umluftöfen empfohlen, die Lagerung nach dem Trocknen sollte ebenfalls in einer Umgebung mit kontrollierten Feuchtigkeits- und Temperaturbedingungen erfolgen [32, S. 379]. Ebenfalls sollten die Grenzflächen des Metalls und des Laminats gereinigt werden, dies kann beispielsweise durch alkalische Reinigungsmittel oder durch Dampffettung erfolgen [32, S. 381].

Vorbehandlungsmethoden der Metalloberfläche

Bei Oberflächenvorbehandlungsmethoden kann im Wesentlichen zwischen mechanischen, chemischen und physikalischen Methoden unterschieden werden. Mechanische Vorbehandlungsmethoden erhöhen die Rauigkeit der Oberfläche stark und zielen auf eine Erhöhung der Anbindungsfläche ab. Zu den mechanischen Vorbehandlungsmethoden zählen z.B. die Laserstrukturierung oder das Sandstrahlen [18, S. 2609]. Chemische Vorbehandlungsmethoden schaffen eine Oberfläche mit einer porösen Oxidschicht, in die die Polymerschmelze eindringen kann [32, S. 381]. Ätzen, Beizen, Konversionsbeschichten oder Eloxieren können zu den chemischen Vorbehandlungsmethoden gezählt werden. Zu den physikalischen Vorbehandlungsmethoden gehören dagegen beispielsweise die Plasmabehandlung zur Reinigung der Oberfläche und zur

verbesserten Benetzbarkeit [18, S. 2615]. In Abbildung 2.15 werden Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen unterschiedlicher Vorbehandlungsmethoden bei einer Aluminiumoberfläche gezeigt und mit einer unbehandelten Aluminiumoberfläche (UT, *engl.*: untreated) verglichen. Als mechanische Vorbehandlungsmethoden werden sandgestrahlte (SB, *engl.*: sandblasting) und mit zwei unterschiedlichen Lasermodi gelaserte Oberflächen (LAS, *engl.*: laser) dargestellt. Darunter wird eine Oberfläche mit physikalischer Plasmavorbehandlung (P, *engl.*: plasma) sowie chemisch vorbehandelte Oberflächen durch Beizen (AP, *engl.*: acid pickling), Ätzen (AA, *engl.*: alkaline-acid etching) und Konversionsbeschichtung (CC, *engl.*: conversion coating) aufgeführt. Während die unvorbehandelte Oberfläche lediglich Verunreinigungen aufweist (*engl.*: impurities), zeigt die sandgestrahlte Oberfläche eine wesentlich rauere und unregelmäßige Oberfläche mit wenig Verunreinigungen. Durch das Sandstrahlen wird ebenfalls die Oberflächenspannung erhöht, was zu stärkeren physikalischen Anziehungen führt [31, S. 99]. Die Laservorbehandlung erzeugt eine Rillenstruktur durch Aufschmelzen des Metalls. Die Laserstrukturierung erhöht die Rauigkeit der Oberfläche und erzeugt für den Formschluss der mechanischen Verriegelung eine optimale Struktur zum Eindringen der Polymerschmelze. Während die Plasmavorbehandlung und das Beizen eine saubere Oberfläche mit gleicher Textur verglichen mit einer unbehandelten Oberfläche ausweisen, erzeugt die Ätzung kleine Gruben. Die Konversionsschicht weist kleine, fein verteilte Partikel auf der Oberfläche auf.

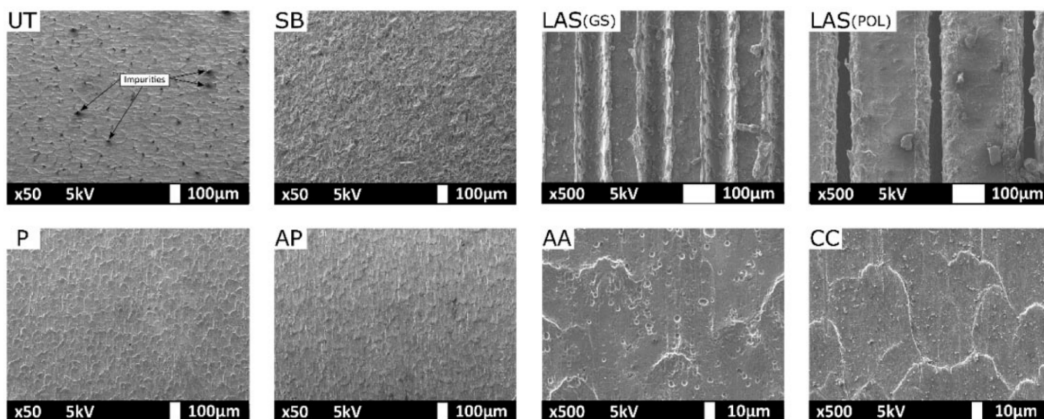


Abbildung 2.15: Aufnahmen oberflächenvorbehandelter Aluminiumflächen durch ein REM [18, S. 2164]

Eine weitere Möglichkeit zur Vorbereitung des Fügeprozesses ist die in einem vorge-schalteten Prozess abgebildete Auftragung von Matrix auf das Metallsubstrat, z.B. durch additive Fertigung. Durch die Entkopplung des Fügeprozesses vom eigentli-

chen Anbindungsprozess ergeben sich prozesstechnische Vorteile. So kann die Matrix über additive Fertigungsverfahren vor dem Fügeprozess auf die Metalloberfläche aufgebracht werden und bei ausreichend niedriger Viskosität in die Metalloberfläche eindringen. Der anschließende Fügeprozess des TP FVK an die Metalloberfläche wird folglich nicht mehr durch eine Anbindung von thermoplastischer Schmelze an die Metalloberfläche, sondern durch die Anbindung einer thermoplastischen Polymerschicht auf der Metalloberfläche an die thermoplastische Matrix des FVK charakterisiert [33]. Die additive Fertigung gewinnt daher nicht nur auf Grund ihrer allgemeinen Vorteile wie der höheren Materialeffizienz oder der einfachen Fertigung von komplexen Strukturen an Bedeutung. Eine automatisierte Vorbereitung von Fügeprozessen kann wie bei der Herstellung von TP FMHs verwirklicht werden. Eine automatisierte Auftragung von Polymer auf ein Metallsubstrat wird beispielsweise in der AddJoining-Technologie verwirklicht. Es handelt sich hierbei um einen Ansatz zur additiven Herstellung von Metall-Polymer-Composite-Hybriden, welcher Fügeprozesse mit dem Konzept der automatisierten Fertigung verbindet [33, S. 211]. Fused-Deposition-Modeling (FDM) ist beispielsweise eine extrusive Verfahrensvariante der additiven Fertigung und nutzt Polymerfilamente als Ausgangsmaterial. Die Filamente werden aufgeschmolzen und durch eine Düse extrudiert [34, S. 4]. Gängige Filamentpolymere sind z.B. Acrylnitril-Butadien-Styrol-Copolymer (ABS) oder Polyamid (PA) [35, S. 370]. Untersuchungen an FDM mit Hochleistungskunststoffen wie Polyetheretherketon (PEEK) werden ebenfalls durchgeführt [36]. Im Verlauf der Ultraschall-Schweißversuche der vorliegenden Bachelorarbeit wird der Anbindungsprozess ebenfalls vom Schweißprozess entkoppelt. Hierbei wird jedoch auf ein Vakuum-Ofenprozess zurückgegriffen, der genauer in Kapitel 3.1.4 beschrieben wird.

2.2.3 Prüfverfahren und Versagensmechanismen

Im Folgenden werden unterschiedliche zerstörungsfreie und zerstörende Prüfverfahren erläutert, die bei der Prüfung von TP FMHs durchgeführt werden können. Grundsätzlich dient die Werkstoffprüfung der Qualitätssicherung, Schadensuntersuchung oder der Ermittlung bestimmter Kennwerte. Im Bereich der zerstörenden Prüfung können aus dem Bruchverhalten Versagensmechanismen abgeleitet werden, welche wiederum Aussagen bezüglich der Festigkeit der SLSP erlaubt. Die Interpretationsmöglichkeiten der unterschiedlichen Versagensmechanismen werden ebenfalls dargestellt. Da die Belastung über die Grenzfläche zwischen Metall und FVK übertragen wird, werden unterschiedliche Verbindungsdesigns und deren Einfluss auf die Span-

nungsverteilung in der SLSP erläutert.

Zerstörende und zerstörungsfreie Prüfverfahren

Bei Grenzflächenuntersuchungen gibt es einige zerstörungsfreie und zerstörende Prüfverfahren [7, S. 389]. Somit eignen sich der Zugscherversuch, der Biegeversuch, der Schälversuch sowie der Double-Cantilever-Beam-Test (DCBT) als zerstörende Prüfverfahren für die Feststellung der Festigkeit der Verbindung. Die Mikroskopie dient der Untersuchung von Bruchflächen und Probenquerschnittsflächen und wird ebenfalls zu den zerstörenden Prüfverfahren gezählt. Zerstörungsfreie Prüfmethoden wie die Ultraschallprüfung oder die Thermografie eignen sich dagegen zur Fehlersuche und haben den Vorteil, dass das Bauteil durch die Prüfung nicht zerstört wird. Die zerstörungsfreie Prüfung ist somit eine Möglichkeit zur Qualitätskontrolle in laufenden Produktionsprozessen. In [37] wird die zerstörungsfreie Prüfung von FVK-Metallhybriden mittels Thermografie und Ultraschallprüfung durchgeführt und die Ergebnisse mittels Computertomografie validiert.

Zerstörende Prüfverfahren

Der Zugscherversuch als zerstörendes Prüfverfahren eignet sich besonders durch seinen einfachen Aufbau für die Prüfung von SLSPs. Bei der Bewertung der Ergebnisse des Zugscherversuchs ist zu beachten, dass es sich nicht um reines Scherversagen der Probe handelt. Der ermittelte Festigkeitswert ist ein komplexer Wert, der sich durch die auftretenden Zug- und Schälbeanspruchungen bildet. Die Spannungsverteilung einer einfachen SLSP wird in Abbildung 2.16 dargestellt.

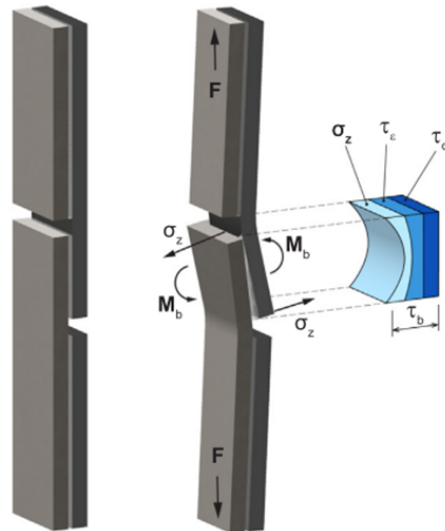


Abbildung 2.16: Spannungsverteilung in einer SLSP beim Zugscherversuch [38, S. 2]

Die beim Zugscherversuch angreifenden Kräfte sind exzentrisch, daher wird ein Biegemoment M_b und dadurch eine Normalspannung senkrecht zur Fügefläche σ_z hervorgerufen. Durch die Verschiebung der Fügekomponenten wird eine Scherspannung τ_d parallel zur Fügefläche erzeugt. Eine zusätzliche Scherspannung τ_ϵ entsteht durch die Kombination der Scher- und Zugspannung. Die sich überlappenden Enden der Fügekomponenten werden durch die Normalspannung σ_z stärker beansprucht als der Mittelbereich des Überlapps. Die Spannungsspitzen treten daher an den Rändern des Überlapps auf und nehmen mit der Länge der SLSP ab [7, S. 391]. Die einzelnen Spannungen werden in der resultierenden Spannung τ_b erfasst. Die Spannungsüberlagerung ist somit die Ursache dafür, dass kein reiner Festigkeitswert ermittelt werden kann. Der gemessene Wert ist sowohl von den Verbindungseigenschaften, als auch von den Materialeigenschaften und Geometrien der Fügekomponenten abhängig. Die in der Norm ASTM D1002 festgelegte Definition der Zugscherfestigkeit setzt sich aus den gleichzeitig auftretenden Spannungen zusammen [39, S. 154] und kann durch Gleichung 6 ermittelt werden.

$$\sigma = \frac{F}{l \cdot b} \quad \left[\frac{N}{mm^2} = MPa \right] \quad (6)$$

σ = Scherspannung

F = Maximalkraft beim Versagen

l = Länge der Fügefläche

b = Breite der Fügefläche

In SLSPs wird die Belastung auf einen Komponenten über die Grenzfläche auf den anderen Komponenten übertragen. Die Lastübertragung ist dabei von der Verbindungs-konstruktion, der Eigenschaften des Matrixpolymers und der entstanden Grenzfläche abhängig. Nach [40] lassen sich die Verbindungsdesigns unterschiedlich gestalten. In Abbildung 2.17 werden drei unterschiedliche Beispiele einer SLSP-Variation und deren zugehörige Spannungsverteilung dargestellt. Bei einer einseitig-abgeschrägten Verbindung (Abbildung 2.17, oben) wird die Steifigkeit der Verbindung durch die Geometrie und damit die Spannungsspitze am linken Rand reduziert. Die Stufenverbindung (Abbildung 2.17, Mitte) besteht dagegen aus immer wieder neu auftretenden Unterbrechungen der Grenzfläche. Die Spannungsspitzen bestehen somit über die gesamte Länge der Grenzfläche, in jeder Stufe entstehen die gleichen Spannungsphänomene einer einfachen SLSP. Die durchschnittliche Spannung τ_{AVG} bei der Stufenverbindung ist aber geringer als bei der einfachen Überlappverbindung mit einfach-abgeschrägter Komponente. Werden die Abstufungen bei einer Stufenverbindung kleiner und häufiger, so lässt sich eine geschäftete Verbindung annähern (Abbildung 2.17, unten). Die auftretenden Spannungen werden mit der Erhöhung der Stufenzahl geringer, da sie sich auf mehrere Spannungsspitzen verteilen. Bei theoretisch unendlich vielen Stufen verteilt sich die Spannung homogen, die Spannung τ_{AVG} der geschäftete Probe ist über die gesamte Grenzfläche vorhanden.

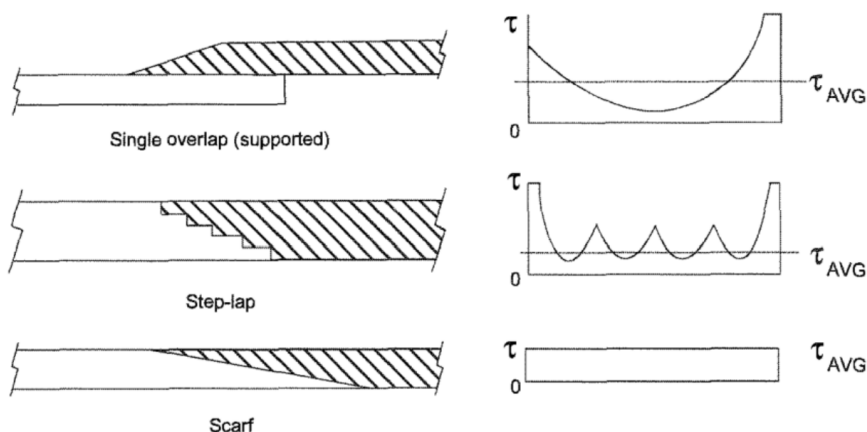


Abbildung 2.17: Unterschiedliche Verbindungskonstruktionen [40, S. 10]

Soll der reine Schälwiderstand einer Verbindung geprüft werden, so bietet sich der Schälversuch an. Die einwirkende Kraft bezieht sich beim Schälversuch nicht auf eine

Fläche A, sondern auf eine Linie. Das Prinzip des Schälversuchs wird in Abbildung 2.18 veranschaulicht. Die Linie, auf die sich die Kraft in diesem Beispiel bezieht, ist mit einem X markiert. Aus dem Schälversuch resultiert ein Schälendiagramm, in dem die aufzubringende Schälkraft über der abgerissenen Strecke aufgezeichnet wird [39, S. 158]. Die Kraft unterliegt starken Schwankungen, da zu Beginn erst einmal ein Abriss erfolgen muss und das Abreißen bei geringerer Fügefläche am Ende leichter fällt. Aus dem Schälendiagramm kann zwischen der anfänglich hohen Kraft und dem Abfall der Kraft am Ende eine mittlere Trennkraft F über eine gewisse Probenlänge ermittelt werden. Dies wird in Abbildung 2.19 beispielhaft dargestellt. Der Schälwiderstand kann anhand der ermittelten Werte mit Hilfe der Gleichung 7 berechnet werden. Die sich durch den Schälversuch ergebenden Vorteile gegenüber des Zugversuchs ist die Unabhängigkeit der Kennwertermittlung von der Geometrie der Probe [31, S. 100] sowie die Ermittlung eines reinen Festigkeitswerts der Verbindung.

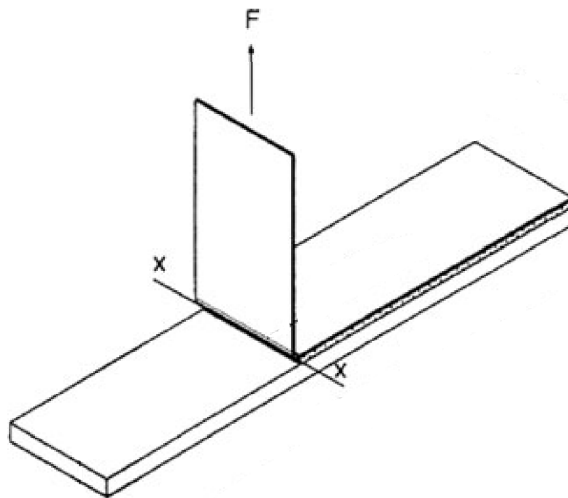


Abbildung 2.18: Prinzip des Schälversuchs i.A.a. [39, S. 157]

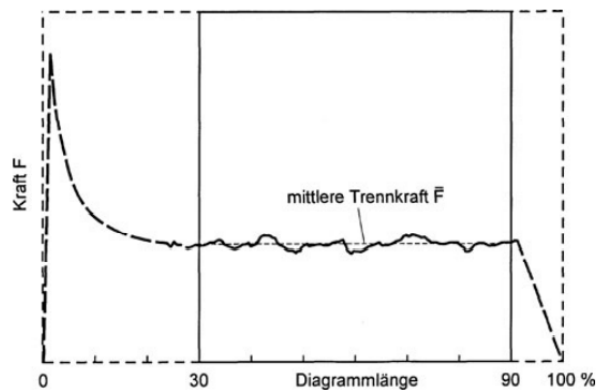


Abbildung 2.19: Ermittlung der mittleren Trennkraft aus einem Schälendiagramm [39, S. 158]

$$p_s = \frac{\bar{F}}{b} \quad \left[\frac{N}{mm} \right] \quad (7)$$

p_s = Schälwiderstand

\bar{F} = Mittlere Trennkraft

b = Breite der Linie X

Da Bauteile bei periodischen Belastungen schon unter niedrigeren Beanspruchungen durch einen Ermüdungsbruch versagen können, ist die Ermittlung der Dauerschwingfestigkeit durch Wöhlerversuche sinnvoll. Bei Wöhlerversuchen werden statische Belastungen (Mittelspannung) mit dynamischen Belastungen (Spannungsamplitude mit Ober- und Unterspannung) überlagert. Wie in Abbildung 2.20 gezeigt wird, ist die Lastspielzahl dabei die Anzahl an periodischen Schwingungen, die das Bauteil belasten. Als Dauerschwingfestigkeit werden diejenigen Mittelspannungs- und Amplitudenbeträge bezeichnet, welche dauerhaft bei unendlich hoher Lastspielzahl ohne Versagen ertragen werden können. Für Wöhlerversuche werden mehrere Proben in servohydraulischen Testsystemen zyklisch belastet. Jede Probe erzeugt ein Wertepaar aus Bruchlastspielzahl und Spannungsamplitude. Werden mehrere Wertepaare in einem Diagramm aufgetragen, so entsteht die Wöhlerlinie (siehe Abbildung 2.21, rechts). Die Zeitfestigkeit beschreibt dabei den Bereich der Wöhlerlinie, der bei einer logarithmischen Auftragen der Lastspielzahl als Geradengleichung angenähert werden kann. Zeitfestigkeiten sind also für Bauteile besonders interessant, wenn sie nur eine bestimmte Lastspielzahl durchlaufen müssen [41, S. 534]. Bei geringen Spannungsamplituden wird die Wöhlerkurve nahezu horizontal, daher kann bei der Dauerfestigkeit von einer unendlich ertragbaren Lastspielzahl ausgegangen werden. Bei Wöhlerversuchen werden die Schwingspiele immer mit gleicher Spannungsamplitude durchgeführt, in realen Betriebszuständen variieren diese aber. Daher können Wöhlerversuche mit variierenden Spannungsamplituden simuliert werden, wodurch die Dauerschwingfestigkeit zwangsläufig höher ausfällt. Die Variation der Spannungsamplitude ergibt die Lebensdauerlinie, der Bereich zwischen Wöhlerlinie und Lebensdauerlinie wird als Betriebsfestigkeit bezeichnet [41, S. 534].

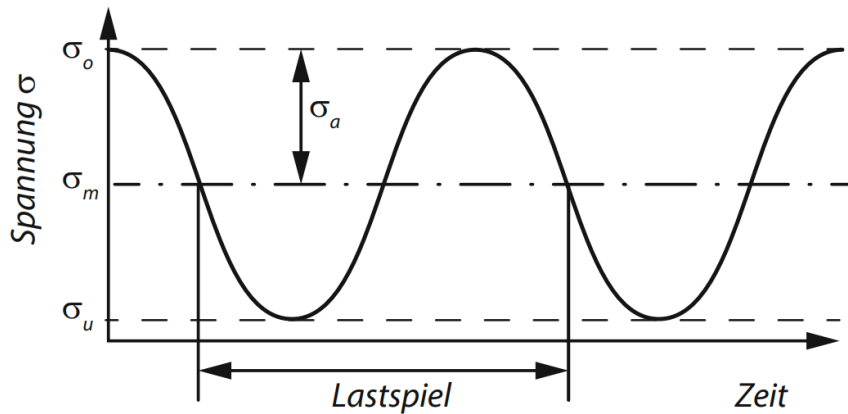


Abbildung 2.20: Mittelspannung und Spannungsamplitude beim Wöhlerversuch [41, S. 530]

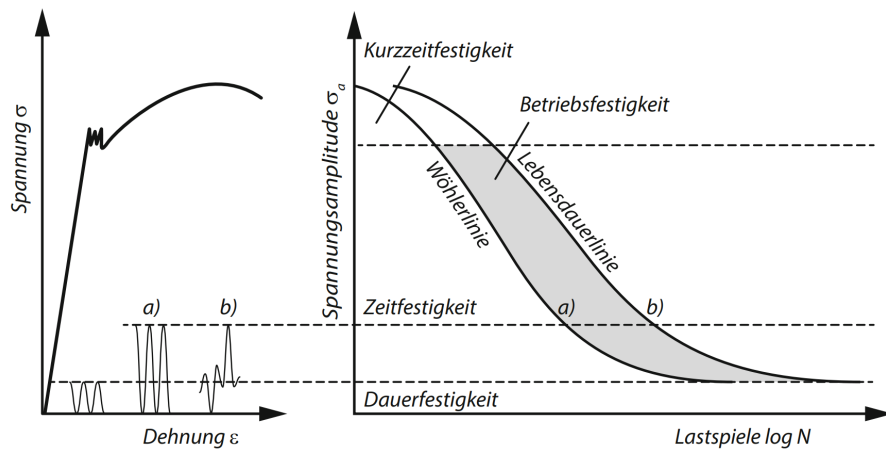


Abbildung 2.21: Wöhlerlinie und Lebensdauerlinie [41, S. 533]

Mikroskopische Untersuchungen ermöglichen die Betrachtung der Anbindung des TP FVK an die Metalloberfläche in einer Bruchfläche nach zerstörender Prüfung des Bauteils oder die Betrachtung einer ungeprüften Probenquerschnittsfläche. Somit lassen sich Fehlerstellen identifizieren und Hinweise auf geeignete Vorbearbeitungsverfahren ableiten. Je nach Anforderung an die Mikroskopie kann zwischen unterschiedlichen Mikroskopen unterschieden werden. Lichtmikroskope, Rasterelektronenmikroskope und Transmissionselektronenmikroskope sind die häufigsten Mikroskopvarianten. In Tabelle 1 werden diese Varianten bezüglich der Auflösung, Tiefenschärfe und der zu beobachtenden Gegenstände verglichen.

Tabelle 1: Vergleich der Mikroskope [41, S. 558]

	Lichtmikroskop	Raster-Elektronenmikroskop	Transmissions-Elektronenmikroskop
Vergrößerung	bis zu 1000	bis 200.000	bis 1.000.000
Auflösung (kleinster Abstand zweier Punkte)	0,3 μm	0,01 μm	0,001 μm
Tiefenschärfe bei 1000-facher Vergrößerung	0,01 μm	35 μm	-
Gegenstände der Beobachtung	Gefüge	Bruchflächen, Gefüge	Gitterstörungen, Spannungsfelder in Gittern

Da das Lichtmikroskop und das REM für die Bruchflächenanalyse und Querschnittsanalyse geeignet sind, werden im Folgenden die beiden Mikroskopievarianten näher erläutert. Bei der Lichtmikroskopie wird das Gefüge entweder durch eine weiße oder durch eine monochromatische Lichtquelle beleuchtet [42, S. 600]. Eine Sammellinse (Objektiv) erzeugt ein reelles Bild des Objekts zwischen der Sammellinse und dem Okular (siehe Abbildung 2.22). Das Bild kann durch die Anpassung des Abstandes des Gegenstands zum Objekt („Scharfstellen“) in der Brennebene des Okulars positioniert werden und somit die Strahlen für das Auge parallelisieren. Durch die Parallelisierung der Strahlen kann das Auge das Bild scharf wahrnehmen. Bei der Lichtmikroskopie muss die Probe vorher geschliffen, poliert und zur Kontrastierung geätzt werden. Die Schärfentiefe von Lichtmikroskopen nimmt mit zunehmender Vergrößerung ab [41, S. 558].

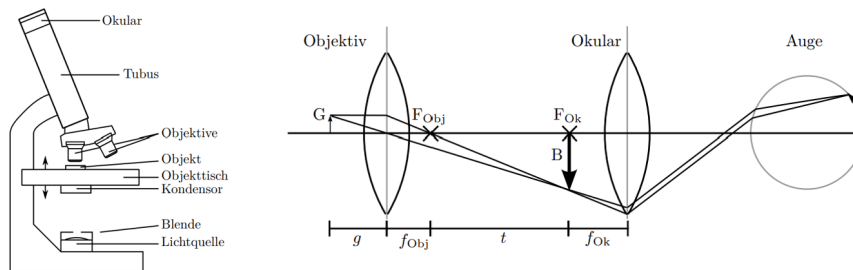


Abbildung 2.22: Aufbau (l) und Prinzip (r) eines Lichtmikroskops [42, S. 601]

Rasterelektronenmikroskope haben dagegen eine deutlich höhere Schärfentiefe und sind daher für Bruchflächenanalysen besser geeignet [41, S. 559]. Das Schema eines REM wird in Abbildung 2.23 dargestellt. Bei einem REM werden Primärelektronen (PE) in einer Elektronenquelle (EK) erzeugt, mittels Gleichspannung beschleunigt und mit Hilfe einer Linse (EL) zu einem Elektronenstrahl gebündelt. Der Elektronenstrahl wird durch Ablenkspulen (AS) über eine Oberfläche (O) gerastert, wodurch Wechselwirkungen mit der Oberfläche auftreten und Sekundär- und Rückstrahlelektronen (SE, RE) entstehen [43, S. 368]. Die Sekundär- und Rückstrahlelektronen werden in einem Elektronendetektor (ED) erfasst und über mehrere Schritte in elektri-

sche Signale umgewandelt. Die unterschiedliche Häufung der detektierten Sekundär- und Rückstrahlelektronen erzeugt den Kontrast der REM-Aufnahme, das Bild entsteht durch Auswertung mittels Software [43, S. 369].

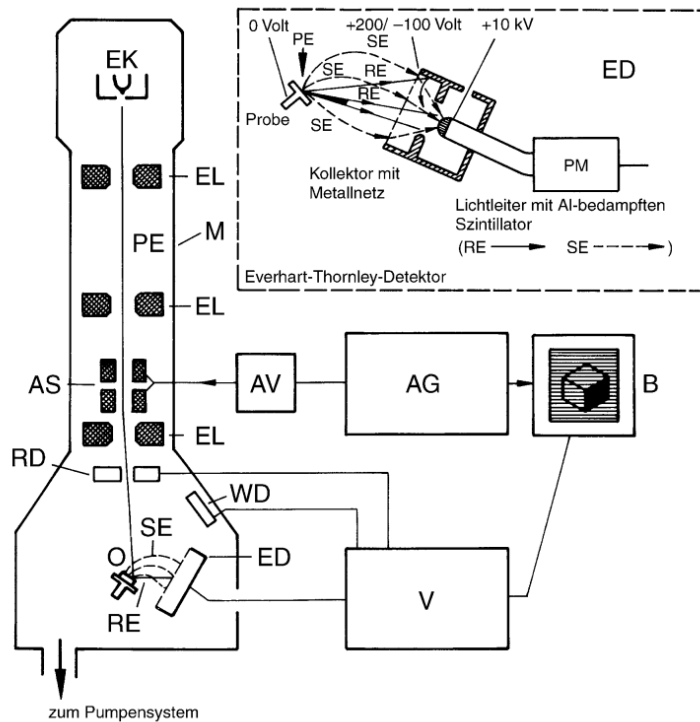


Abbildung 2.23: Aufbau eines REMs [43, S. 369]

Zerstörungsfreie Prüfverfahren

Die Ultraschallprüfung kann Hinweise auf die Verbindungsfläche sowie auf darin enthaltene Fehler liefern. Das Prinzip der Ultraschallprüfung basiert auf der geradlinigen Ausbreitung von Schallwellen im Werkstoff in Form von mechanischen Schwingungen. Diese werden an Grenzflächen auf Grund des Dichteunterschieds reflektiert [41, S. 564 f.]. Grenzflächen können dabei beispielsweise Risse, Lufteinschlüsse oder Trennflächen zwischen Phasen sein. Damit der Schalleintritt nicht durch den Luftspalt zwischen Prüfkopf und Werkstoff verhindert wird, kann eine Ankopplung durch Wasser oder Glycerin als Kopplungsmittel erfolgen. In der Ultraschallprüfung kann unter dem Durchschallungs- und dem Impuls-Echo-Verfahren unterschieden werden. Beim Durchschallungsverfahren wird der Prüfkörper zwischen den Sende- und Empfängerköpfen platziert und somit einfach vom Schall durchdrungen. Bei Fehlern wird der detektierte Schall geschwächt. Die Tiefenlage des Fehlers im Material kann über dieses Verfahren nicht bestimmt werden. Der Sendekopf stellt beim Impuls-Echo-Verfahren dagegen gleichzeitig den Empfängerkopf dar, siehe Abbildung 2.24. Der Prüfkopf

sendet Ultraschallimpulse mit einer Dauer von 1 bis 10 μs aus und die an Grenzflächen reflektierten Impulse werden im selben Prüfkopf detektiert. Da der Schall den Prüfkörper bis zum Defekt und wieder zurück zweifach durchläuft, kann die Tiefenlage des Fehlers durch die Laufzeit ermittelt werden. Der Detektor zeigt bei der Prüfung das Eingangs- und das Rückwand-signal des Impulses an. Befindet sich ein Fehler im Prüfkörper, so liegt ein weiteres Signal zwischen Eingangs- und Rückwand-signal vor (Abbildung 2.24 rechts). Die Tauchbad-Technik ist eine Verfahrensvariante der Ultraschallprüfung und wird bei Werkstoffen mit hoher Schallschwächung, hoher Schallstreuung oder bei dünnen Strukturen angewandt [44]. Durch die Kopplung mit Wasser im Wasserbad sind sowohl niedrige als auch hohe Prüffrequenzen möglich, FVKs benötigen vergleichsweise hohe Prüffrequenzen. Die Tauchbad-Technik kann entweder aktiv oder passiv erfolgen. Bei der aktiven Tauchbad-Technik wird das Prüfobjekt im Tauchbad fixiert und der Prüfkopf rastert die Oberfläche des Bauteils durch eigene Bewegungen ab. Somit können auch sphärische Bauteile durch die Neigung des Prüfkopfs untersucht werden. Bei der passiven Tauchbad-Technik durchläuft das zu prüfende Objekt das Tauchbad kontinuierlich. Der Vorteil der passiven Tauchbad-technik ist daher die Möglichkeit zur Anwendung in laufender Produktion. Grenzen der Ultraschallprüfung sind parallel zur Schallrichtung vorliegende Fehler, da sie kein Reflektionssignal erzeugen. Daher muss in solchen Fällen das Material entweder von mehreren Seiten oder mittels Winkelprüfköpfen überprüft werden. Winkelprüfköpfe können den Ultraschall schräg in das zu untersuchende Bauteil einleiten.

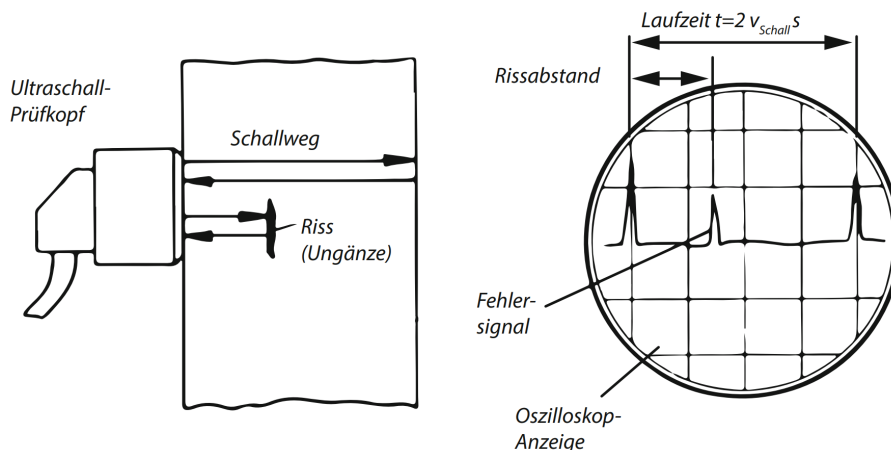


Abbildung 2.24: Ultraschallprüfung mit dem Impuls-Echo-Verfahren [41, S. 566]

Ein weiteres zerstörungsfreies Prüfverfahren ist die Thermografie. Bei der Thermografie wird ebenfalls zwischen aktiver und passiver Thermografie unterschieden.

Die passive Thermografie generiert Informationen über die Oberfläche des Bauteils durch die Messung der emittierten, temperaturbedingten Wärmestrahlung. Bei aktiver Thermografie wird die Störung des Wärmeflusses im Probekörper untersucht, wofür der Probekörper thermisch angeregt werden muss. Zudem besteht bei der Lockin-Thermografie die Möglichkeit, Wärmewellen zu erzeugen und zu analysieren. Wärmewellen werden an Grenzflächen reflektiert, da sich die Temperaturleitfähigkeit ändert. Durch die Variation der Modulationsfrequenz bei der Lockin-Thermografie ist die Tiefenreichweite einstellbar. Die Bauteilprüfung lässt sich somit auf die Prüfung von Schichtwerkstoffen anpassen [45, S. 15]. Im Folgenden werden die Thermografieverfahren Optische-Lockin-Thermografie, Impulsthermografie und Ultraschall-Lockin-Thermografie erläutert.

Die optisch angeregte Lockin-Thermografie basiert auf der Erfassung der Laufzeit einer Wärmewelle [45, S. 28f.], die Verfahrensvariante wird in Abbildung 2.25 (links) dargestellt. An der Oberfläche werden Wärmewellen durch Halogenstrahler erzeugt und breiten sich im Material aus. Treffen die Wärmewellen auf Defekte, werden sie reflektiert und überlagern mit den einfallenden Wellen. Durch die Überlagerung der reflektierten thermischen Welle mit den einfallenden Wellen wird ein Temperaturfeld mit charakteristischen Intensitäten und Phasenlängen der Wellen an der Oberfläche erzeugt, die Umwandlung in ein interpretierbares Bild aus der aufgenommenen Infrarot-Bildsequenz erfolgt durch eine schnelle Fourier-Transformation (FFT). Die Impulsthermografie (Abbildung 2.25, Mitte) basiert auf der Störung des thermischen Gleichgewichts durch einen kurzen Energieimpuls aus einem Laser oder einer Blitzleuchte [45, S. 32f.]. Die Störung des Gleichgewichts klingt auf Grund der Wärmeleitfähigkeit des Materials ab, das Abklingverhalten wird durch eine Thermografiekamera mit mehreren Bildsequenzen erfasst. Die Bildsequenzen werden ebenfalls mittels FFT transformiert und analysiert. Bei der Ultraschall-Lockin-Thermografie (Abbildung 2.25, rechts) wird die Wechselwirkung von Ultraschall mit Wärme ausgenutzt [45, S. 33f.]. Durch mechanische Belastung des Prüfkörpers mittels elastischen Wellen durch Ultraschall wird eine Temperaturänderung hervorgerufen. Die Temperaturänderung beruht auf dem thermoelastischen Effekt und auf der hysteretischen Erwärmung. An Defekten findet die Wärmeentstehung bevorzugt durch die hysteretische Erwärmung statt. Bei Bildern leuchten die Stellen mit Defekten somit stärker auf, da hier Wärme schneller entsteht. Die resultierenden thermischen Wellen können dann detektiert und ausgewertet werden.

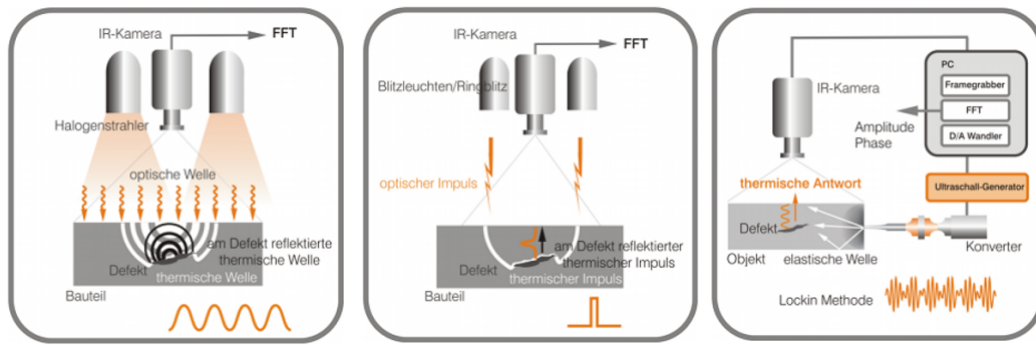


Abbildung 2.25: Vergleich der thermografischen Verfahrensvarianten [45, S. 29-34]

Ist der Einblick in ein gesamtes Volumen erforderlich, ist die Computertomographie eine geeignete Methode zur Bauteilprüfung [46, S. 8]. Wie in Abbildung 2.26 dargestellt wird, werden Röntgenstrahlen aus einer Röntgenquelle emittiert, durchqueren die zu untersuchende Probe und werden durch einen photosensitiven Detektor aufgezeichnet. Die Probe kann in der Computertomographie rotiert werden, wodurch die Aufnahme unterschiedlicher Projektionen mit verschiedenen Winkelpositionen ermöglicht wird. Durch einen Rekonstruktionsalgorithmus kann eine Volumendarstellung der Probe erfolgen. Die Röntgenstrahlung wird in der Probe z.B. durch Defekte unterschiedlich stark absorbiert, die Bildgebung basiert somit auf den unterschiedlichen Absorptionskoeffizienten der Materialien und Fehlstellen.

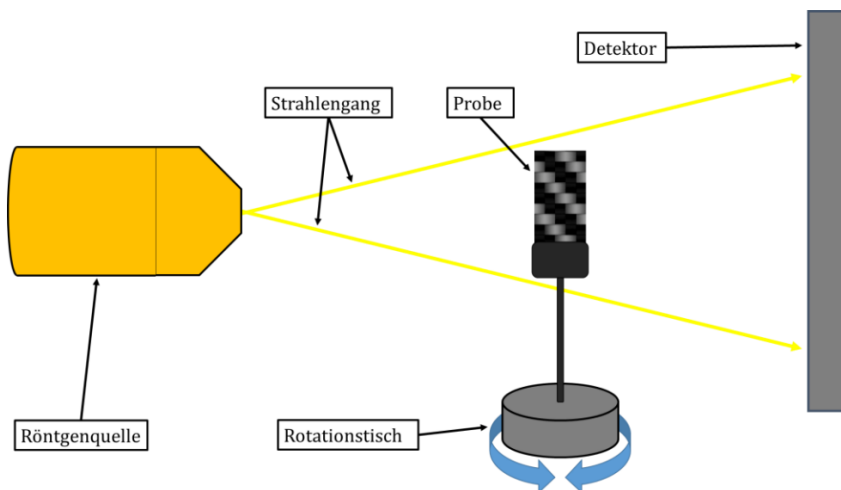


Abbildung 2.26: Prinzip der Computertomographie [46, S. 8]

Versagensmechanismen

Die optimale Belastung der SLSP ist die Scherbelastung. Schäl- oder Spaltbelastungen sollten durch die Verbindungsstruktur vermieden werden [32, S. 374]. Be-

trachtet man speziell die Fügung von FVKs, müssen Besonderheiten beachtet werden. FVKs haben eine begrenzte interlaminare Scherfestigkeit, da die einzelnen Faserlagen durch die Matrix fixiert werden. Sie zeigen dadurch eine geringere Scherfestigkeit als Metalle. Eine extreme Darstellung der Spannungsverhältnisse im Laminat bei einem Zugscherversuch wird in Abbildung 2.27 modelliert. Die Abbildung zeigt zwar die Anbindung mittels Klebung, die Spannungsverteilung kann aber auf den Fall einer thermoplastischen Grenzschicht eines TP FMH übertragen werden. Im FVK verteilt die Matrix die Belastung auf die einzelnen Faserlagen. Da die intralaminare Scherfestigkeit begrenzt ist, verformt sich das Laminat ungleichmäßig. Ein Versagen im FVK tritt damit häufig nahe der Grenzfläche in den ersten Faserlagen oder in der Grenzschicht nahe des FVK auf. Die Fasern eines FVK sind somit möglichst parallel in Richtung der Belastung auszulegen, um die interlaminare Scherung zu verringern.

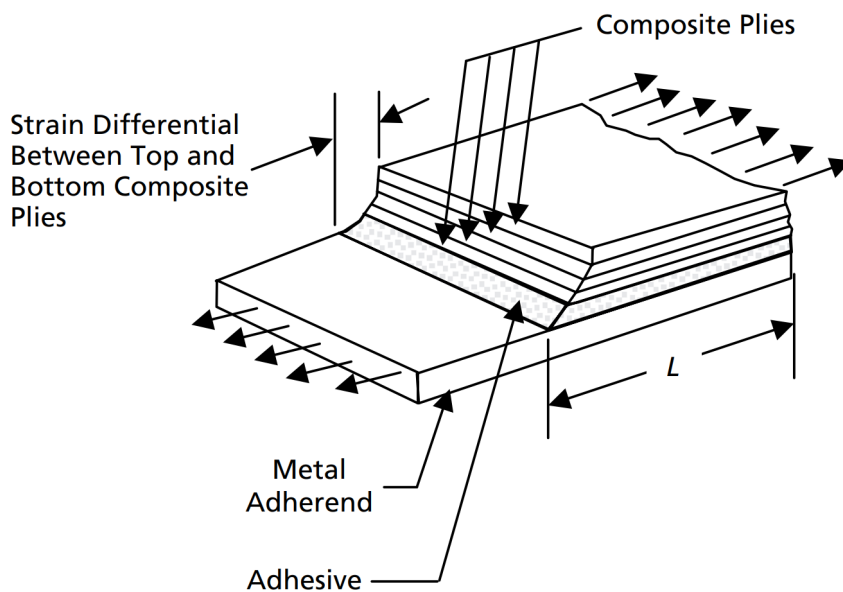


Abbildung 2.27: Extreme Darstellung der Spannungsverhältnisse im FVK-Laminat beim Zugscherversuch eines TP FMH [32, S. 375]

Beim mechanischen Testen der TP FMHs durch den Zugscherversuch können unterschiedliche Versagensmechanismen auftreten. Die Versagensmechanismen lassen erste Aussagen über die Anbindung des Metalls an den TP FVK zu. Gemäß [47] können die drei in Abbildung 2.28 abgebildeten Versagensmechanismen intralaminare Versagen (Abbildung 2.28a)), Grenzflächenversagen (Abbildung 2.28b)) und Bauteilversagen (Abbildung 2.28c)) unterschieden werden. Intralaminare Versagen (*engl.*: Intralaminar Failure) bezeichnet das Versagen des FVK nahe der Anbindungsgrenze bzw. im Fall des elektrischen Widerstandsschweißens im CFK-Schweißelement oder in beiden

Verbundkomponenten in Form von Delamination, Faserbruch und Materialausriss. Dieser Fehlertyp weist auf eine hohe Zugscherfestigkeit der Verbindung hin. Grenzflächenversagen (*engl.*: Interfacial failure) beschreibt das Versagen der Anbindung zwischen Metall und TP FVK bzw. zwischen Metall und Schweißelement beim elektrischen Widerstandsschweißen. Der Mechanismus des Grenzflächenversagens deutet auf eine schwächere Anbindung als beim intralaminaren Versagen hin. Das Versagen reinen Materials abseits der Grenzfläche wird als Bauteilversagen (*engl.*: Coupon Failure) bezeichnet. Eine Interpretation der Zugscherfestigkeit der Probe ist bei diesem Versagensmechanismus nicht möglich.

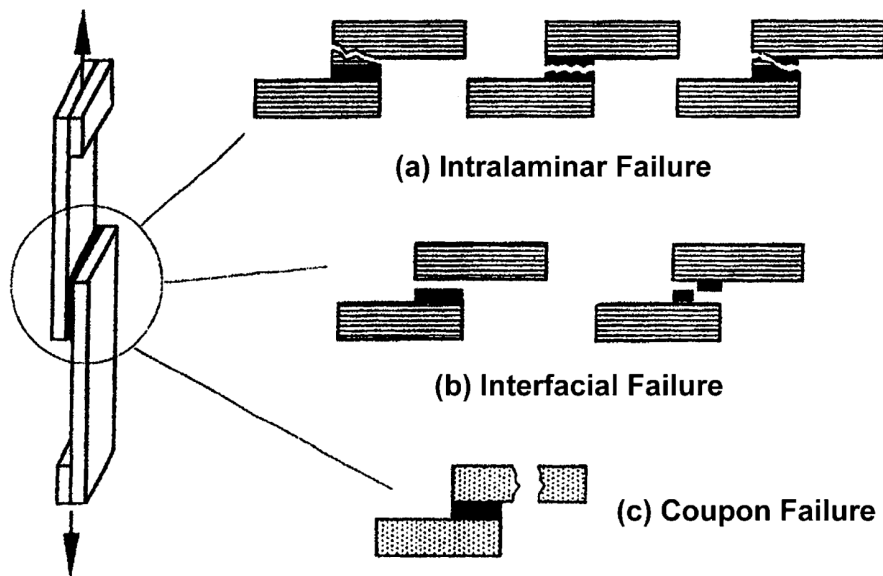


Abbildung 2.28: Versagensmechanismen beim Zugscherversuch [47, S. 43]

2.2.4 Aktuelle Herstellungsansätze

Einige Verfahren zum Fügen zweier TP FVKs sowie die Bindungsmechanismen zwischen einer Metalloberfläche und einem TP FVK werden bereits in Kapitel 2.1.2 und Kapitel 2.2.2 erläutert. Die Fügeverfahren zweier TP FVKs können gleichermaßen auf die Fügung eines TP FVK und eines Metalls übertragen werden. Die Anbindung basiert jedoch nicht auf dem Polymer-Polymer-Grenzflächenmodell [10, S. 847] mit Interdiffusion der Polymerketten, sondern auf dem Eindringen und mechanischem Verriegeln der Polymerschmelze in die Metalloberfläche. Im Folgenden werden mögliche Verfahren zur Fügung von TP FVKs und Metallen gegliedert und anschließend Ansätze zur Fügung von TP FVKs und Metallen zur Herstellung von TP FMHs anhand ausgewählter Literatur aufgezeigt.

Gliederung bisheriger Verfahren zur Herstellung von TP FMHs

Die Fügung eines TP FVK an ein Metall kann entweder über Post-Mould-Assembly (PMA) oder In-Mould-Assembly (IMA) erfolgen [48, S. 8]. Bei PMA werden die Komponenten einzeln hergestellt und in einem abschließenden Prozessschritt zusammengefügt. IMA beschreibt dagegen die Herstellung des TP FMH bereits bei der Ur- oder Umformung von mindestens einem der beiden Komponenten. Sie ist daher wirtschaftlicher, die Prozessanforderungen sind aber komplexer. In [49] wird gemäß Abbildung 2.29 in traditionelle Fügeverfahren und fortgeschrittene Fügeverfahren unterschieden. Traditionelle Fügeverfahren wie Kleben (*engl.*: Adhesive bonding) oder mechanische Befestigung (*engl.*: Mechanical fastening) zeigen trotz ihrer häufigen Anwendung Nachteile wie die Erhöhung des Gesamtgewichts und der Kosten durch zusätzliche Werkstoffe wie Kleber oder Nieten. Bei mechanischer Befestigung wird zudem die Faserstruktur durch die erforderliche Lochbohrung oder das Stanzen zerstört. Zudem führt die punktuelle Kontaktierung zu Spannungskonzentrationen. Fortgeschrittene Fügemethoden wie die fortgeschrittene, mechanische Befestigung (*engl.*: Advanced mechanical fastening), Thermomechanisches Verriegeln (*engl.*: Thermomechanical interlocking) und thermomechanische Fügung (*engl.*: Thermomechanical joining) können diese Nachteile eliminieren und die Effizienz der Verbindung durch reduzierte Kosten und ein reduziertes Gesamtgewicht erhöhen. Fortgeschrittene, mechanische Befestigungen (z.B.: Clinchen oder Stanznieten) erfordern beispielsweise keine Lochbohrungen. Thermomechanische Verriegelungsverfahren (z.B.: Reibnieten, FDM, Rührreißschweißen) basieren auf starker thermomechanischer Verformung, um die Verriegelung auf makroskopischer Ebene zu erreichen. Die mikro-mechanische Verriegelung der Schmelze in der Metalloberfläche dagegen wird durch thermomechanisches Fügen (z.B.: Co-Konsolidierung, Ultraschallschweißen, elektrisches Widerstandsschweißen) erreicht.

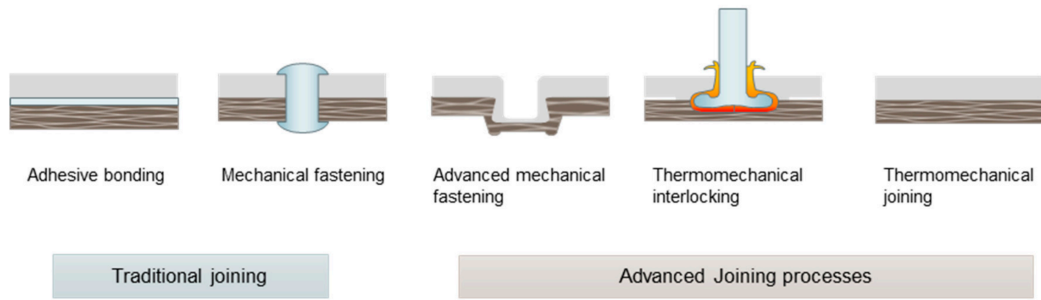


Abbildung 2.29: Traditionelle und fortgeschrittene Fügeverfahren von Metallen und TP FVKs [49, S. 3]

Bei thermomechanischem Fügen ist die Deformation der Komponenten nicht notwendig. Das grundsätzliche Schema ist in diesem Fall die Positionierung der Fügepartner (Abbildung 2.30a)), das Erhitzen und die Druckapplikation (Abbildung 2.30b)), die Konsolidierung der Schmelze in der Metalloberfläche (Abbildung 2.30c)) und die abschließende Abkühlung zur Hybridverbindung (Abbildung 2.30d)). Durch dieses Schema wird der Bindungsmechanismus der mechanischen Verriegelung gemäß [31, S. 99] erzielt. Die Festigkeit der Fügung ist dabei von den Fügepartnern, den prozesstechnischen Fügeparameter und von der Oberflächenmorphologie des Metalls abhängig.

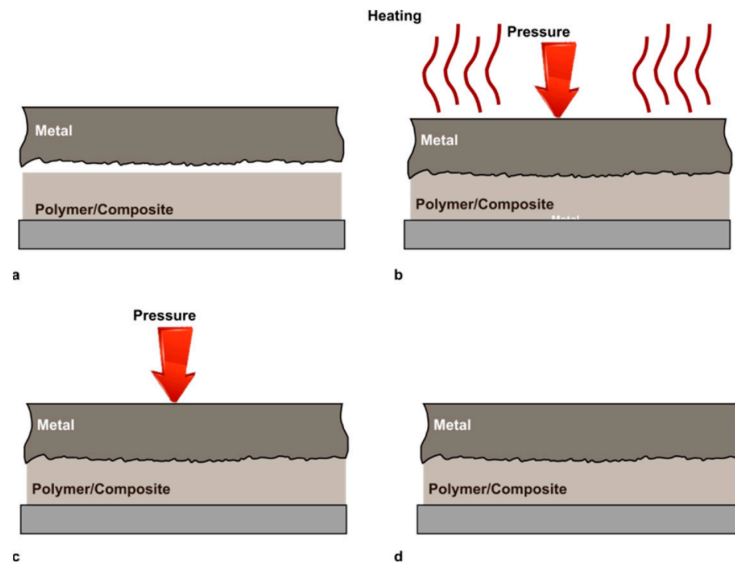


Abbildung 2.30: Schema des thermomechanischen Fügeprozesses [49, S. 11]

Co-Konsolidierung von Metall und TP FVK

Die Co-Konsolidierung ist ein Beispiel für die Fügung durch IMA-Verfahren. Die Fügung mittels Co-Konsolidierung (Alt.: Heißpressen) wird in [50], [51] und [52] un-

tersucht. In [52] wird beispielsweise ein Schichtverbund aus Aluminium AA6082, glasfaserverstärktem und kohlenstofffaserverstärktes Polyamid (CF-PA) untersucht. Die Heißpresse befindet sich für den Fügeprozess im vorbeheizten Zustand. Die Halbzeuge werden zur Herstellung des Schichtverbundes bei bis zu 250 °C und einem Druck von 22,3 MPa für 45 Minuten verpresst und gleichzeitig zu einem Karosserie-Dachträger geformt. Der Fügeprozess wird somit durch das Thermoformen mit einem Umformprozess kombiniert [52, S. 109]. Da in [52] die Kombination der Füge- und Formgebungsprozesse untersucht wird, liegen keine Daten bzgl. der Zugscherfestigkeit der Schichtstruktur vor. Eine Querschnittsfläche der Hybridverbindung zeigt jedoch eine gute Konsolidierung ohne Faserbrüche oder Delamination. Es kann nach Angaben der Autoren von einer erfolgreichen Co-Konsolidierung der thermoplastischen Materialien mit dem Aluminium [52, S. 110] ausgegangen werden. Untersuchungen in [50] zeigen ebenfalls eine erfolgreiche Fügung von Metall und FVK. In diesem Fall handelt es sich um eine Hybridstruktur aus Titan (Ti-6Al-4V) und kohlenstofffaserverstärktem Polyetheretherketon. In den zugehörigen Versuchen werden die Komponenten für acht Minuten verpresst. Ein direkter Vergleich mit einer Co-Konsolidierung in einer Heißpresse ist nur bedingt möglich, da kein hydraulisches Presssystem vorliegt. Zur Druckapplikation wird lediglich ein 0,5 kg schweres Gewicht verwendet. Durch die Gewichtskraft ergibt sich ein Konsolidierungsdruck von ca. 0,008 MPa auf eine Fläche von 25 mm x 25 mm. Das Erhitzen erfolgt durch eine Heizplattform, auf der das Titan aufliegt. Die Hitze wird durch das Titan an die Grenzfläche geleitet, sodass in der Grenzfläche Temperaturen von bis zu 360 °C entstehen [50, S. 32]. Der Aufbau des Versuchs wird in Abbildung 3.4 dargestellt. Durch eine Laservorbehandlung des Titans kann eine maximale Zugscherfestigkeit von 8,46 MPa erreicht werden [50, S. 37]. Ähnliche Zugscherfestigkeiten werden in [51] erzielt. Durch das Verpressen von Aluminium AA6061 und kohlenstofffaserverstärktem PA-6.6 für eine Minute bei 220 °C und 0,4 MPa Konsolidierungsdruck wird eine Zugscherfestigkeit von 7,78 MPa nachgewiesen [51, S. 6].

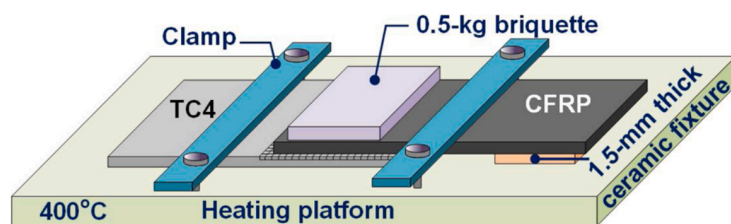


Abbildung 2.31: Aufbau eines Heißpressversuchs [50, S. 32]

Abgesehen von der Herstellung von TP FMHs in einer Heißpresse, kann die Co-Konsolidierung gem. [31] in einem Autoklav erfolgen. In diesem Beispiel werden kohlenstofffaserverstärktes PEEK und Polyetherketonketon (PEKK) mit Titan (Ti-6Al-4V) im Autoklav mit den in Abbildung 2.32 skizzierten Druck- und Temperaturregime co-konsolidiert. Bruchzähigkeiten der Proben von bis zu $1300 \frac{J}{m^2}$ werden durch Schälversuche ermittelt [31, S. 102].

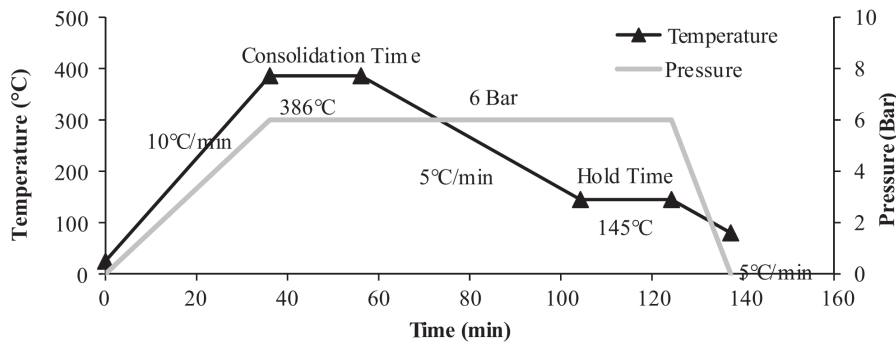


Abbildung 2.32: Temperatur- und Druckregime beim Co-Konsolidieren im Autoklav [31, S. 101]

Additive Fügung

Ein alternatives Herstellungsverfahren von TP FMHs ist das in [33] beschriebene AddJoining. AddJoining wird bereits in Kapitel 2.2.2 erläutert, da die additive Auftragung von Polymermatrix auf die Metall- oder FVK-Oberfläche als Vorbehandlungsmethode interpretiert werden kann. In [33] wird die Herstellung eines Hybriden aus Aluminium (EN AW 2024) und kohlenstofffaserverstärktem PA-6 nach dem in Abbildung 2.33 dargestellten Schema untersucht. Für eine bessere Anbindung wird hierfür zunächst eine reine Schicht PA-6 durch FDM aufgetragen (Abbildung 2.33a)). Ein spezieller 3D-Drucker ermöglicht das anschließende Drucken von endlosfaserverstärkten PA-6-Schichten auf das Substrat (Abbildung 2.33b))[33, S. 212]. Je nach zu erzielendem Matrixanteil im FVK können weitere Schichten reinen Polymers oder faserverstärkten Polymers gedruckt werden. Es werden Zugscherfestigkeiten von bis zu 21,9 MPa mittels mechanischer Prüfung festgestellt [33, S. 214]. Zudem kann von einer IMA ausgegangen werden, da der FVK erst während des Fügeprozesses gedruckt wird.

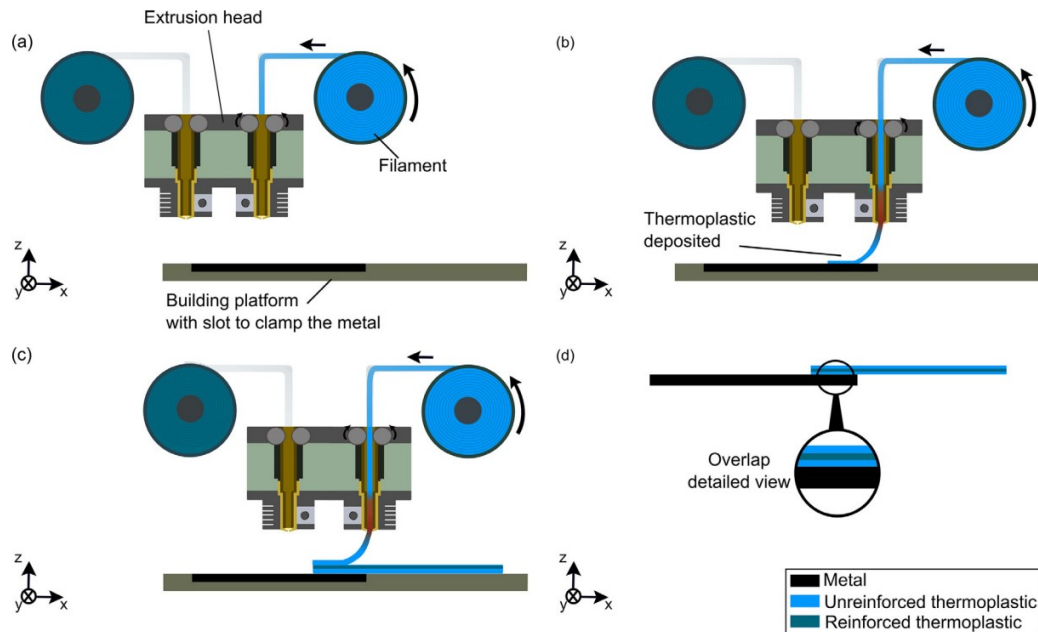


Abbildung 2.33: Schema des AddJoining-Prozesses [33, S. 212]

Elektrisches Widerstandsschweißen von Metall und TP FVKs

Das elektrische Widerstandsschweißen ist ein PMA-Verfahren zur Herstellung von TP FMHs und wird beispielsweise in [53] untersucht. Der Hybrid wird hierbei aus kohlenstofffaserverstärktem Polyetherimid und vorbehandeltem Aluminium AA7075 hergestellt. Das Schweißelement ist ein Prepreg aus CF-PEI zwischen zwei glasfaserverstärkten Polyetherimid (PEI)-Prepregs zur Isolation. Zusätzlich dienen zwei PEI-Filme der besseren Matrixdurchtränkung [53, S. 452]. Der gesamte Aufbau ist in Abbildung 2.34 abgebildet. Für den elektrischen Kontakt wird das Schweißelement an den Seiten chemisch bearbeitet.

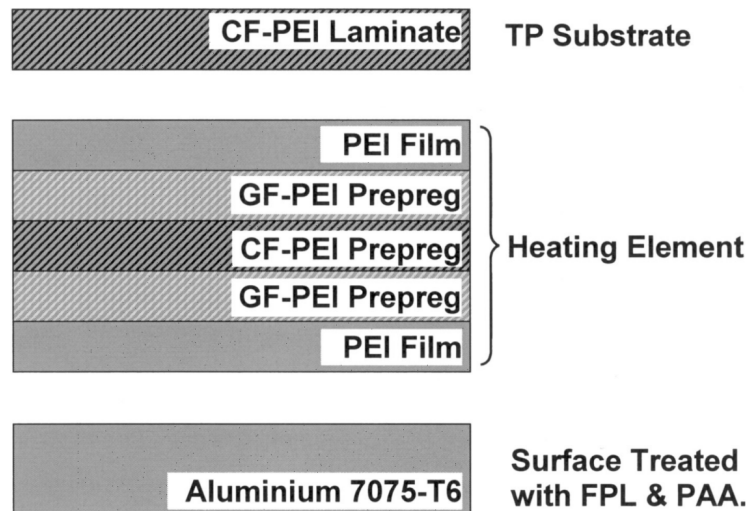


Abbildung 2.34: Stack-Aufbau beim elektrischen Widerstandsschweißen [53, S. 452]

Für das Verschweißen sind Leistungen von über $100 \frac{kW}{m^2}$ erforderlich, da die thermische Leitfähigkeit des Aluminiums einen schnellen Wärmeverlust verursacht. Gleichzeitig werden Stromstärken von über 9,0 A und ein Druck von 0,4 MPa für einen besseren Matrixfluss appliziert [53, S. 453]. Die Parameter Stromstärke, Schweißzeit und Leistung werden über mehrere Versuche variiert, um optimale Schweißparameter zu ermitteln. Bei Stromfluss durch Kohlenstoffasern könnte nach Angaben der Autoren bei direktem Luftkontakt und zu hohen Schweißleistungen bzw. Stromstärken die Oxidation der Fasern erfolgen. Dies führt zu Bruch und damit zu noch höherem Stromfluss in den restlichen Fasern. Daher sollte beim elektrischen Widerstandsschweißen an freiliegenden Fasern ein Schutzgasatmosphäre mittels Stickstoffkammer erzeugt werden [53, S. 454]. Aus bisherigen Versuchen des DLRs [54] geht jedoch hervor, dass die Schweißungen mit CFK-Schweißelement auch ohne Schutzgasatmosphäre gelingen. Ergebnisse der Versuche in [53] zeigen, dass durch zu geringe Schweißzeiten und zu geringe Leistungen Dekonsolidierungsfronten im Laminat entstehen können. Die Dekonsolidierung entsteht durch die Luftbläschenbildung durch die Freisetzung elastischer Energie und thermischer Ausdehnung des Laminats. Die entstandenen Luftbläschen können bei zu geringen Schweißzeiten nicht durch den Matrixfluss unter Konsolidierungsdruck ausgepresst werden, da die Matrix noch zu viskos ist. Zudem dringt die viskose Matrix bei zu kurzen Schweißzeiten nicht ausreichend in die Metalloberfläche ein. Bei zu langen Schweißzeiten und zu hohen Leistungen kann sich demgegenüber die Festigkeit der Verbindung auf Grund der thermischen Zersetzung des Matrixpolymers verringern [53, S. 472]. Neben der richtigen Schweißzeit und Schweißleistung ist die Fixierung des FVK in dem Bereich, in dem das Alu-

minium nicht mehr aufliegt (siehe Abbildung 2.35) entscheidend. In dem Bereich, in dem das Laminat nicht durch den Druck des aufliegenden Aluminiums bzw. des Konsolidierungsdrucks fixiert wird, sind Faserbewegungen durch die Viskosität der Matrix möglich. Dadurch können ebenfalls Lufteinschlüsse entstehen. Zudem ist die Temperatur am Rand der Fügezone geringer und die Matrixviskosität ist höher. Wie in Abbildung 2.35 gezeigt wird, lassen sich Dekonsolidierungen als Lufteinschlüsse im Querschnitt des FVK feststellen. Beim elektrischem Widerstandsschweißen sollte also auf die Fixierung der freien FVK-Bereiche in der Nähe der Schweißnaht geachtet werden [53, S. 461].

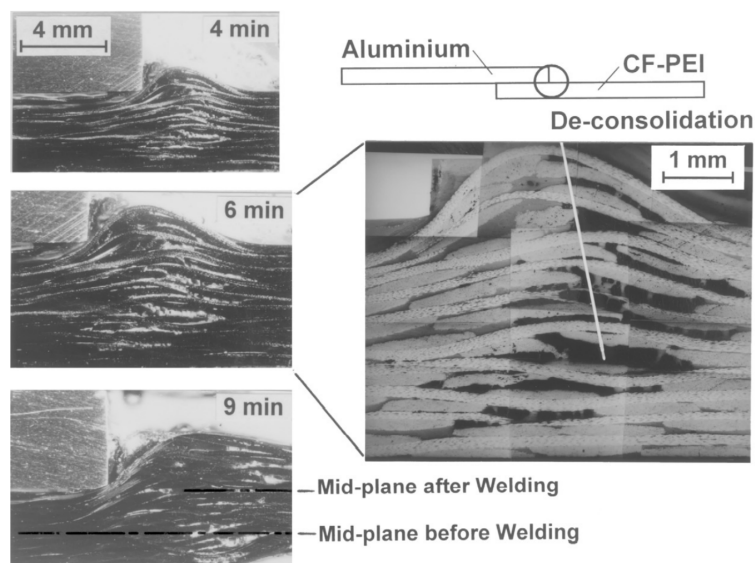


Abbildung 2.35: Dekonsolidierung beim FVK [53, S. 462]

Der Mechanismus des intralaminaren Versagens bei Zugscherversuchen von SLSPs aus dem elektrischen Widerstandsschweißen lässt sich nach den Angaben der Autoren durch die Dekonsolidierung an den unfixierten Rändern erklären. Wie zu erwarten, tritt der Versagensmechanismus am häufigsten an den unfixierten Seiten auf Grund der verschlechterten Mikrostruktur der SLSP und auf Grund der beschriebenen Spannungsspitzen im Randbereich auf [53, S. 470 f.]. Das Versagen des CFK-Laminats zeigt die höchsten Zugscherfestigkeiten [53, S. 466]. Je nach Parameterkombination können Zugscherfestigkeiten von über 20 MPa erreicht werden (Abbildung 2.36).

Ultraschallschweißen von Metall und TP FVKs

Beim Ultraschallschweißen handelt es sich ebenfalls um ein PMA-Verfahren des thermomechanischen Fügens. Durch kurze Prozesszeiten und durch ein hohes Automati-

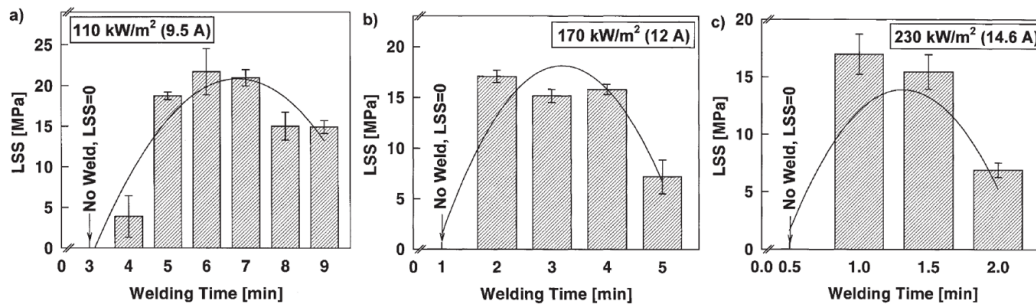


Abbildung 2.36: Zugscherfestigkeiten bei unterschiedlichen Schweißparametern [53, S. 470 f.]

sierungspotential wird das Ultraschallschweißen als sehr effizient beschrieben [18, S. 2620]. Das Prinzip des Ultraschallschweißens wird bereits in Kapitel 2.1.2 erläutert. Generell gilt für das Ultraschallschweißen eine maximale Dicke der Komponenten von 3 mm, da sonst die Energie vom oberen Fügepartner zu stark absorbiert wird [55, S. 36].

In [56] wird das Ultraschallmetallschweißen von CF-PA-66 an unterschiedlichen Aluminiumlegierungen untersucht, um optimale Parameter des Ultraschallschweißens zu ermitteln. An der Anbindungsstelle zwischen Aluminium und TP FVK kann in REM-Aufnahmen (Abbildung 2.37) der direkte Kontakt zwischen Kohlenstofffasern und Aluminium ohne Faserbruch festgestellt werden. Das mechanische Verriegeln erfolgte hierbei nicht durch das Eindringen der Matrixschmelze in die Metalloberfläche, sondern durch das Verdrängen der Polymermatrix und das Umschließen der Aluminiumschmelze der Kohlenstofffasern [56, S. 801]. Durch das Ultraschallmetallschweißen wird eine Zugscherfestigkeit von knapp 50 MPa bei AA5754 erzielt [56, S. 797]. Es muss jedoch beachtet werden, dass die bei direktem Kontakt zwischen Aluminium und Kohlenstofffasern unerwünschte Kontaktkorrosion auftritt [57].

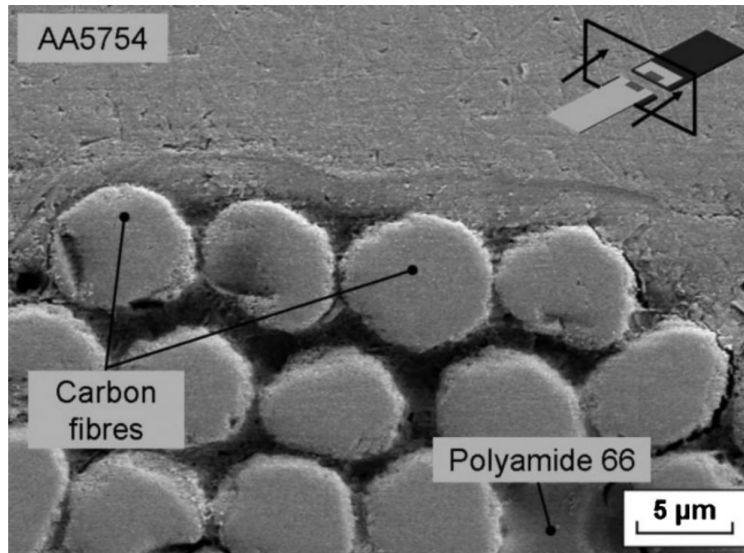


Abbildung 2.37: REM-Aufnahme der Anbindung des Aluminiums an die Kohlenstofffasern beim Ultraschallmetallschweißen [56, S. 797]

Das Ultraschallplastikschiessen von Aluminium und CF-PA-6 wird dagegen in [18] demonstriert. Die Anbindung beruht hier auf dem Eindringen und mechanischen Verriegeln der Polymerschmelze in der Metalloberflache. In [18] wird zusatzlich zu den beiden Komponenten ein Energierichtungsgeber durch eine HeiBpresse auf den FVK aufgetragen. Das Aluminiumblech (AA6061) wird vor dem Versuch mit verschiedenen Methoden vorbehandelt (Abbildung 2.15, Kapitel 2.2.2). Das Ziel ist die optimale Vorbehandlungsmethode zu identifizieren und mit einer geklebten Probe zu vergleichen. Zusatzlich zu den in Abbildung 2.15 aufgefuhrtten Vorbehandlungsmethoden wird der Effekt von 3D-gedruckte Metallpins und Mikrohasen durch Mikroforming untersucht. Ebenso wird differenziert, ob das Aluminiumblech das obere oder das untere Substrat bilden soll. Obwohl das Aluminium eine hohere Warneleitfahigkeit aufweist, erfolgt die Probenherstellung durch einen Stack mit dem FVK als oberes Substrat und dem Aluminium auf der SchweiBunterlage. Zur Warneisolation wird dem Stack ein Kapton-Film (Polyimid (PI)-Folie) untergelegt. Dies nach fuhrt nach Angaben der Autoren zu einer leichten Erhohung der Zugscherfestigkeit von 8,3% [18, S. 2613]). Ein weiterer Grund fur die bessere Anbindung ist der direkte Energieeintrag in die Polymermatrix des FVK und damit die geringere Viskositat, wodurch das Eindringen in die Metalloberflache sowie die gemeinsame Konsolidierung des Energierichtungsgebers mit dem CFK-Laminat verbessert wird. Zudem ist die Sonotrode in [18] nicht auf die Metallbearbeitung ausgelegt. Durch den Stack-Aufbau mit der geringeren Warneleitfahigkeit des oben liegenden FVK erhoht sich die SchweiBzeit auf ca. 1600 ms. Die hochste Zugscherfestigkeit wird mit der Laserstrukturierung

erreicht. Im Vergleich zur unbehandelten Probe steigt die Zugscherfestigkeit von 7 MPa auf das Doppelte von ca. 14 MPa. Eine Vorbehandlung durch Sandstrahlen oder durch die Konversionsbeschichtung erhöht die Zugscherfestigkeit dagegen um ca. 50%. Die Plasmavorbehandlung und das Beizen erhöhen die Zugscherfestigkeit nur um einen Faktor von ca. 25% [18, S. 2616]. Die Pins und Metallhaken zeigen keine deutliche Steigerung der Zugscherfestigkeit. Während die Bruchbilder bei Metallhaken auf Bruch oder Deformation hinweisen, bieten Pins durch ihre konvexe Form keine optimale Angriffsfläche. Im Vergleich zum Ultraschallmetallschweißen [56] fällt die Zugscherfestigkeit deutlich geringer aus. Die Gründe hierfür sind der direkte Kontakt und das Umschließen des Aluminiums um die Kohlenstofffasern. Ein direkter Vergleich der Ergebnisse ist also nur bedingt möglich [18, S. 2681]. Die Bruchbilder (Abbildung 2.38) der Zugscherversuche zeigen sowohl adhäsives Versagen v.a. in der Mitte der Fügung (*engl.*: Adhesive failure), als auch Versagen der ersten Laminatschicht an den Randzonen in Form dünner Matrix- und Faserschichten (*engl.*: First-ply failure). Die beiden Bruchbilder sind somit den Versagensarten Grenzflächenversagen und intralaminare Versagen aus Kapitel 2.2.3 zuzuordnen.

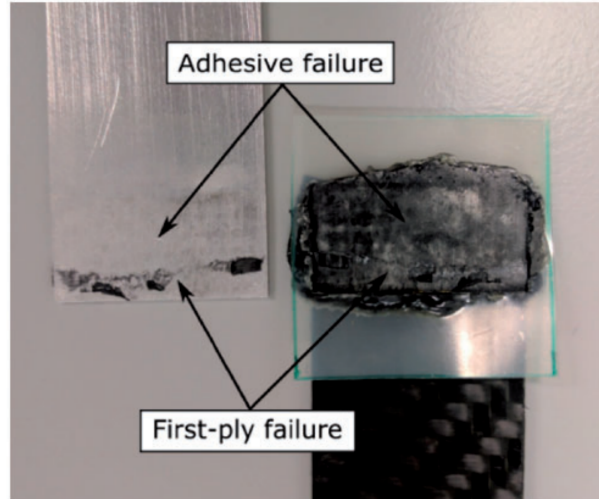


Abbildung 2.38: Bruchbilder beim Zugscherversuch ultraschallgeschweißter Hybridproben [18, S. 2618]

Verglichen mit den unvorbehandelten Proben, fallen die Flächen mit intralaminarem Versagen bei den Proben mit vorbehandeltem Aluminium deutlich größer aus [18, S. 2618]. Zudem kann durch die Häufung des intralaminaren Versagens am unteren Rand festgestellt werden, dass die Anbindung an demjenigen Rand der SLSP stärker ist, wo sich der FVK-Arm befindet. Dies kann durch die geringere Wärmeleitfähigkeit des FVK begründet werden. Da die Hitze an diesem Ende langsamer abgetragen wird,

erhitzt sich das Polymer stärker und die Viskosität sinkt, wodurch das Polymer besser in die Matrixoberfläche eindringen kann [18, S. 2619]. Die Bruchflächen der lasertexturierten Proben zeigen starke Deformationen des thermoplastischen Matrixpolymers in der Metalloberfläche, wo intralaminare Versagen auftritt (Abbildung 2.39). Beim Grenzschichtversagen sind dagegen Polymervorstände auf der FVK-Oberfläche in korrespondierender Rillenform sowie polymerfreie Rillen beim Aluminium zu erkennen. Die hohe Zugscherfestigkeit resultiert also aus der größeren Fügefläche und der besseren mechanischen Verriegelung durch die Rillen. Bei Versagen bricht entweder die Matrix des Laminats (intralaminare Versagen) oder das thermoplastische Matrixpolymer wird aus der Rille geschält (Grenzflächenversagen).

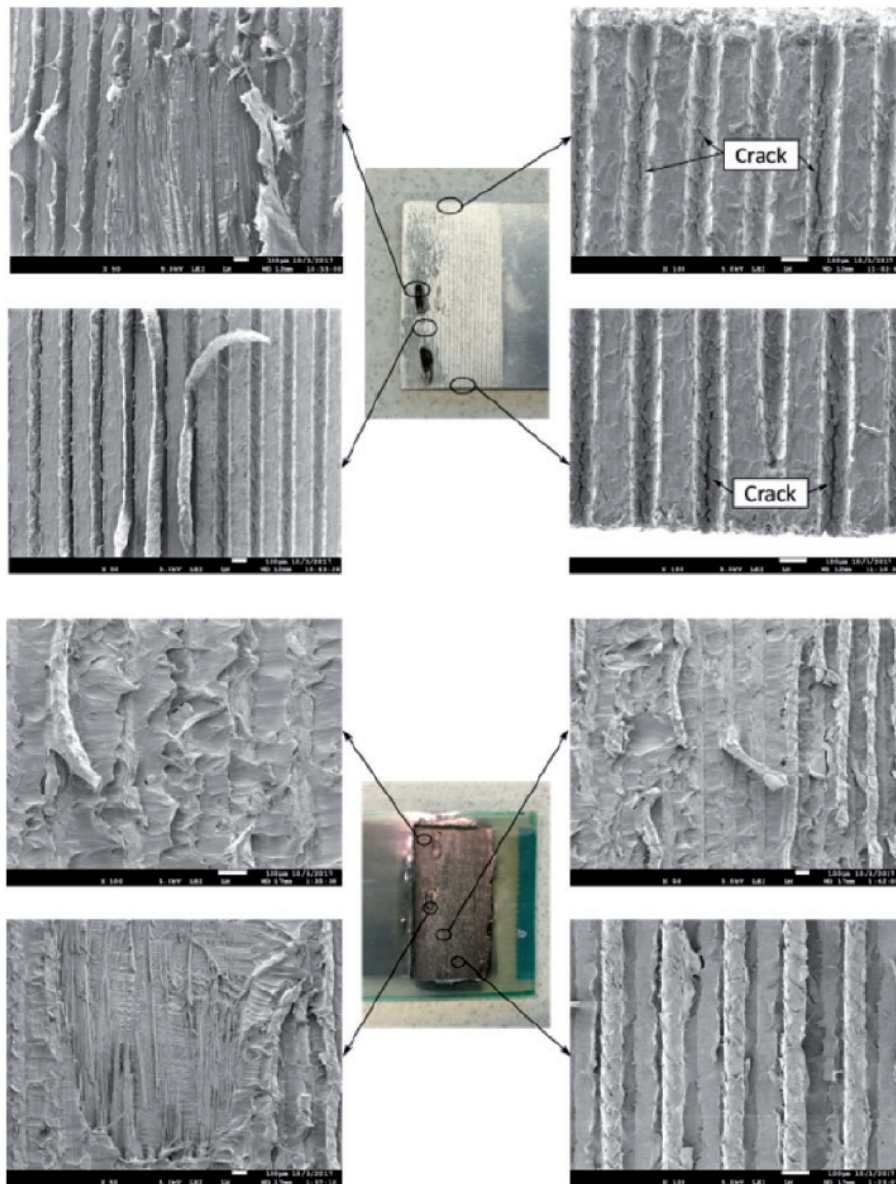


Abbildung 2.39: Bruchbilder der Aluminiumfläche (oben) und des FVKs (unten) bei lasertexturierten Hybridproben [18, S. 2617]

2.2.5 Problematiken und Lösungsstrategien

Bei der Herstellung von TP FMHs können unterschiedliche Problematiken auftreten. Wie bereits in Kapitel 2.2.4 angedeutet wird, muss ein direkter Kontakt zwischen Aluminium und den Kohlenstoffasern auf Grund der Kontaktkorrosion verhindert werden. Dies kann in der vorliegenden Arbeit durch isolierende Glasfaser- und Polyphenylensulfid (PPS)-Schichten unterbunden werden. Zudem könnten zu hohe Temperaturen beim Schweißen oder Pressen Legierungselemente im Aluminium lösen. Bei den Aluminiumlegierungen der 2XXX-Gruppe findet das beabsichtigte Lösungsglühen zwischen 495 °C und 505 °C statt [58, S. 6], das Weichglühen bedarf einer Temperatur von 380 °C bis 420 °C bei einer Bearbeitungszeit von über zwei bis drei Stunden [58, S. 21]. Demnach sind bei den erforderlichen Temperaturen von 300-330 °C gem. [59, S. 1] zur Bearbeitung von PPS keine Änderungen der Eigenschaften des Aluminiums zu erwarten. Eine zentrale Herausforderung bei der Herstellung von TP FMHs ist dagegen die Entstehung von Eigenspannungen. Daher wird im Folgenden näher auf die Problematik der Eigenspannungen und deren Lösungsstrategien eingegangen.

Eigenspannungen durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten

Durch die unterschiedlichen linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten (CTEs) von Aluminium und CFK und durch die Schrumpfung des teilkristallinen Polymers resultieren Eigenspannungen im hergestellten TP FMH. Die Eigenspannungen im Hybridbauteil können sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften der Verbindung auswirken und Strukturveränderungen wie Delamination des CFK, Mikrorisse oder geometrische Verformungen hervorrufen. Die geometrische Verformung kann durch die Eigenspannungen des Metalls verstärkt werden, insofern das Metall bereits durch dessen Herstellung und Verarbeitung Eigenspannungen aufweist [60, S. 18]. Um die Eigenspannungen zu messen, können Lochbohrverfahren oder Biegetests durchgeführt werden [60, S. 2]. Die Verformung durch die Eigenspannungen kann bei der Hybrid-Herstellung beim Abkühlen beobachtet [60, S. 7 f.] und ebenfalls als Qualitätskriterium herangezogen werden.

Die Wärmeausdehnung beruht auf anharmonischen Gitterschwingungen und kann durch den linearen Wärmeausdehnungskoeffizient

(*engl.*: Coefficient of Thermal Expansion) α gemäß Gleichung 8 ermittelt werden [61, S. 103]. Die Wärmeausdehnung der Aluminiumlegierung EN AW-2024 beträgt

$22,9 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ [62]. Die Wärmeausdehnung eines Laminats hängt von der Kunststoffklasse des Matrixpolymers [63, S. 54], von der Faserverstärkung [64, S. 349] und vom Lagenaufbau ab [65] [66]. Bei reinen Kohlenstofffasern ist die Wärmeausdehnung längs der Fasern mit $-0,1 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ leicht negativ, in Querrichtung zu den Fasern beträgt der CTE $10,0 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ [67, S. 6]. Daher kommt es bei der Erhitzung von Kohlenstofffasern zur Eindickung und Verkürzung. Reines PPS zeigt eine sprunghafte Steigung des CTE bei der Glasübergangstemperatur von $90 \text{ }^\circ\text{C}$. Der CTE muss daher getrennt sowohl unterhalb, als auch oberhalb der Glasübergangstemperatur betrachtet werden. Im Temperaturbereich von $-40 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $90 \text{ }^\circ\text{C}$ beträgt der CTE in Maschinenrichtung bzw. in Querrichtung $4,6 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ und $4,9 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$. Im Temperaturbereich von $90 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $200 \text{ }^\circ\text{C}$ beträgt der CTE $10,9 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ in Maschinenrichtung bzw. $11,1 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ in Querrichtung [68]. Im sechslagigen FVK mit der Lagenorientierung $0^\circ/90^\circ$ führt die Materialkombination aus PPS und Kohlenstofffasern zu einem CTE von $5,38 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ in 0° -Richtung und zu einem CTE von $5,29 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ in 90° -Richtung. Die Eindickung durch die Wärmeausdehnung beträgt $58,92 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ [65]. In Abbildung 2.40 wird die finale Länge von Bauteilen aus kohlenstofffaserverstärktes Polyphenylensulfid (CF-PPS), Aluminium EN AW 2024 sowie reinem PPS in Maschinenrichtung bei einer Starttemperatur von $25 \text{ }^\circ\text{C}$ und einer Ausgangslänge von 200 mm dargestellt. Hierbei wird davon ausgegangen, dass der CTE des PPS ab der Glasübergangstemperatur sowie die restlichen CTE konstant bleiben, sodass die Längenänderungen linear sind. Zudem wird angenommen, dass der CTE von PPS unterhalb von $-40 \text{ }^\circ\text{C}$ ebenfalls dem CTE unterhalb der Glasübergangstemperatur entspricht. Eine theoretische Längendifferenz von ca. 1,25 mm zwischen Aluminium und CF-PPS kann bei der Wärmeausdehnung von $25 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $350 \text{ }^\circ\text{C}$ abgelesen werden. Zum Vergleich mit Aluminium wird der CTE von Titan mit $9,0 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$ ebenfalls abgebildet [64, S. 298].

$$\alpha = \frac{1}{l} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta T} \quad \left[\frac{1}{K} \right] \quad (8)$$

α = linearer Wärmeausdehnungskoeffizient

l = Länge des Körpers

Δl = Längenänderung bei ΔT

ΔT = Temperaturänderung

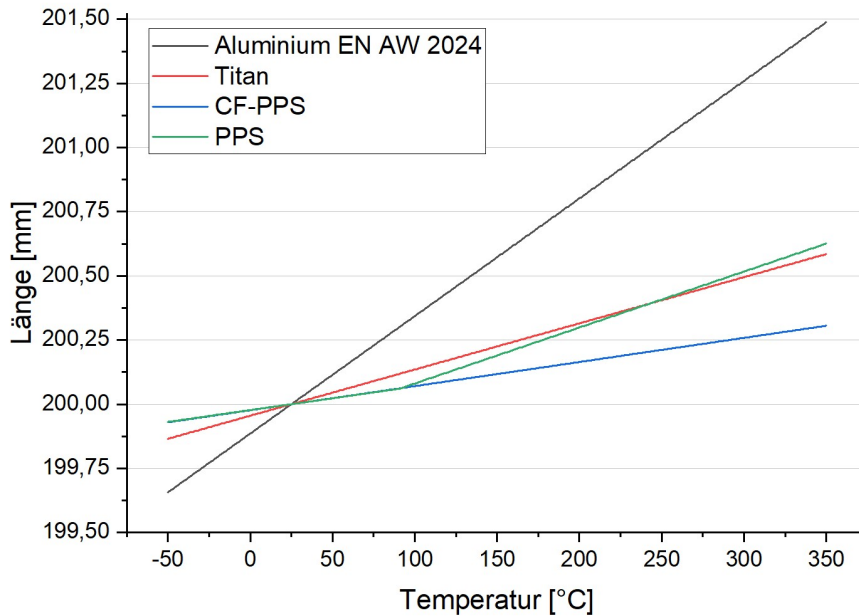


Abbildung 2.40: Längenänderungen durch Wärmeausdehnung bei Aluminium EN AW 2024, CF-PPS, PPS und Titan bei einer Ausgangslänge von 200 mm

Möglichkeiten zur Reduktion von Eigenspannungen in der Grenzschicht

Die Eigenspannungen im TP FMH befinden sich sowohl in den einzelnen Komponenten als auch in der Grenzschicht und können durch verschiedene Prozesse und Hilfsmittel reduziert werden. Zur Reduktion der Eigenspannungen im Laminat sollten Fasern mit möglichst geringem E-Modul und eine Matrix mit hoher Festigkeit verwendet werden. Zudem können Eigenspannungen im Laminat durch ein symmetrischen und ausgeglichenen Laminataufbau vermindert werden [8, S. 216]. Langsame Heiz- und Abkühlraten sowie isothermes Abkühlen unterstützen die Reduktion von Eigenspannungen ebenfalls [47, S. 48]. Basiert der FVK auf einer thermoplastischen Matrix, bilden amorphe Thermoplaste geringere Eigenspannungen aus, da beim Abkühlen der Schmelze keine sprunghafte Dichtenänderung durch die Bildung kristalliner Teilbereiche wie bei teilkristallinen Thermoplasten stattfindet. Dadurch entsteht bei amorphen Thermoplasten ein geringerer Verzug [8, S. 367].

Die Reduktion der Eigenspannungen in der Grenzschicht ist dagegen durch die Integration von Zwischenschichten möglich. Zwischenlagen mit einem hohem Dehnvermögen können beispielsweise die Relativbewegungen beim Aufheiz- oder Abkühlprozess ausgleichen und fungieren zusätzlich als Isolator zur Kontaktkorrosion [69, S. 24]. Solche Zwischenschichten können z.B. in Form von reinen Thermoplastschichten, glasfaserverstärkten Thermoplasten [52, S. 108] [70, S. 534] oder aus höher elastischen Sub-

straten beim semistrukturellen Kleben vorliegen. Durch die Zwischenschicht wird ein Material mit einem höheren CTE als beim CFK integriert, wodurch eine Gradierung gem. [71] angenähert wird. Gradientenwerkstoffe besitzen in idealer Annahme ortsabhängige Eigenschaften, dadurch werden zwei Materialien ineinander überführt. Die Materialeigenschaften folgen dann einer Gradierungsfunktion. Theoretisch können somit auch Eigenspannungen durch die unterschiedlichen CTEs ausgeglichen werden [71, S. 2f.]. Die Gradientenfunktion folgt dem Verlauf des Mischungsverhältnisses der beiden Materialien, wie sie beispielhaft in Abbildung 2.41 durch einen linearen Materialübergang dargestellt werden. In einer Gradientenschicht wird davon ausgegangen, dass sich die Materialeigenschaften proportional zum Mischungsverhältnis verhalten. So würde sich ein CTE bei einem theoretisch-idealen Gradientenwerkstoff aus CF-PPS und Aluminium durch die Gleichung 9 in Abhängigkeit der Konzentrationen der beiden Werkstoffe ergeben.

$$\alpha_{GW} = c_{Aluminium} \cdot \alpha_{Aluminium} + c_{CF-PPS} \cdot \alpha_{CF-PPS} \quad \left[\frac{1}{K} \right] \quad (9)$$

α_{GW} = linearer Wärmeausdehnungskoeffizient des idealen Gradientenwerkstoffs

$c_{Aluminium}$ = Konzentration des Aluminiums

c_{CF-PPS} = Konzentration des CF-PPS

$\alpha_{Aluminium}$ = CTE des Aluminiums

α_{CF-PPS} = CTE des CF-PPS

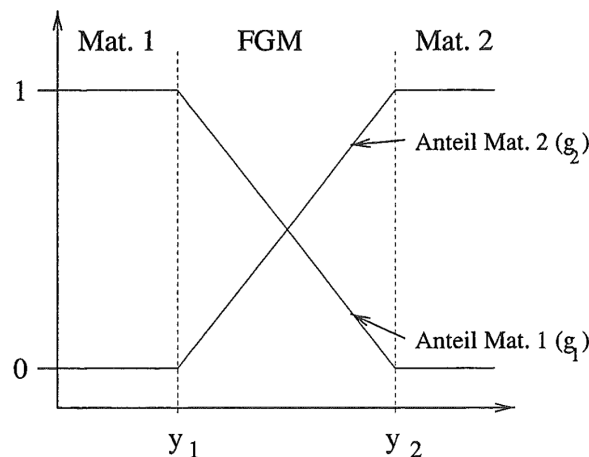


Abbildung 2.41: Darstellung einer Gradientenfunktion eines idealen Gradientenwerkstoffs [71, S. 5]

Eine weitere Möglichkeit zur Reduktion von Eigenspannungen ist das Tempern in ei-

nem zusätzlichen Prozessschritt. Beim Tempern wird die Hybridprobe mit konstanter Heizrate bis zur spannungsfreien Temperatur erhitzt. Die spannungsfreie Temperatur liegt dann vor, wenn der TP FMH keine Krümmung mehr aufweist. Die Probe wird unter Druck bei der spannungsfreien Temperatur gehalten und langsam abgekühlt, damit keine neuen Spannungen entstehen [21, S. 74].

3 Experimentelle Herstellung und Untersuchung

Im Folgenden werden die experimentellen Herstellungsprozesse und die anschließenden Untersuchungen der TP FMHs beschrieben. Die theoretischen Grundlagen werden dafür in Kapitel 2 dargestellt.

3.1 Herstellung mittels Press- und Schweißverfahren

Die Hybridproben werden mittels Co-Konsolidierung, elektrischem Widerstandsschweißen und Ultraschallschweißen hergestellt. Den Herstellungsprozessen mittels Schweißverfahren werden jeweils Vorversuche zur Ermittlung geeigneter Prozessfenster vorgeschaltet, da keine Initialparameter aus bisherigen Versuchen des DLRs zur Fügung von Metallen und TP FVKs vorliegen [54]. Optimierende Design-of-Experiments (DoE) zur Herstellung der Hybridproben werden nicht durchgeführt, da dies den Umfang und die dafür nötigen Ressourcen der Bachelorarbeit bei drei unterschiedlichen Prozessen übersteigen würde. Die Zielsetzung besteht dabei aus der Herstellung möglichst großflächiger Anbindungen, welche anschließend zu SLSPs zugeschnitten werden. Im Anschluss der experimentellen Herstellung der TP FMHs werden bei beiden Schweißprozessen resultierende Themengebiete beschrieben, die Untersuchungsgegenstände weiterer Abschluss- oder Projektarbeiten darstellen können.

3.1.1 Verwendete Materialien und Vorbehandlung

Für die Herstellung der SLSPs werden Aluminiumbleche und CF-PPS-Lamine gefertigt. Aluminium weist grundsätzlich ein günstiges Verhältnis von Festigkeit zu Dichte auf. Anwendungen finden sich allgemein in der Luft- und Fahrzeugtechnik, in Sport- und Freizeitgeräten sowie im Bauwesen oder der elektrischen Energieübertragung. Die für diese Arbeit vorgesehene Aluminiumlegierung EN AW-2024 wird auf Grund erhöhter Festigkeitswerte überwiegend in der Luft- und Raumfahrt angewandt [62]. Die chemische Zusammensetzung sowie einige mechanische und physikalische Eigenschaften können aus Tabelle A.1 (Anhang) entnommen werden. Als Vorbehandlungsmethode für die Aluminiumbleche wird eine Laserstrukturierung ausgewählt. Das für die Co-Konsolidierung vorgesehene Aluminiumblech wird in vier Bereiche unterteilt. Je nach Bereich findet die Laserstrukturierung einfach, fünffach und zehnfach statt. Im vierten Bereich wird das Aluminium nicht strukturiert. Für die Schweißversuche werden Aluminiumbleche dementsprechend an den Randbereichen strukturiert. Die Laserstrukturierung wird dabei zehnfach über die Fläche geführt, da hiermit die am

stärksten ausgeprägten Strukturen entstehen (siehe Abbildung 3.1). Die Laserparameter werden den einzelnen Proben in Tabelle A.2 (Anhang) zugeordnet.

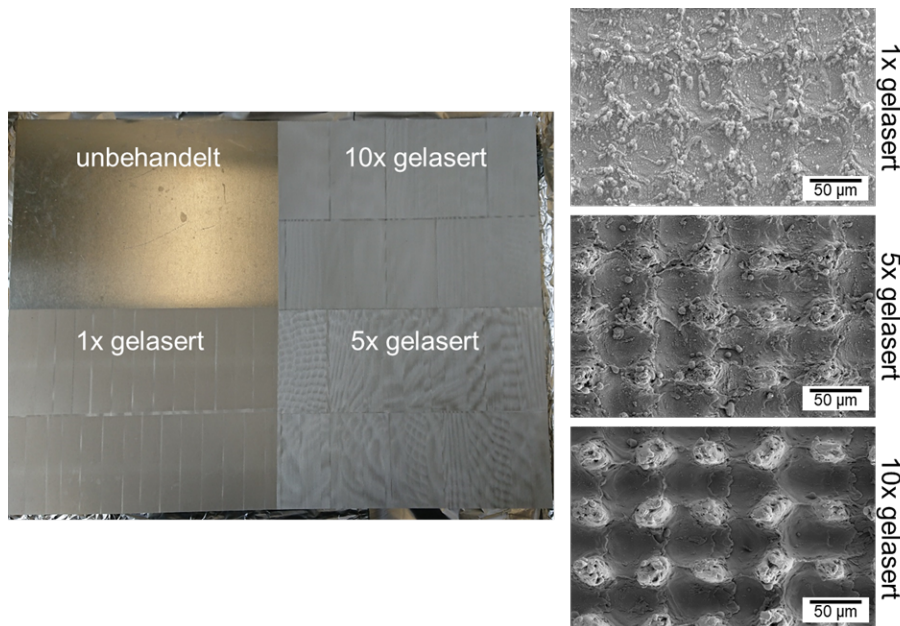


Abbildung 3.1: Laserstrukturierung eines Aluminiumblechs mit unterschiedlicher Anzahl an Durchgängen (links) sowie REM-Aufnahmen der gelaserten Oberflächen (rechts) [54]

Bei Polyphenylensulfid handelt es sich um ein thermoplastisches Kondensat, welches durch das Phillips-Verfahren oder das Kureha-Verfahren gewonnen werden kann [63, S. 926]. PPS wird hauptsächlich als thermoplastischer Hochleistungskunststoff eingesetzt und besteht gem. Abbildung 3.2 aus aromatischen Ringen und verknüpfenden, zweiwertigen Schwefelatomen. Auf Grund seiner chemischen Beständigkeit gegen Öle, Fette und Kraftstoffe wird es in der Automobilindustrie eingesetzt [63, S. 930]. Zudem ist es auch bei hohen Temperaturen formbeständig und weist eine geringe Kriechneigung auf. Der Einsatz von PPS kann bis zu 240 °C dauerhaft und kurzzeitig bis zu 270 °C erfolgen [63, S. 927]. In Tabelle A.3 (Anhang) werden weitere thermische Eigenschaften von PPS aufgelistet. Bei häufigen Temperaturwechseln in der Anwendung kann PPS mit Elastomeren modifiziert werden, um die Streck- und Bruchdehnung zu erhöhen [63, S. 927]. PPS eignet sich zudem gut für das Schweißen mit unterschiedlichen Verfahren, beim Ultraschallschweißen wird eine Frequenz von 20-40 kHz empfohlen [63, S. 946]. Das zu verwendende CF-PPS-Laminat (Toray Cetex TC1100 PPS 5 Harness Satin) ist ein fünflagiges Gewebelaminat mit thermoplastischer Matrix für das Aerospace-Engineering. Typische Anwendungen finden sich z.B. in Tragflügelvorderkanten, in Elementen der Rumpfstruktur sowie der Triebwerks-

maststrukturen. Es wird aber auch in der inneren Ausstattung wie in strukturellen Bauteilen von Sitzen oder Staufächern eingesetzt. Um Korrosion bei der Fügung zu Metallen zu vermeiden, ist auf dem Laminat eine dünne Glasfaserschicht aufgetragen [59, S. 1]. Wichtige Eigenschaften des Laminats können der Tabelle A.4 (Anhang) entnommen werden. Die Kennung des Laminats sowie die Kennung der zu verwendenden PPS-Folie als Energierichtungsgeber oder Isolationslage werden in Tabelle A.9 (Anhang) aufgeführt.

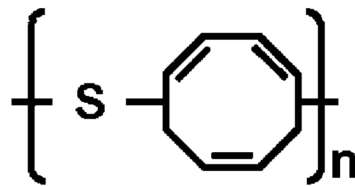


Abbildung 3.2: Strukturformel von PPS [63, S. 927]

3.1.2 Herstellung mittels Co-Konsolidierung in der Heißpresse

Die TP FMHs werden mittels Co-Konsolidierung in der Heißpresse hergestellt. Die Kennung und zugehörigen Daten der Heißpresse können der Tabelle A.5 (Anhang) entnommen werden, die Heißpresse wird in Abbildung 3.3 abgebildet. Dafür werden die Komponenten Aluminium-Blech, PPS-Zwischenlage und CF-PPS-Laminat mit der Dimensionierung 500 mm x 370 mm gereinigt und in das Presswerkzeug eingelegt. Im Presswerkzeug sind ebenfalls Isolierschichten aus Kunststoff und Glasfaserewebe zu erkennen, wodurch eine Entnahme der Probe nach der Co-Konsolidierung ohne Haftung am Werkzeug gewährleistet werden soll. Abbildung 3.4 skizziert den Aufbau der Co-Konsolidierung in der Heißpresse. Zur Co-Konsolidierung wird der Druck und die Temperatur gemäß Abbildung 3.5 über die Zeit geführt. Die Komponenten werden ausgehend von der Raumtemperatur unter einem Druck von 0,2 MPa mit einer Rate von $10 \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{min}}$ auf mindestens $310 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ($+10/-0 \text{ }^{\circ}\text{C}$) erhitzt. Wird die Verarbeitungstemperatur von $310 \text{ }^{\circ}\text{C}$ erreicht, wird ein Konsolidierungsdruck von 1 MPa eingestellt und die Temperatur bei $310 \text{ }^{\circ}\text{C}$ für 10 Minuten gehalten. Für den Druck benötigt die Heißpresse eine kurze Vorlaufzeit. Daraufhin wird das Material mit $-10 \frac{^{\circ}\text{C}}{\text{min}}$ abgekühlt und kann ab $160 \pm 10 \text{ }^{\circ}\text{C}$ entnommen werden.



Abbildung 3.3: Heißpresse zur Co-Konsolidierung

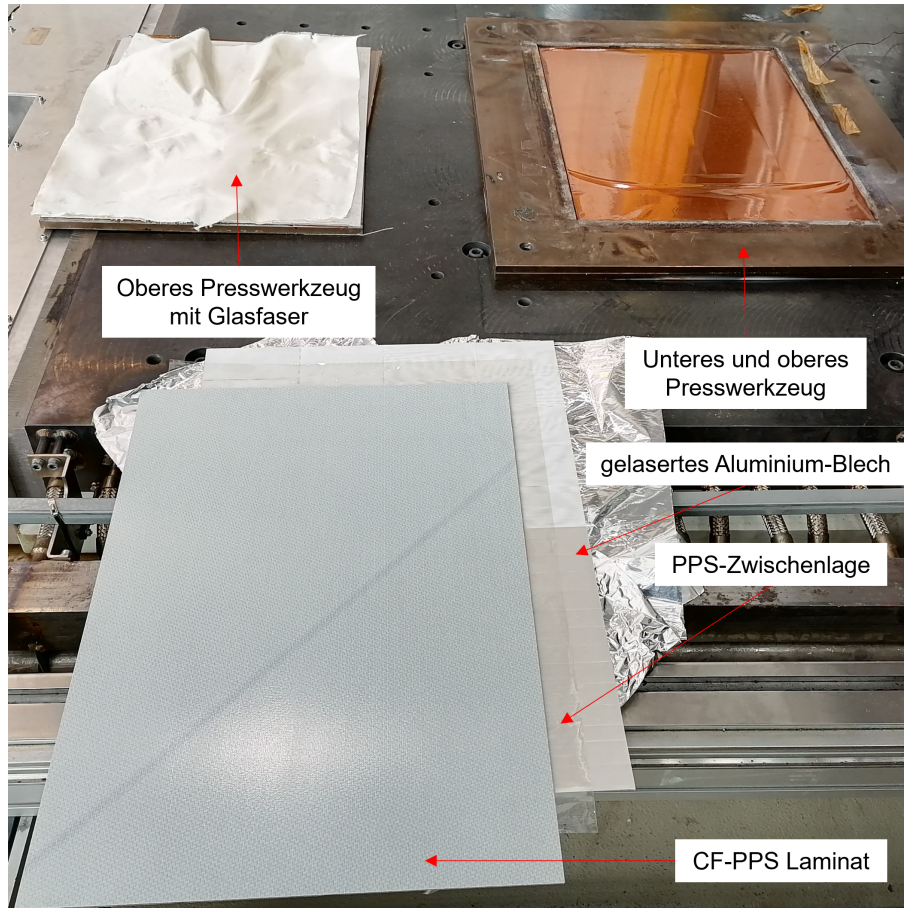


Abbildung 3.4: Herstellung des TP FMHs durch Co-Konsolidierung in der Heißpresse

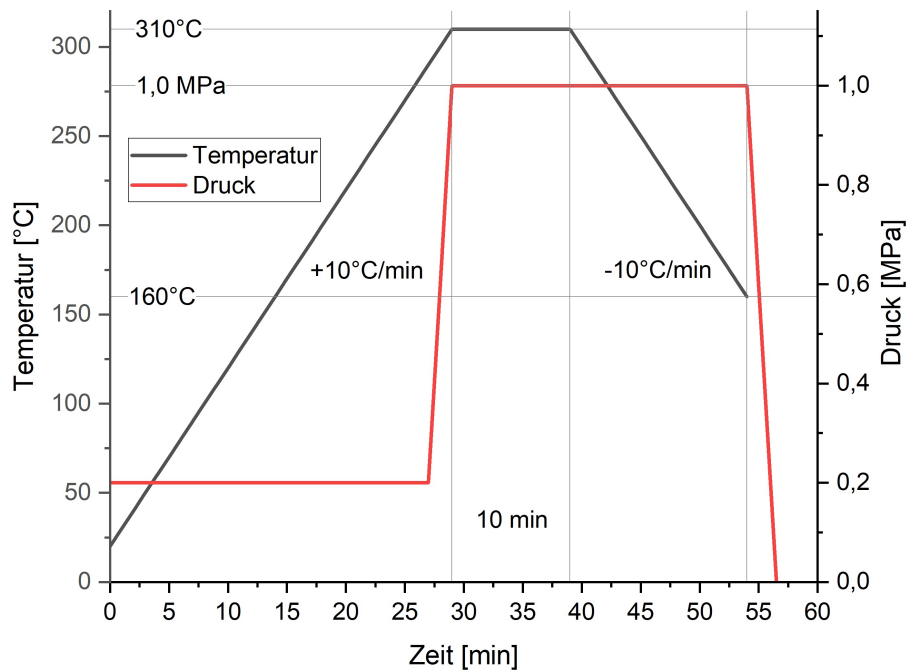


Abbildung 3.5: Temperatur- und Druckführung beim Co-Konsolidieren [54]

Nach der Entnahme zeigt die Probe eine starke Biegung (Abbildung 3.6a), b) und c)) und wird bei normalen Raumbedingungen gelagert. Drei Tage nach der Herstellung der Hybridprobe löst sich das CF-PPS-Laminat von der ungelaserten Aluminiumfläche (Abbildung 3.6d)). Bei der restlichen Fläche kann auf Grund der bestehenden Durchbiegung und Haftung von einer Anbindung des CF-PPS an das Aluminium ausgegangen werden.



Abbildung 3.6: Ergebnisse des TP FMH-Herstellungsprozesses durch Co-Konsolidierung

Die hergestellten Proben werden in der Versuchsliste zur Zugscherprüfung (Tabelle A.10, Anhang) mit den Kennungen HP1, HP5 und HP10 versehen. Dabei werden die Proben mit einfacher, fünffacher und zehnfacher Vorbehandlung referenziert. Da es sich bei den Proben um flächig verpresste Platten handelt, werden die TP FMHs mittels Kreissäge in Zugscherproben zugeschnitten und gekerbt. Die für die Zugscherprüfung vorgesehenen Proben werden in Abbildung 3.7 dargestellt.

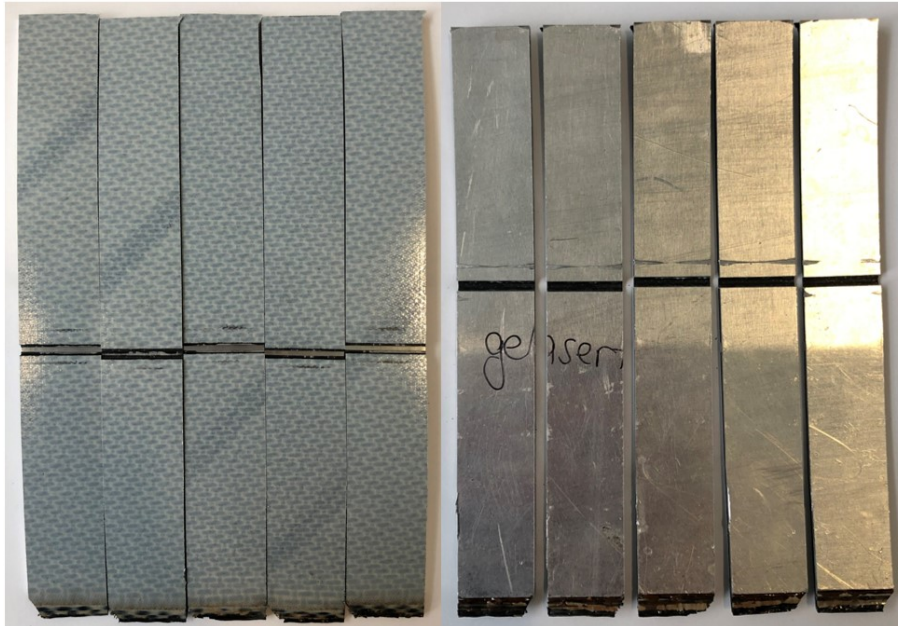


Abbildung 3.7: Gekerbte Zuschnitte co-konsolidierter TP FMHs, CFK-seitig (links) und Aluminium-seitig (rechts)

3.1.3 Herstellung mittels elektrischem Widerstandsschweißen

Für die Herstellung der TP FMHs wird die Schweißanlage (siehe Abbildung 3.8) auf die Probenlänge von 200 mm und einen Überlapp von 20 mm eingestellt und wie in Abbildung 3.9 für die Schweißversuche vorbereitet. Das untere Werkzeug wird dafür zwischen den zwei Kupferelektroden platziert und das zu fügende Aluminiumblech aufgelegt. Zur Isolation des elektrischen Stroms wird ein Kapton-Film an die Werkzeuge und an die Elektroden geklebt. Auf dem Aluminiumblech wird ein Temperatursensor mit Kapton-Klebefilm angebracht. Hierbei ist zu beachten, dass der Temperatursensor vom Stromfluss isoliert wird und die Temperaturmessung mit der Drahtspitze mittig zwischen dem Aluminiumblech und dem Schweißelement stattfindet. Das Schweißelement wird mittig auf die Fügefläche aufgelegt und seitlich mit Gewichten und Hebeln befestigt. Darauf wird das CF-PPS aufgelegt und durch das obere Werkzeug fixiert. Beim Schweißprozess muss ein definierter Pneumatik-Druck auf das obere Werkzeug und die beiden Kontaktierungsbereiche aufgebracht werden. Die Schweißelemente bestehen aus einem einlagigen CF-PPS-Gewebelaminat, welches beidseitig durch einlagiges, glasfaserverstärktes Polyphenylensulfid (GF-PPS)-Gewebelaminat und optional durch reine PPS-Folien isoliert wird. Die Isolationschichten werden mittels Ultraschall-Handschweißgerät an das Schweißelement angebracht. Um das Einkoppeln des Stroms in das Schweißelement zu erleichtern, werden die Ränder des Schweißelements mittels Nähmaschine perforiert.

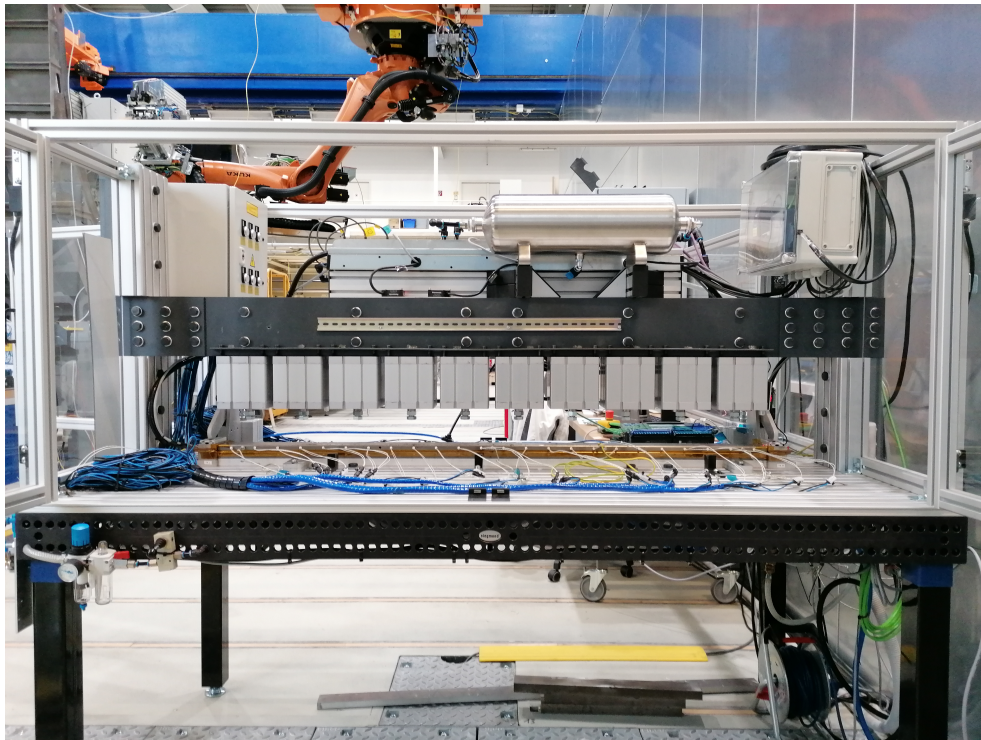


Abbildung 3.8: Schweißanlage zum elektrischen Widerstandsschweißen

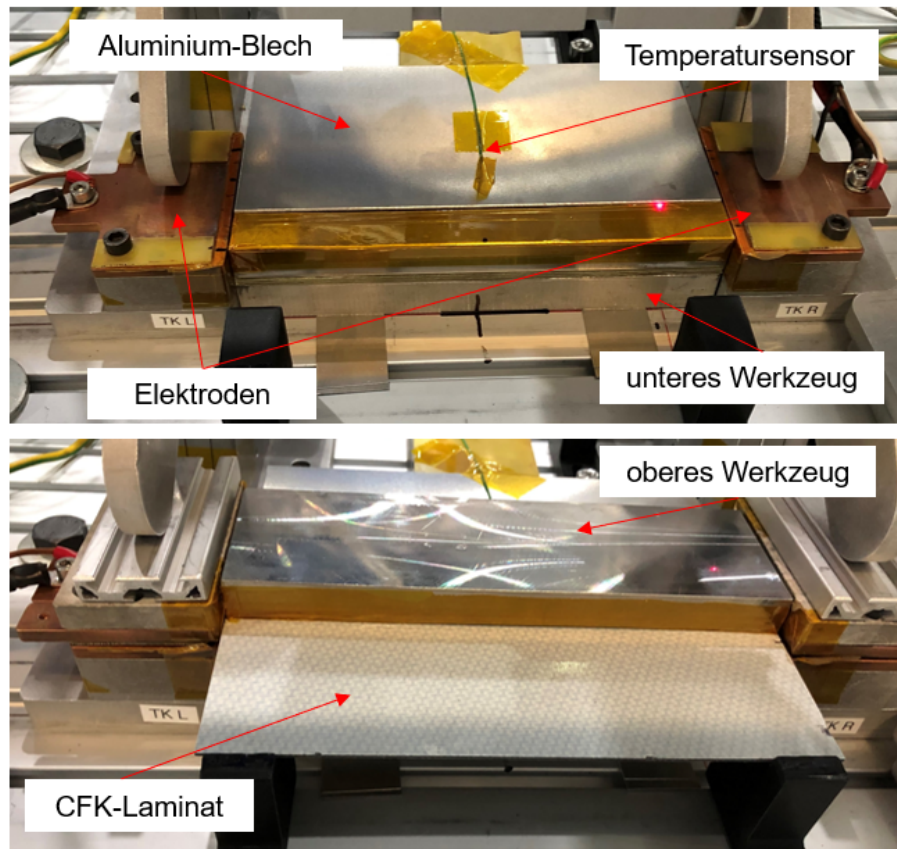


Abbildung 3.9: Aufbau der Schweißanlage zum elektrischen Widerstandsschweißen

Der Schweißprozess

Die Prozessparameter für das elektrische Widerstandsschweißen werden durch Vorversuche ermittelt. Für unterschiedliche Schweißzeiten (10, 20, 30 und 40 Sekunden) wird die Spannung sukzessiv erhöht, bis die für die Schweißzeit erforderliche Spannung erreicht wird. Die erforderliche Spannung wird dann erreicht, wenn die Verarbeitungstemperatur (300-330°C nach [59]) des CF-PPS-Laminats mit dem Temperatursensor zwischen dem Aluminiumblech und dem Schweißelement festgestellt werden kann. Die Vorversuche werden auf Grund der geringen Anzahl an laservorbehandelten Aluminiumblechen (insgesamt acht Stück) mit unvorbehandelten Aluminiumblechen durchgeführt. Bei ausreichender Temperatur nach den Temperaturannäherungsversuchen wird der gleiche Prozess mit einem laservorbehandelten Aluminiumblech zur Herstellung eines TP FMHs durchgeführt. Der Schweißprozess zur Hybridprobenherstellung wird in Tabelle 2 dargestellt. Zunächst findet ein Vorlaufprozess statt, damit der Strom in das Schweißelement einkoppeln kann. Daraufhin folgt der eigentliche Schweißprozess unter Variation der Schweißzeit und der zu ermittelnden Spannung. Das Ziel ist das Aufschmelzen der PPS-Matrix bei ausreichender Temperatur. Die Schweißzeit wird bei den Versuchen möglichst gering gehalten, damit der Wärmeeintrag in das Aluminium reduziert wird. Dadurch soll die Entstehung von Eigenspannungen durch eine geringere Wärmeausdehnung verhindert werden. Zudem wird die maximale Stromstärke an die Spannung angepasst, um im Falle eines Durchschlags die die Schweißanlage durchlaufende Stromstärke zu begrenzen. Für die Ermittlung der maximalen Stromstärke ist die Bedingung zu beachten, dass die voreingestellte Spannung erreicht wird. Der eingestellte Druck beim Vorlaufs- und Schweißprozess ist bereits sehr hoch, da die Fasern bei einem Druck von 0,25-0,3 MPa bereits aus dem Schweißelement ausgeschwemmt werden könnten und der Temperatursensor stark in das Schweißelement eingedrückt wird. Auf Grund der Sensibilität der Schweißanlage kann der Druck jedoch nicht niedriger eingestellt werden. Als dritter Schritt findet die Konsolidierung unter höherem Druck statt, indem die PPS-Schmelze in die Laserstrukturierung der Aluminiumoberfläche eindringt und erstarrt. Die Konsolidierung findet nur bei der Hybridherstellung mit den laservorbehandelten Blechen statt. In den eigenen Versuchen wird auf eine Schutzgasatmosphäre gem. [53] verzichtet. Die Fixierung der Komponenten wird durch die Werkzeuge gesichert.

Tabelle 2: Prozessschritte beim elektrischen Widerstandsschweißen

Schritt	Zeit [s]	Spannung [V]	maximale Stromstärke [A]	Druck [MPa]
1. Vorlaufprozess	10	1	5	0,25 - 0,3
2. Schweißprozess	10/20/30/40	ermittelte Spannung	entsprechende Deckelung	0,25 - 0,3
3. Konsolidierung	120	1	5	1

Der Schweißprozess kann durch einen Durchschlag unterbrochen werden. Bei einem Durchschlag steigt die Stromstärke bei plötzlichem Spannungsabfall stark an (Abbildung 3.10) und das Material erhitzt lokal, sodass es verbrennt und eine Rauchentwicklung stattfindet (Abbildung 3.11). Ein möglicher Grund für die Entstehung der Durchschläge ist das Einkoppeln des Stroms vom CFK-Schweißelement in das Aluminium durch mangelhafte Isolation oder das Ausschwemmen der Fasern durch den hohen Druck. Ebenfalls könnte die hohe flächenspezifische Leistung ein Grund für die Verbrennung der Matrix sein. In [53] werden Schweißversuche mit flächenspezifischen Leistungen im Bereich von 110-230 $\frac{kW}{m^2}$ durchgeführt. In einer ebenfalls in [53] durchgeführten FEM-Simulation wird zusätzlich die thermale Degradation der Matrix untersucht und eine maximale Leistung von 250 $\frac{kW}{m^2}$ für die PEI-Matrix auf Grund einer zu hohen Matrixdegradation empfohlen [53, S. 460]. Da es sich um einen anderen Kunststoff handelt als bei den Versuchen dieser Bachelorarbeit, kann die Prozessempfehlung nicht direkt übertragen werden. Die lokale Matrixdegradation kann jedoch ebenfalls zu einer Veränderung des Stromflusses aus den Fasern führen und somit Verbrennungen durch einen geringeren ohmschen Widerstand erzeugen.

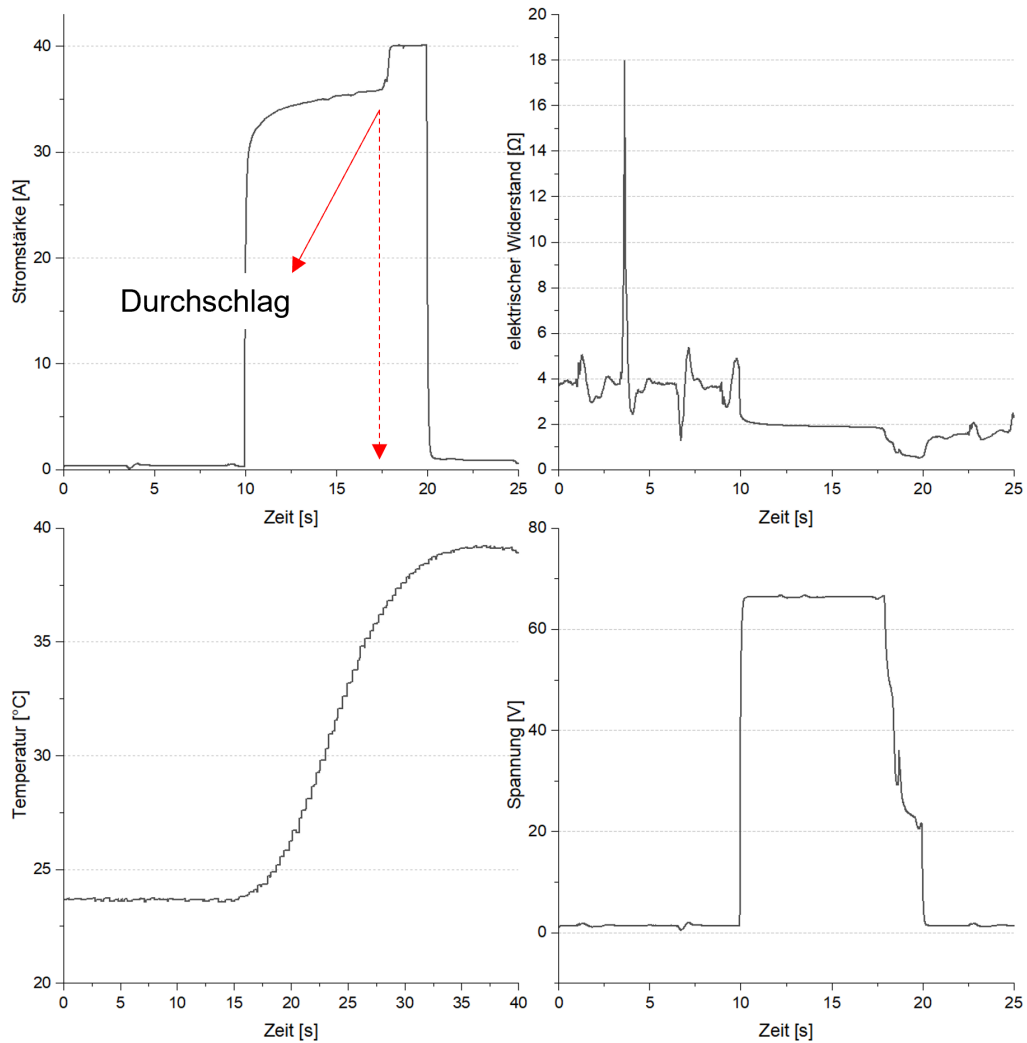


Abbildung 3.10: Verläufe der Stromstärke, Spannung, Temperatur und des ohmschen Widerstands bei einem Durchschlag

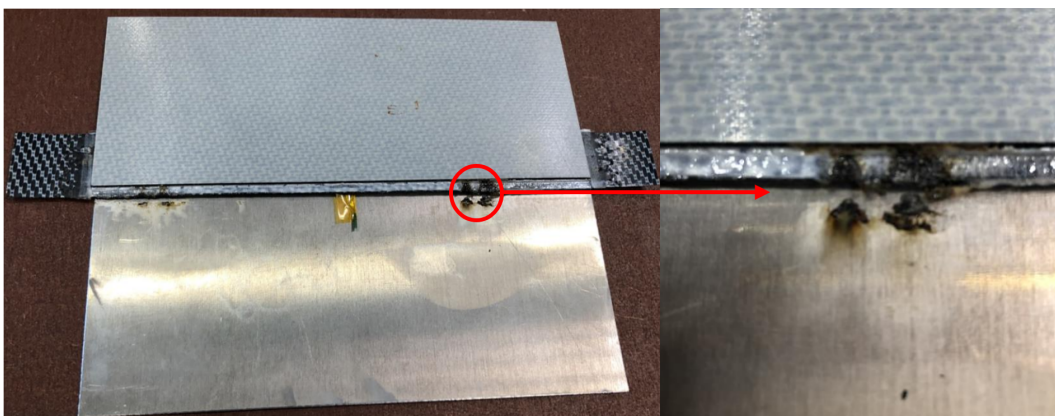


Abbildung 3.11: Verbrennung der Hybridprobe bei einem Durchschlag

Temperaturannäherung und Hybridherstellung bei 10 Sekunden

Die Vorversuche zur Temperaturannäherung bei einer Schweißzeit von 10 Sekunden starten bei einer Spannung von 5 V. Die Spannung wird in weiteren Versuchen ge-

mäß Abbildung 3.12 so lange erhöht, bis 300 °C durch den Temperatursensor erfasst werden können. Eine Spannung von 64 V bei einer flächenspezifischen Leistung von knapp $325 \frac{kW}{m^2}$ ist ausreichend. Die Leistung wird dabei auf die Fläche des Schweißelements bezogen und als weiterer Parameter gem. Gleichung 10 rechnerisch aus den erfassten Spannungen und Stromstärken ermittelt. Die Division durch 1000 wird zur Darstellung des Ergebnisses in Kilowatt durchgeführt. Die Größe des Schweißelements beträgt 0,26 m x 0,026 m. In [53, S. 453] werden flächenspezifische Leistungen beim Schweißen von mindestens $100 \frac{kW}{m^2}$ empfohlen, da die Wärme auf Grund der hohen Wärmeleitfähigkeit des Aluminiums schnell abgetragen wird. Bei zu hohen Leistungen sollte jedoch die thermale Degradation der Matrix berücksichtigt werden [53, S. 460]. Da bei den Vorversuchen eine Restwärme entsteht und die Starttemperatur bei 64 V bereits bei knapp 50 °C liegt, wird ein weiterer Versuch zur Temperaturannäherung bei 66 V durchgeführt. Der Versuch wird kurz vor Ende der Schweißzeit durch einen Durchschlag unterbrochen. Die Verläufe der Temperatur und der flächenspezifischen Leistung sind in Abbildung 3.13 dargestellt. Die bereits erreichte Temperatur liegt aber erkennbar über den erforderlichen 300 °C. Der Prozess mit 66 V und knapp $350 \frac{kW}{m^2}$ wird daher als ausreichend angenommen und für die Herstellung einer Hybridprobe durchlaufen. Auch bei der Hybridprobenherstellung unterbricht ein Durchschlag den Prozess kurz vor Schluss. Die Hybridprobe ist in Abbildung 3.14 (oben) von oben und von vorne abgebildet (unten). Bei der Darstellung von vorne kann die Biegung des Aluminiumblechs beobachtet werden. Dass das CF-PPS-Laminat die Biegung annimmt, lässt auf eine Anbindung schließen. Durch den Durchschlag sind auch hier Verbrennungen des Materials erkennbar. Die Probe wird mit der Kennung EWS1 in Tabelle A.10 (Anhang) referenziert.

$$P_{SE} = \frac{U \cdot I}{A_{SE} \cdot 1000} \quad \left[\frac{kW}{m^2} \right] \quad (10)$$

P_{SE} = flächenspezifische Leistung bezogen auf das Schweißelement

U = Spannung

I = Stromstärke

A_{HE} = Fläche des Schweißelements

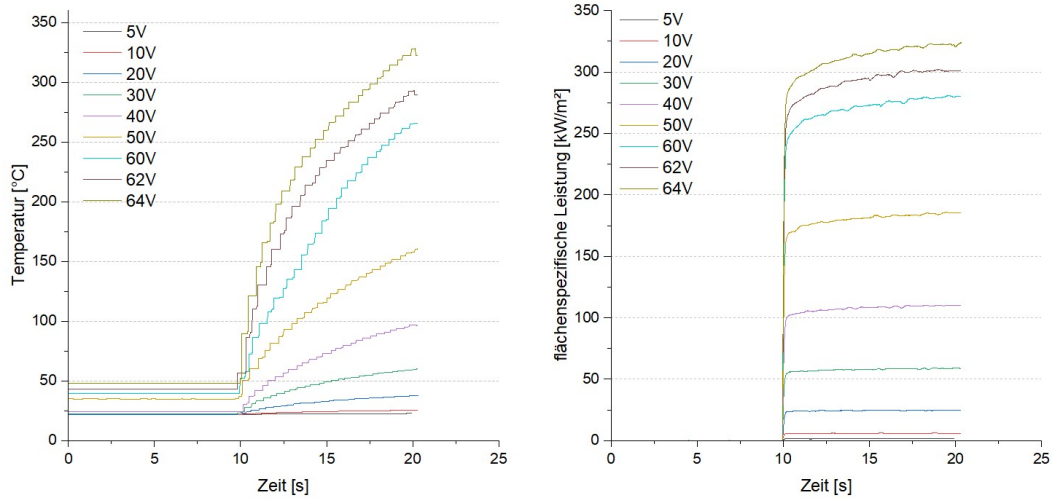


Abbildung 3.12: Temperaturannäherung bei einer Schweißzeit von 10 Sekunden

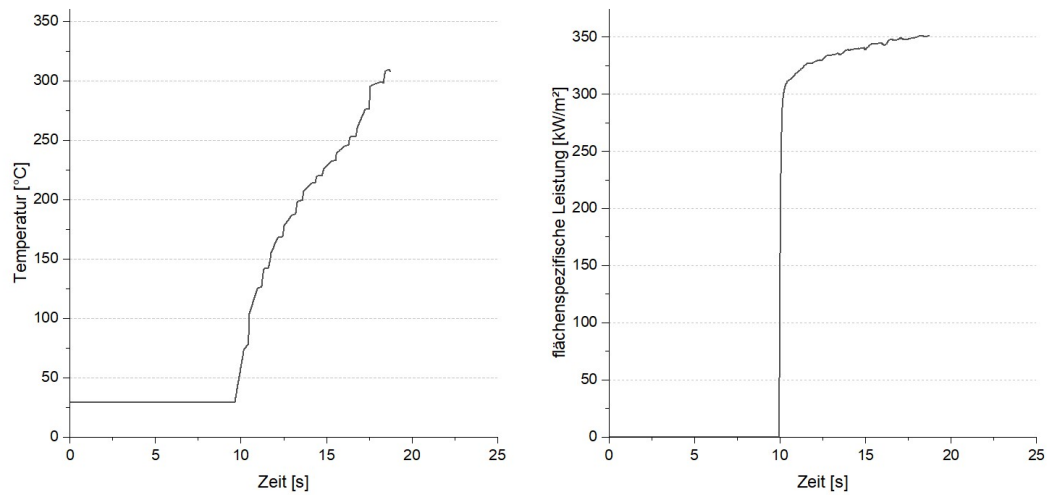


Abbildung 3.13: Temperaturannäherung bei 10 Sekunden und 66 V

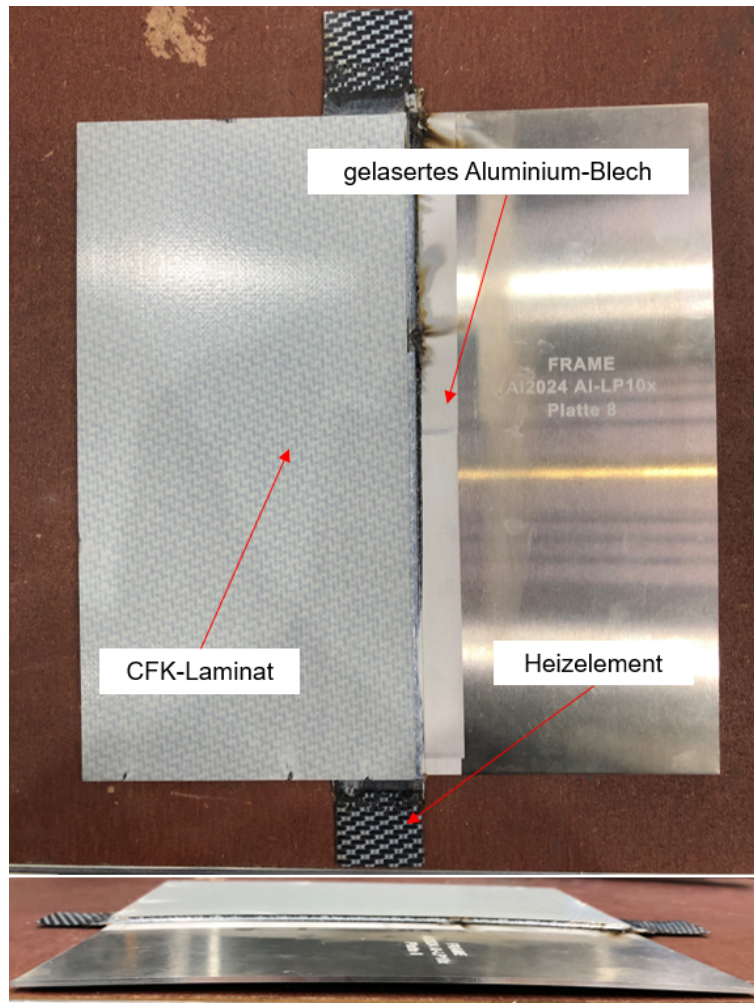


Abbildung 3.14: Hybridprobe bei einer Schweißzeit von 10 Sekunden in Draufsicht (oben) und Vorderansicht (unten)

Temperaturannäherung bei 20 Sekunden und 30 Sekunden

Da trotz der kurzen Schweißzeit von 10 Sekunden eine Biegung beim Aluminiumblech beobachtet werden kann, werden weitere Schweißversuche mit längeren Schweißzeiten durchgeführt. Auch wenn die bereits angedeutete, maximale flächenspezifische Leistung von $250 \frac{kW}{m^2}$ aus [53, S. 460] auf Grund des unterschiedlichen Kunststoffes nicht direkt übertragen werden kann, handelt es sich bei $350 \frac{kW}{m^2}$ bei 10 Sekunden um einen vergleichsweise hohen Wert. Eine Reduktion der Leistung könnte ebenfalls zu einem geringeren Durchschlagsrisiko führen. Die Temperaturannäherungen sowie die flächenspezifischen Leistungen bei 20 Sekunden (oben) und 30 Sekunden (unten) werden in Abbildung 3.15 dargestellt. Da bei den beiden Schweißzeiten die erforderliche Temperatur von $300 \text{ }^\circ\text{C}$ bei bereits hohen Spannungen und Leistungen nicht erreicht werden kann, werden keine Hybridproben mit 20 Sekunden bzw. 30 Sekunden Schweißzeit hergestellt und die Versuchsreihe mit der Temperaturannäherung bei 40 sekundiger Schweißzeit fortgesetzt.

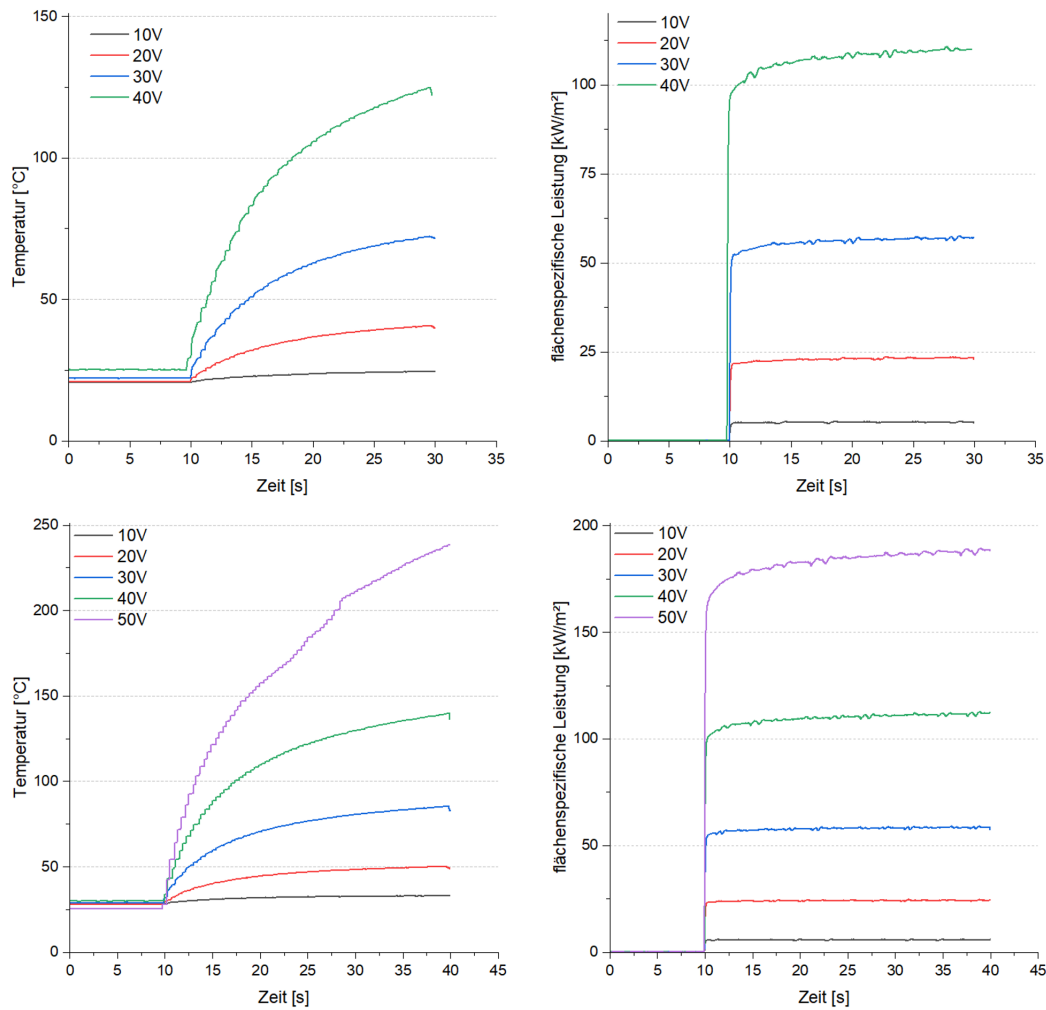


Abbildung 3.15: Temperaturannäherung bei einer Schweißzeit von 20 Sekunden (oben) und 30 Sekunden (unten)

Temperaturannäherung und Hybridherstellung bei 40 Sekunden

Die Temperaturannäherung und die zugehörige flächenspezifische Leistung bei 40 sekundiger Schweißzeit wird in Abbildung 3.16 dargestellt. Eine maximale Spannung von 54 V ist für die erforderliche Temperatur ausreichend. Die dafür erforderliche flächenspezifische Leistung ist mit knapp $225 \frac{kW}{m^2}$ deutlich geringer als bei 10 Sekunden Schweißzeit. Da auch hier die Starttemperatur durch die Restwärme deutlich höher ist als die angenommene Raumtemperatur, wird vor der Hybridprobenherstellung eine separate Temperaturannäherung mit einer kalten Probe durchgeführt. Für die Probe werden 55 V Spannung eingesetzt. Die Temperaturoaufzeichnung weist bei 55 V Spannung einen Defekt auf, daher zeigt die Temperaturoaufnahme in Abbildung 3.16 nur knapp 100 °C. Da die Matrix bei der Probe erkennbar aufgeschmolzen ist und die Starttemperatur nicht hoch über der Raumtemperatur liegt wird davon aus-

gegangen, dass die erforderliche Prozesstemperatur von 300 °C bei 55 V erreicht wird und der Prozess für die Hybridprobenherstellung geeignet ist. Die flächenspezifische Leistung liegt bei 55 V knapp unter 250 $\frac{kW}{m^2}$. Mit gleicher Prozesseinstellung werden weitere Hybridproben mit laservorbehandelten Aluminiumblechen hergestellt.

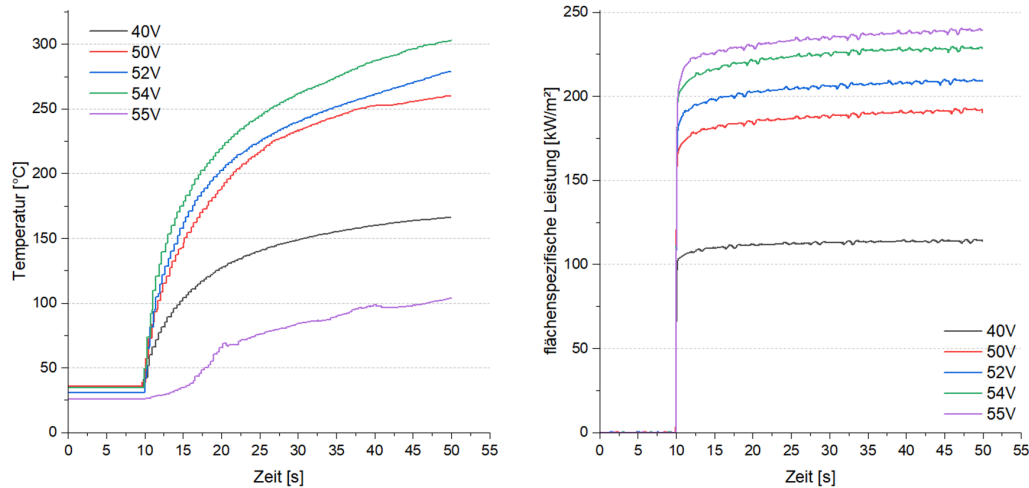


Abbildung 3.16: Temperaturannäherung und Hybridprobenherstellung bei einer Schweißzeit von 40 Sekunden

Bei der Herstellung der TP FMHs mit einer Schweißzeit von 40s wird der Aufbau der Schweißelemente variiert, um den Prozess sicherer bzgl. der Durchschläge zu gestalten. Zwei Proben werden ohne zusätzliches PPS hergestellt, um das Ausschwemmen der Kohlenstofffasern durch zu viel Matrixfluss zu reduzieren. Die Herstellung der ersten Hybridprobe ohne PPS-Folie wird kurz vor Schluss durch einen Durchschlag unterbrochen (Kennung in Tabelle A.10 (Anhang): EWS2). Der Durchschlag findet bei knapp 45 Sekunden statt, die hohe Spannung von 55 V wird somit nur ca. 35 Sekunden gehalten. Die Spannung und die Stromstärke zeigen den Durchschlag in Abbildung 3.18. Bei diesem Schweißelement kann festgestellt werden, dass der CFK-Streifen an der Durchschlagsstelle breiter ist als die Glasfaserisolierung. Um weitere Durchschläge zu vermeiden, werden die Glasfaserisolationsschichten breiter zugeschnitten. Die zweite Hybridprobe ohne PPS (Kennung in Tabelle A.10 (Anhang): EWS3) sowie eine dritte Hybridprobe mit zusätzlichem PPS und breiterer Glasfaserisolation (Kennung in Tabelle A.10 (Anhang): EWS4) werden nicht durch Durchschläge unterbrochen. Bei EWS3 wird zudem der Konsolidierungsdruck auf Grund fehlerhafter Prozesseinstellungen nicht für 120 Sekunden, sondern nur für 10 Sekunden angewandt. Auch bei den drei Hybridproben mit 40 sekundiger Schweißzeit ist eine Biegung des Aluminiums zu erkennen (Abbildung 3.17). Daher kann

auch bei diesen Hybridproben von einer Anbindung ausgegangen werden.

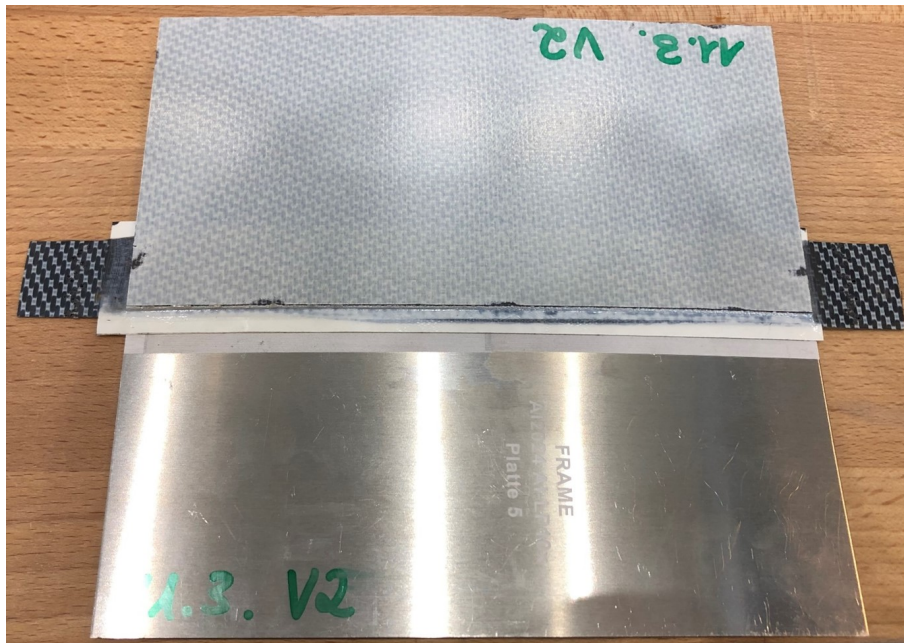


Abbildung 3.17: Hybridprobe bei einer Schweißzeit von 40 s

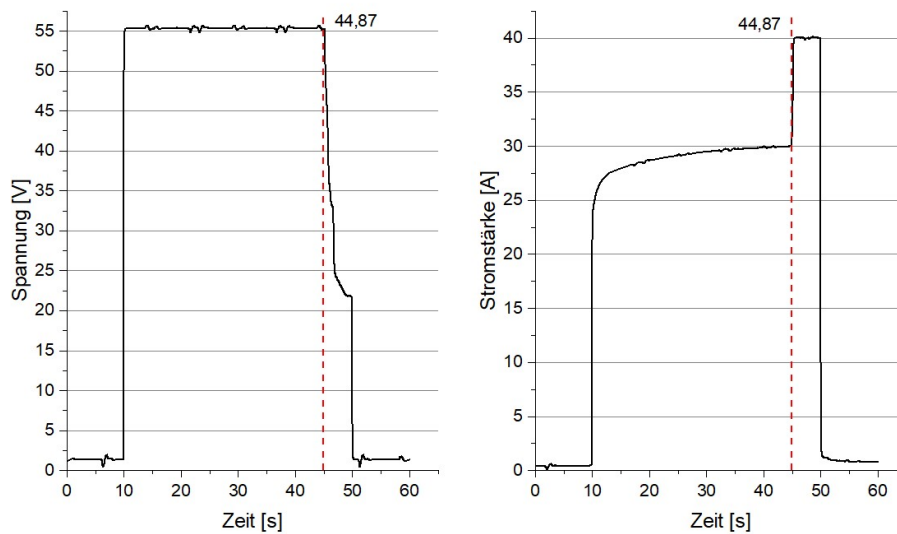


Abbildung 3.18: Darstellung des Durchschlags bei der Probenherstellung EWS2 durch die Spannung (links) und Stromstärke (rechts)

Insgesamt entstehen vier TP FMHs durch das elektrische Widerstandsschweißen (1 x 10 Sekunden sowie 3 x 40 Sekunden Schweißzeit), ein detailliertes Versuchsprotokoll befindet sich in Tabelle A.7 (Anhang). Die TP FMHs werden anschließend bei normalen Raumbedingungen gelagert und zu Zugscherproben zugeschnitten (Abbildung 3.19).



Abbildung 3.19: Zuschnitte der widerstandsgeschweißten Proben

Fazit und Ausblick zum elektrischen Widerstandsschweißen

Generell ist eine Prozessoptimierung beim elektrischen Widerstandsschweißen zur Herstellung von TP FMHs in einem DoE sinnvoll. Zudem sollte der Einfluss der Gestaltung des Schweißelements sowie die Entstehung und das Verhindern der Durchschläge für eine höhere Prozesssicherheit untersucht werden. Bisherige Versuche deuten darauf hin, dass eine ausreichend breite GF-PPS-Isolationsschicht präventiv gegen Durchschläge wirken kann. Die Anwendung von PPS-Folie als Isolationsmaterial könnte durch die Faserbewegungen und Ausschwemmung zu Durchschlägen und zu einem ungleichmäßigen Stromfluss durch das Schweißelement führen.

3.1.4 Herstellung mittels Ultraschallschweißen

Da der kontinuierliche Schweißprozess einige Zentimeter Vorlauf bedarf und die Schweißnahtqualität über die Probenlänge stark variiert, ist die vorgesehene Probenlänge von 200 mm zu kurz für die kontinuierliche Prozessführung. Die Herstellung der TP FMHs erfolgt daher durch Multi-Spot-Schweißen. Zunächst wird dafür der

Schweißprozess erläutert und anschließend eine Zusammenfassung der wichtigsten Erkenntnisse bisheriger Multi-Spot-Schweißversuche von anderen Abschlussarbeiten dargestellt [54]. Um geeignete Parameter und Konfigurationen zum Schweißprozess zu ermitteln, werden auch beim Ultraschallschweißen Vorversuche durchgeführt und der Schweißprozess variiert. Die Kennung und zugehörige Daten des Ultraschallgenerators können der Tabelle A.6 (Anhang) entnommen werden. Der Endeffektor beim Ultraschallschweißen wird in Abbildung 3.20 dargestellt.

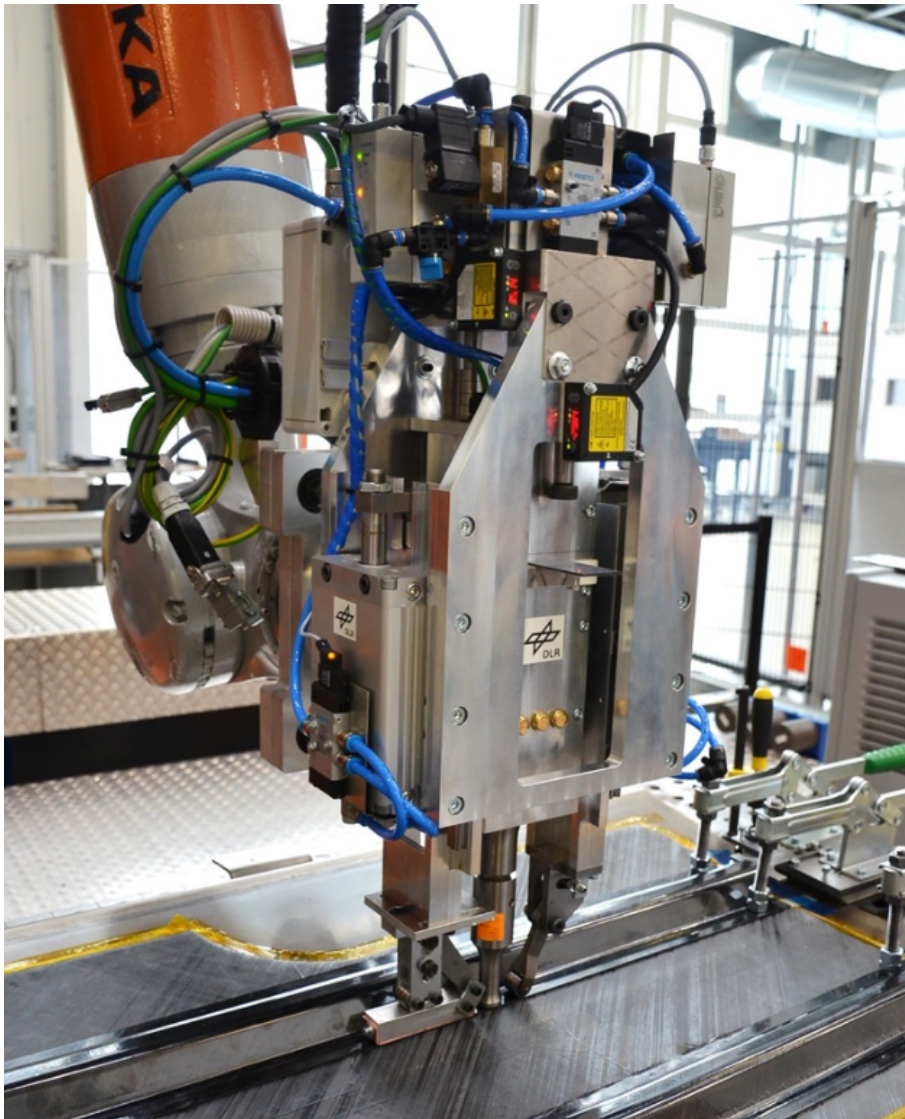


Abbildung 3.20: Endeffektor beim Ultraschallschweißen

Der Multi-Spot-Schweißprozess

Beim Multi-Spot-Schweißen werden mehrere Schweißpunkte über die zu fügende Fläche verteilt. Hierfür wird eine Startposition der Sonotrode definiert und anschließend eine Bewegungsrichtung festgelegt. Die Abstände zwischen den einzelnen Punkten

lassen sich ebenfalls definieren. Ein Schweißpunkt kann durch die Parameter Schweißamplitude, Schweißzeit und Schweißkraft charakterisiert werden. Die Konsolidierung wird durch den Konsolidierungsdruck sowie die Konsolidierungszeit parametrisiert. Die Frequenz ist durch die Schweißeinheit auf 20 kHz festgelegt und wird in den Versuchen nicht variiert. Wie auch in Abbildung 3.21 erkennbar ist, können bei dem verwendeten Schweißeffektor zusätzliche Fixierungsarme seitlich der Sonotrode herabgefahren werden, um das Verrutschen der Probe zu verhindern. Im Prozess wird die Sonotrode sowie die Fixierung zunächst über einem Schweißpunkt positioniert und anschließend herabgefahren. Nach der Punktschweißung und der Konsolidierung werden die Sonotrode und die Fixierungseinheit wieder angehoben und mit einem definierten Abstand zum nächsten Schweißpunkt bewegt.



Abbildung 3.21: Darstellung des Multi-Spot-Schweißprozesses

Ergebnisse vorangehender Multi-Spot-Schweißversuche

Vorangehende Versuche zum Multi-Spot-Schweißen mit FDM-aufgetragenen Energierichtungsgebern in dreieckiger Form zeigen, dass die Wärmeentstehung durch die leichte Verkipfung des oberen Substartes an der äußeren Kante der Sonotrode fokussiert wird. Als Energierichtungsgeber ist somit die Auftragung reiner PPS-Folie mit einem Handultraschallgerät auf das CF-PPS ausreichend. Um die Wärmeentstehung mit der Energierichtungsgeberfolie zu fokussieren, werden die Folien zudem mittels Nähmaschine perforiert. Zudem kann sowohl bei der kontinuierlichen Prozessführung als auch beim Multi-Spot-Schweißen ein Wärmeverlauf sowie ein Wärmestau am Ende der Probe durch das Vorauseilen des Aufschmelzens der Matrix und des Energierichtungsgebers beobachtet werden. Um die Matrixdegradation zu verhindern, muss die einzutragende Wärme im Verlauf des Schweißprozesses reduziert werden. Zudem kann eine bessere Anbindung am Ende der Probe auf Grund der längeren Wärmeeinwirkung beobachtet werden.

Ergebnisse der Vorversuche mit CF-PPS und Aluminium EN AW-2024

Ein Versuchsprotokoll zu den Ultraschallschweißversuchen wird in Tabelle A.8 (Anhang) dargestellt. Die Schweißversuche werden zunächst mit zwei Energierichtungsgeberfolien und Aluminium als unteres Substrat durchgeführt. Die Initialparameter können der Tabelle 3 entnommen werden und stammen aus Erfahrungswerten vorgehender CF-PPS-Schweißungen mit FVK mit duromerem Matrixsystem [54]. Bei einer PPS-Foliendicke von 0,08 mm ergibt sich eine Energierichtungsgeberdicke von insgesamt 0,16 mm. Die Versuche mit zwei Folien zeigen jedoch, dass zu wenig Polymerfluss entsteht und die Matrixdegradation zu schnell erfolgt. Bei mehr Polymerfluss besteht zudem ein größeres Zeitfenster zum Erhitzen und zum Eindringen der Matrix in die Oberflächenstruktur des Aluminiums. Weitere Versuche werden daher mit drei Energierichtungsgeberfolien durchgeführt, woraus sich eine Gesamtdicke des Energierichtungsgebers von 0,24 mm ergibt. Diese Werte entsprechen den Werten der in der Literatur aufgeführten Versuchsreihen [18, S. 2608].

Weitere Versuche mit drei Energierichtungsgeberfolien lassen darauf schließen, dass eine geringere Amplitude bei einer längeren Schweißzeit vorteilhaft ist. Bei zu hohen Amplituden zeigen sich Degradationserscheinungen der Energierichtungsgeberfolie sowie am CF-PPS-Laminat. Die längere Schweißzeit bei geringerer Amplitude ist vermutlich geeigneter, da auch hier ein größerer Zeitraum für das Eindringen des Polymerflusses in die Aluminiumstruktur besteht. Die Parameter „Multi-Spot-Schweißen (CF-PPS oben)“ gem. Tabelle 3 erzeugen das beste Ergebnis bei der Probenherstellung über die gesamte Länge von 200 mm mit CF-PPS als oberes Substrat. Hierfür wird ebenfalls eine Kapton-Unterlage zur Isolation des Wärmeflusses in den Amboss verwendet. Die Festigkeit der Anbindung ist für eine mechanische Prüfung nicht ausreichend, da sich die Probe per Hand auseinanderbrechen lässt. Für weitere Versuche wird die Prozessgestaltung variiert.

Variation der Prozessgestaltung

Zunächst werden Hybridproben mittels Single-Spot-Ultraschallschweißen hergestellt. Auf Grund des Single-Spot-Schweißprozesses wird eine rechteckige Sonotrode in nahezu entsprechender Fläche des Überlapps (25 mm x 20 mm) verwendet. Da die Proben mittels Bohrungen eingespannt werden, ist eine Fixierung durch Fixierungsarmen nicht notwendig. Die Probengeometrie entspricht demnach nicht dem ursprüng-

lichen Anspruch der Länge von 200 mm, jedoch können hier einzelne Schweißpunkte isoliert betrachtet werden und die potentielle Schädigung der Anbindung durch die jeweils folgenden Punktschweißung im Multi-Spot-Schweißprozess ausgeschlossen werden. Auch hier resultieren für die mechanische Prüfung nicht ausreichend feste Anbindungen. Versuche mit Aluminium als oberes Substrat erzeugen mit den in Tabelle 3 aufgeführten Parametern „Single-Spot-Schweißen (Aluminium oben)“ dagegen eine für die mechanische Prüfung ausreichende Anbindung. Eine Single-Spot-geschweißte SLSP wird in Abbildung 3.22 dargestellt. In den weiteren Versuchen wird daher Aluminium als oberes Substrat verwendet und auf den ermittelten Schweißparametern aufgebaut. Es bleibt in der mikroskopischen Betrachtung jedoch zu beachten, ob durch den Stackaufbau ein direkter Kontakt zwischen Aluminium und Kohlenstofffaser hervorgerufen wird. Es entstehen insgesamt sieben Zugscherproben aus dem Single-Spot-Schweißprozess, sie werden in Tabelle A.10 (Anhang) mit der Kennung „USS“ referenziert und bis zur mechanischen Prüfung bei normalen Raumbedingungen gelagert.

Tabelle 3: Parameter zum Ultraschallschweißen

	Initialparameter	Multi-Spot-Schweißen (CF-PPS oben)	Single-Spot-Schweißen (Aluminium oben)
Schweißamplitude [%]	80 -90	55	57
Schweißzeit [ms]	500 - 600	3000	2500
Schweißkraft [N]	500 - 1000	500	500
Fixierungskraft [N]	1500	750	-
Konsolidierungszeit [ms]	2500	7000	7000
Konsolidierungskraft [N]	1650	2500	2500

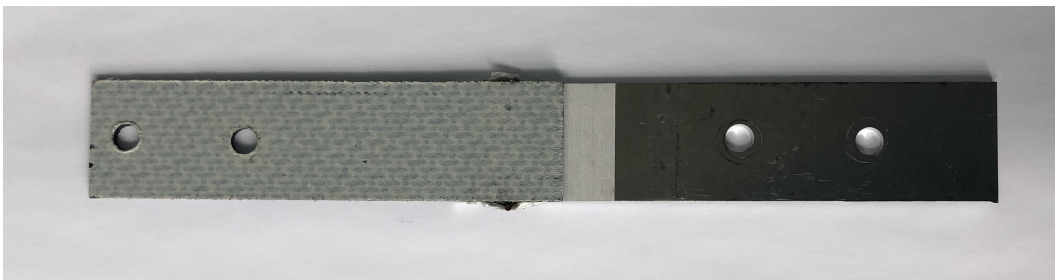


Abbildung 3.22: Herstellung eines TP FMHs mittels Single-Spot-Schweißen

Ein weiterer Versuch der Probenherstellung durch Multi-Spot-Schweißen auf eine Hybridlänge von 200 mm mit den ermittelten Parametern „Single-Spot-Schweißen (Aluminium oben)“ und Aluminium als oberes Substrat zeigt wiederum eine mangelhafte Anbindung. Sowohl für die Single-Spot-Schweißversuche als auch für die Anwendung der ermittelten Parameter im Multi-Spot-Schweißprozess werden unbe-

nutzte, laserstrukturierte Aluminiumbleche verwendet. Dass eine bereits geschweißte Aluminiumplatte eine fehlerhafte Laserstruktur aufweisen könnte, lässt sich durch die mangelhafte Anbindung bei einem neuen Aluminiumblech und identischen Parametern widerlegen.

In einem letzten Versuch der Prozessvariation wird das Aluminiumblech in einem vorläufigen Vakuum-Ofenprozess mit PPS-Folie beschichtet. Die Anbindung wird hier gemäß Kapitel 2.2.2 stärker erwartet, da das Polymer bereits vor der Schweißung in der Laserstruktur verriegelt ist und somit nur noch das CF-PPS-Laminat auf eine PPS-Oberfläche geschweißt werden muss. Wie in Abbildung 3.23 dargestellt wird, wird hierfür das laserstrukturierte Aluminium zunächst auf einer Kapton-Folie (PI-Folie) bündig fixiert (links) und anschließend zwei aneinander geheftete PPS-Folien auf der Laserstruktur platziert (mittig). Das Aluminiumblech wird mit einer Kapton-Deckfolie auf der Ofenplatte so positioniert, dass sich das Aluminiumblech über der Perforierung der Platte befindet (rechts). Durch die Perforierung wird dem Aufbau mittels Vakuumpumpe Luft entzogen und somit Druck durch Vakuum erzeugt. Eine Unterlage (rechts) verhindert das Anhaften von Kunststoff auf der Ofenplatte. Für den Heizprozess im Ofen wird der Aufbau nochmals durch eine weitere Kapton-Folie überdeckt und mittels Tape abgeklebt (Abbildung 3.24 (links)). Der Aufbau durchläuft den in Tabelle 4 veranschaulichten Heizzyklus. Das Resultat wird in Abbildung 3.24 (rechts) dargestellt. Die Folie zeigt dabei an den Rändern noch kleine, nicht aufgeschmolzene Bereiche in Form von weißen Überständen. Weit überstehende Folienreste werden abgeschnitten, sodass nur der beschichtete Bereich erkennbar ist.



Abbildung 3.23: Vorbereitung der Beschichtung im Vakuum-Ofenprozess

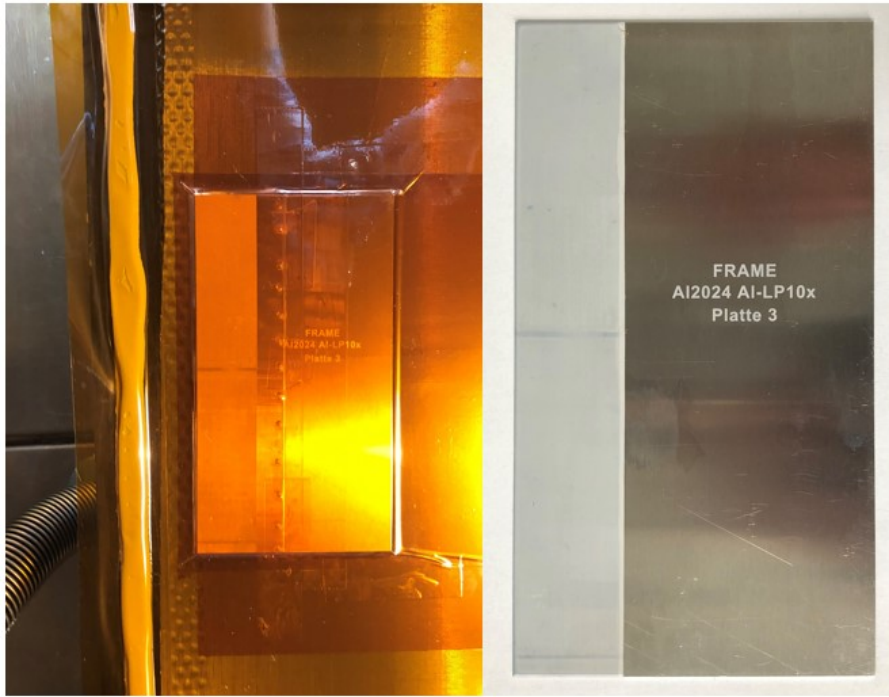


Abbildung 3.24: Aluminiumblech im Vakuum (links) sowie das beschichtete Aluminiumblech (rechts)

Tabelle 4: Parameter zum Vakuum-Ofenprozess

Von [°C]	Auf [°C]	Zeit [min]	Heizrate [°C/h]
25	320	30	+600
320	320	10	0
320	25	30	-600

Beim Multi-Spot-Schweißen des beschichteten Aluminiumblechs werden ebenfalls drei Energierichtungsgeberfolien verwendet, um die Hitzeentstehung in der Schweißnaht zu fokussieren. Die überschüssige Polymerschmelze wird im Verlauf des Prozesses durch den aufbrachten Druck aus der Fügezone gedrückt. Das Ergebnis des Multi-Spot-Schweißprozesses mit beschichtetem Aluminium wird in der Draufsicht sowie in einer Nahaufnahme der Rückseite der Probe in Abbildung 3.25 dargestellt. Die Probe zeigt eine etwas festere Anbindung bei einer mechanischen Prüfung per Hand, jedoch ist sie auf Grund des bestehenden Spaltes zwischen den Komponenten nicht für eine mechanische Prüfung geeignet. Zudem kann v. a. am unteren Ende der Probe an den unregelmäßig durchsichtigen und milchigen Rändern der Beschichtung beobachtet werden, dass die PPS-Folie aus der Laserstruktur herausgelöst wird. Auch bei dieser Probe lässt sich die Wärmeleitung und der Wärmestau am Ende des TP FMH durch einen kleiner werdenden Spalt beobachten (Abbildung 3.25, unten).

Um die Anbindung zwischen der Beschichtung und der Laserstruktur beschreiben zu können, wird aus dieser Probe ebenfalls eine Schliffprobe für die Mikroskopie hergestellt.

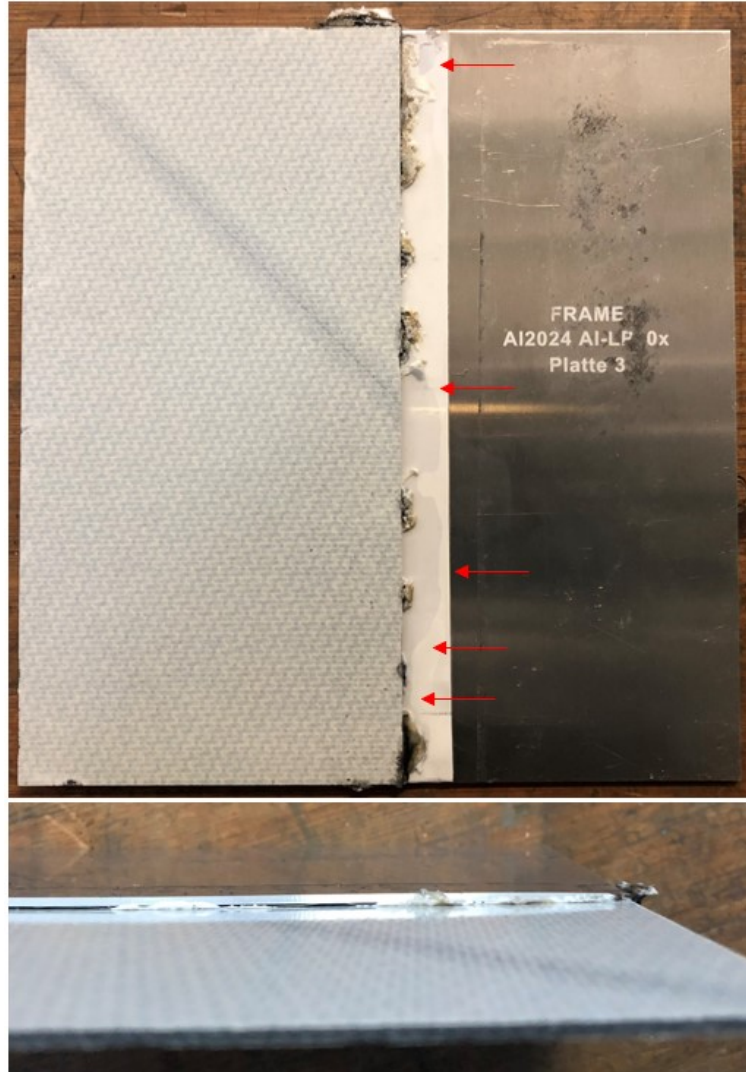


Abbildung 3.25: Ergebniss des Multi-Spot-Schweißprozesses mit beschichteter Aluminiumplatte (oben) sowie die Nahaufnahme des gegen Ende zulaufenden Spalts (unten)

Fazit und Ausblick zum Ultraschallschweißen

Für das Ultraschallschweißen von Aluminium und CF-PPS sind längere Schweißzeiten bei geringeren Amplituden vermutlich besser geeignet, da bei zu hohen Amplituden Matrixdegradation auftritt und die Polymerschmelze ausreichend Zeit benötigt, um in die Laserstruktur des Aluminiums einzudringen. Ebenfalls zu besseren Ergebnissen führt die Unterlage von Isolationsfolie sowie die Verwendung des Aluminiums als oberes Substrat im Schweißaufbau.

Die bessere Anbindung mit Aluminium als oberes Substrat stehen den Ergebnissen der Literatur gegenüber [18, S. 2613]. Die Anbindung mit höherer Zugscherfestigkeit wird in [18] mit einer Kapton-Wärmeisolationsfolie und Aluminium als unteres Substrat erreicht. Die Versuche in [18] werden jedoch verdrängungsgesteuert durchgeführt und versichern somit das vollständige Aufschmelzen und Verdrängen des Energierichtungsgebers. Gleichzeitig kann gemäß Abbildung 2.12 in Kapitel 2.1.2 davon ausgegangen werden, dass bei einem vollständig verdrängtem Energierichtungsgeber bereits erste Schmelzpunkte im CFK-Substrat vorliegen. Wenn das CFK-Substrat bereits aufgeschmolzen und der Energierichtungsgeber vollständig verdrängt ist, gelingt die Benetzung der Metalloberfläche. Der in der Mikrostruktur verbleibende Energierichtungsgeber konsolidiert somit besser mit der Matrix des TP FVK. Die zweite Leistungsspitze und damit das Aufschmelzen des CF-PPS-Grundmaterials ist somit essentiell für die Bildung einer Schweißnaht mit guter Anbindung [18, S. 2612]. In den durchgeführten Versuchen der vorliegenden Bachelorarbeit wird der Schweißprozess über die Zeit gesteuert. Das vollständige Aufschmelzen und Verdrängen des Energierichtungsgebers kann also nicht durch die Prozessführung garantiert werden. Die Aufnahme eines eigenen Schweißprozesses (Abbildung 3.26 in roter Linie) mit Aluminium als unteres Substrat und CF-PPS als oberes Substrat zeigt beispielsweise keine vergleichbaren Leistungsspitzen. Es ist lediglich eine erste Leistungsspitze (vergleichbar mit Phase 1 und Phase 2 aus Kapitel 2.1.2) erkennbar, welche auf das Aufschmelzen des Energierichtungsgebers hinweist. Eine zweite Leistungsspitze ist jedoch nicht deutlich erkennbar. Somit kann nach [19] nicht davon ausgegangen werden, dass der Energierichtungsgeber vollständig aufgeschmolzen und verdrängt wird. Ein lokales Aufschmelzen des CF-PPS-Substrates kann ebenfalls nicht festgestellt werden. Die besseren Ergebnisse mit Aluminium als oberes Substrat in den eigenen Versuchen könnte darauf zurückzuführen sein, dass durch die Konfiguration der Energierichtungsgeber schneller erhitzt und sich schneller mit der Aluminiumstruktur verbindet, ohne eine richtige Anbindung mit der CFK-Substratoberfläche einzugehen. Die schnellere Wärmeentstehung entspricht den in [18, S. 2613] beobachteten Versuchsergebnissen und resultiert durch die unterschiedlichen Wärmeleitfähigkeiten. Für den Schweißprozess ist also eine Optimierung unter Einbezug der Leistungskurven und deren Interpretation zur Schmelzbildung in weiteren Versuchen sinnvoll.

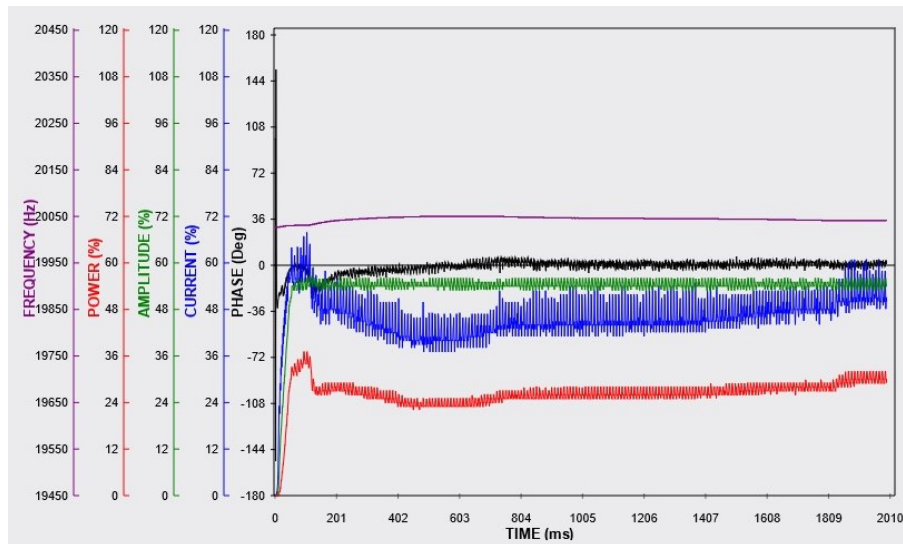


Abbildung 3.26: Darstellung der Leistungskurven eines Zeit-gesteuerten Schweißprozesses aus Versuch-NR.3/3

Der Multi-Spot-Schweißprozess erweist sich in den Versuchen zur Herstellung von TP FMHs über eine Länge von 200 mm und einer Überlappbreite von 20 mm als ungeeignet. Ein Grund hierfür könnte die Schädigung der bisherigen Schweißpunkte durch den jeweils neuen Schweißpunkt sein. Diese Aussage lässt sich durch die Beobachtung stützen, dass die Schweißparameter vom Single-Spot-Schweißen auf die volle Länge mit Multi-Spot-Schweißen keine feste Anbindung erzeugen. Für die Herstellung von TP FMHs könnte in weiteren Versuchen der kontinuierliche Schweißprozess sowie die Anwendung einer auf die Fügefläche angepassten Sonotrode im Single-Spot-Schweißprozess untersucht werden. Zudem könnte eine vorherige Beschichtung der Laserstruktur sinnvoll sein. Die zugehörigen Prozessparameter müssen hierfür jedoch noch in weiteren Versuchen ermittelt werden. Die nicht aufgeschmolzenen PPS-Folienüberstände des beschichteten Aluminiumblechs (Abbildung 3.25) lassen darauf schließen, dass die Temperatur im Vakuum-Ofenprozess nicht ausreichend hoch ist. Die Wärme könnte beispielsweise durch die Werkzeuge im Ofen aufgenommen werden.

3.2 Prüfung der Hybridproben

Die Prüfung der TP FMHs erfolgt mittels Zugscherprüfung und der Betrachtung der Bruchflächen sowie der Mikroskopie von Probenquerschnitten mittels digitalem Lichtmikroskop (Kennung in Tabelle A.11, Anhang). Durch die Bruchflächenbetrachtung können Versagensmechanismen charakterisiert werden und die unterschiedlichen Festigkeiten der Verbindungen begründet werden. Durch die mikroskopische Betrachtung

tung von Querschnittsflächen werden die Ergebnisse der Bruchflächenbetrachtung gestützt und die Anbindungen der einzelnen Proben bewertet.

3.2.1 Zugscherprüfung

Es sind insgesamt 42 Single-Lap-Shear-Proben für die Zugscherprüfung vorgesehen, alle SLSPs und deren zugehörige Herstellungsprozesse werden in Tabelle A.10 (Anhang) aufgelistet. Für die Berechnung der Zugscherfestigkeit werden die einzelnen Proben vermessen und die Fügeflächen durch Multiplikation der Längen und Breiten ermittelt. Die Zugscherprüfung erfolgt gemäß der Norm ASTM D1002 mit einer Prüfgeschwindigkeit von $1 \frac{mm}{min}$. In Tabelle A.11 (Anhang) wird die Kennung der Prüfmaschine sowie der Kraftmessdose aufgelistet. Die geometrischen Abweichungen der Proben zur Norm können im Anhang der Abbildung A.1 zu den co-konsolidierten Proben, der Abbildung A.2 zu den widerstandsgeschweißten Proben sowie der Abbildung A.3 zu den ultraschallgeschweißten Proben entnommen werden. Die ermittelten Zugscherfestigkeiteswerte werden anschließend in Kapitel 4 mit den Literaturwerten verglichen. Hierbei ist zu beachten, dass die Zugscherfestigkeiten durch die Kerbung der co-konsolidierten Proben und die normalen SLSPs bei den Schweißprozessen nur bedingt vergleichbar sind. Der unterschiedliche Aufbau der Proben könnte sich unterschiedlich auf die Spannungsverteilung auswirken.

Die Ergebnisse der Zugversuche werden in Abbildung 3.27 sowie in Tabelle 5 zusammengefasst. Erwartungsgemäß stellt die Co-Konsolidierung den idealen Fügeprozess mit der höchsten Zugscherfestigkeit dar. Der höchste Festigkeitswert wird mit der zehnfachen Laserstrukturierung erreicht und der Mittelwert von 19,85 MPa bildet die Referenz für weitere Vergleiche. Die Proben EWS1, EWS2 und EWS4 zeigen ähnliche Zugscherfestigkeiten von 23,54% bis 27,41% auf. EWS3 dagegen erreicht 80,74% der Referenzfestigkeit. Der starke Unterschied zwischen EWS3 und den übrigen widerstandsgeschweißten Proben könnte auf die geringere PPS-Menge zurückzuführen sein, da weniger PPS-Folie auf Schmelztemperatur zu erhitzen ist und somit das Eindringen des Polymerflusses in die Laserstrukturierung durch eine geringere Viskosität schneller erfolgt. Die Probe EWS2 ist zwar ebenfalls ohne zusätzliche PPS-Isolationsfolie am Schweißelement aufgebaut, der Prozess wird jedoch von einem Durchschlag bei ca. 45 Sekunden unterbrochen. Zudem könnten die unterschiedlichen Konsolidierungsphasen von 10 Sekunden und 120 Sekunden einen Einfluss auf den Anbindungsmechanismus bewirken. Probe EWS1 wurde ebenfalls durch einen Durch-

schlag im Schweißprozess unterbrochen. Die Zugscherfestigkeiten der Proben EWS1 und EWS2 repräsentieren somit nicht die Zugscherfestigkeit dieser Parameter, da die Wärmeentstehung frühzeitig unterbrochen wird. Die ultraschallgeschweißten Proben weisen im Mittel eine Zugscherfestigkeit von 7,24 MPa auf und erreichen damit einen Referenzfaktor von 36,49%. Die relative Standardabweichung von 50,28% zeigt jedoch, dass keine ausreichende Prozesswiederholbarkeit gegeben ist. Die Standardabweichungen der co-konsolidierten Proben und widerstandsgeschweißten Proben werden zwar mit angegeben, bieten jedoch keine Aussagekraft für die Prozesswiederholbarkeit, da die Proben aus jeweils einem Herstellungsprozess stammen und aus dem gleichen TP FMH-Verbund zugeschnitten werden. Bei den ultraschallgeschweißten Proben handelt es sich dagegen um sieben getrennte Single-Spot-Schweißprozesse. Die hohe Standardabweichung beim Single-Spot-Schweißen kann mit unterschiedlichen Ursachen begründet werden. Verunreinigungen in der Fügefläche oder unterschiedlich schlechte Anbindungen der Energierichtungsgeberfolie könnten zu schlechteren Zugscherfestigkeiten führen. Da die Komponenten per Hand zugeschnitten und in den Versuchsaufbau eingespannt werden, kann die Geometrie und das Schwingungsverhalten der Komponenten im Schweißprozess variieren. Zudem werden die Single-Spot-Schweißungen nacheinander in nicht fest definierten Zeitabständen hergestellt. Es kann daher von unterschiedlichen Restwärmern in der Sonotrode oder im Amboss ausgegangen werden.

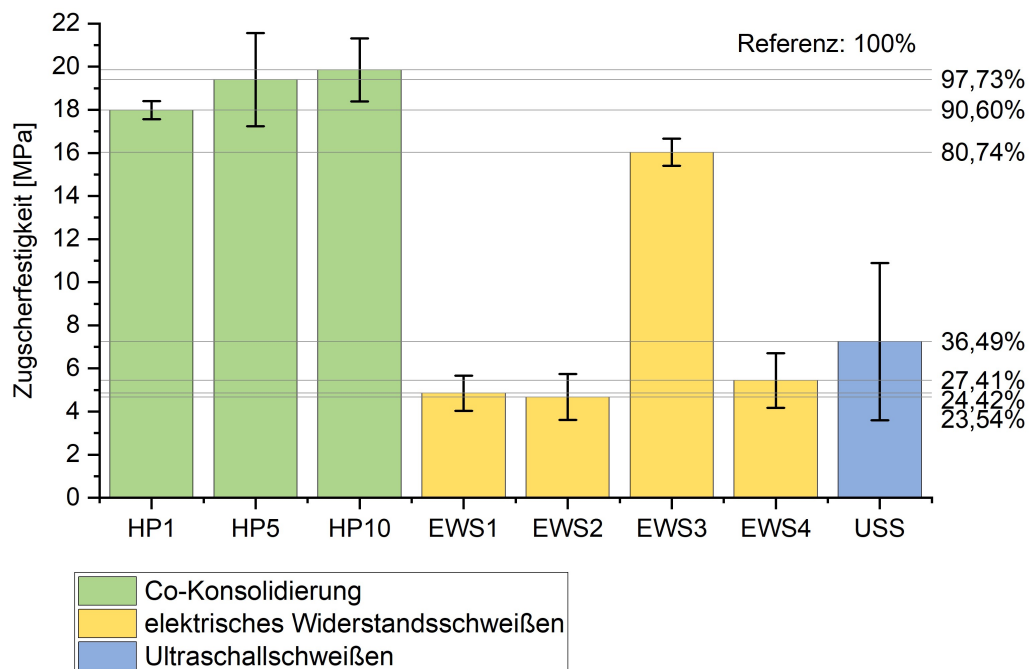


Abbildung 3.27: Zugscherfestigkeiten der TP FMHs

Tabelle 5: Statistische Auswertung der Zugversuche

Prozess	Co-Konsolidierung in der Heißpresse			elektrisches Widerstands- schweißen				Ultraschall- schweißen
Kennung	HP1	HP5	HP10	EWS1	EWS2	EWS3	EWS4	USS
Parameter	1 x gelasert	5 x gelasert	10 x gelasert	10s/66V: schmale GF-Isolation mit PPS-Isolation Durchschlag 120s Konsolidierung	40s/55V: schmale GF-Isolation ohne PPS-Isolation Durchschlag 120s Konsolidierung	40s/55V: breite GF-Isolation ohne PPS-Isolation kein Durchschlag 10s Konsolidierung	40s/55V: breite GF-Isolation mit PPS-Isolation kein Durchschlag 120s Konsolidierung	SSW 3/X
Anzahl	5	6	6	5	5	3	5	7
Mittelwert Zugscher- festigkeit	17.99 MPa	19.40 MPa	19.85 MPa	4.85 MPa	4.67 MPa	16.03 MPa	5.44 MPa	7.24 MPa
Standard- abweichung abs.	0.42	2.16	1.46	0.81	1.06	0.63	1.27	3.64
Standard- abweichung rel.	2.34%	11.14%	7.35%	16.68%	22.77%	3.95%	23.26%	50.28%
Referenzfaktor	90.60%	97.73%	100.00%	24.42%	23.54%	80.73%	27.41%	36.49%

3.2.2 Bruchflächenanalyse

Die Abbildung 3.28 zeigt repräsentative Bruchflächen der Proben mit einfacher, fünf-
facher und zehnfacher Laserstrukturierung. Mit steigender Festigkeit können ver-
mehrt Rückstände der PPS-Matrix und der Glasfaserschicht beobachtet werden.
Einfach strukturierte Proben zeigen geringe Glasfaser- und PPS-Rückstände in der
Bruchfläche des Aluminium-Substrats. Das Versagen findet in der Glasfaserschicht
und in der PPS-Zwischenlage statt. Der Versagensmechanismus ist gem. Kapitel 2.2.3
das intralaminare Versagen, insofern die Glasfaserbeschichtung auf dem CF-PPS-
Laminat zur ersten Laminatlage definiert wird. Bei der fünffachen Strukturierung
können wesentlich mehr Glasfaserrckstnde in der Aluminiumbruchfläche beobach-
tet werden. Bei gleichem Versagensmechanismus kann die höhere Zugscherfestigkeit
mit mehr Faserrckstnden in der Aluminiumoberflchenstruktur korreliert werden.
Bei zehnfacher Strukturierung sind wiederum mehr Glasfaserrckstnde als bei fünf-
facher Strukturierung erkennbar. Teilweise können einzelne Kohlenstofffasern oder
kleine CF-PPS-Laminatbruchstcke in den Aluminiumbruchflchen festgestellt wer-
den. Das intralaminare Versagen führt hier nicht nur durch die Glasfaserschicht,
sondern bis in das CF-PPS-Laminat hinein. Bei Probe 10 mit fünffacher Strukturie-
rung kann das Bauteilversagen als Versagensmechanismus festgestellt werden. Hierbei
handelt es sich um einen Bruch im CF-PPS-Laminat mit einem größeren Abstand
zur Grenzfläche. Die Zugscherfestigkeit ist hier unter dem Mittelwert der Zugscher-
festigkeit der fünffach strukturierten Proben. Aus einem dem Bauteilversagen ent-
springenden Bruchbild kann keine klare Aussage über die Festigkeit der Anbindung
getroffen werden. Das Bauteilversagen im Laminat kann beispielsweise auf Delamina-

tionsvorgänge durch Lufteinschlüsse beim Co-Konsolidierungsprozess bezogen werden. Dass die Zugscherfestigkeit der Verbindung der intralaminaren Scherfestigkeit des CF-PPS-Laminats von 56 MPa [72, S. 51] überwiegt, ist bei einer gemessenen Zugscherfestigkeit bei Probe 10 von 17,01 MPa auszuschließen. Die intralaminare Scherfestigkeit des CF-PPS wird in [72] mittels Zugscherversuchen ermittelt. Da die intralaminare Scherfestigkeit normaler Weise mittels Biegeversuchen erfasst wird, ist der Wert aus [72] durchaus mit der Zugscherfestigkeit der Verbindung vergleichbar.

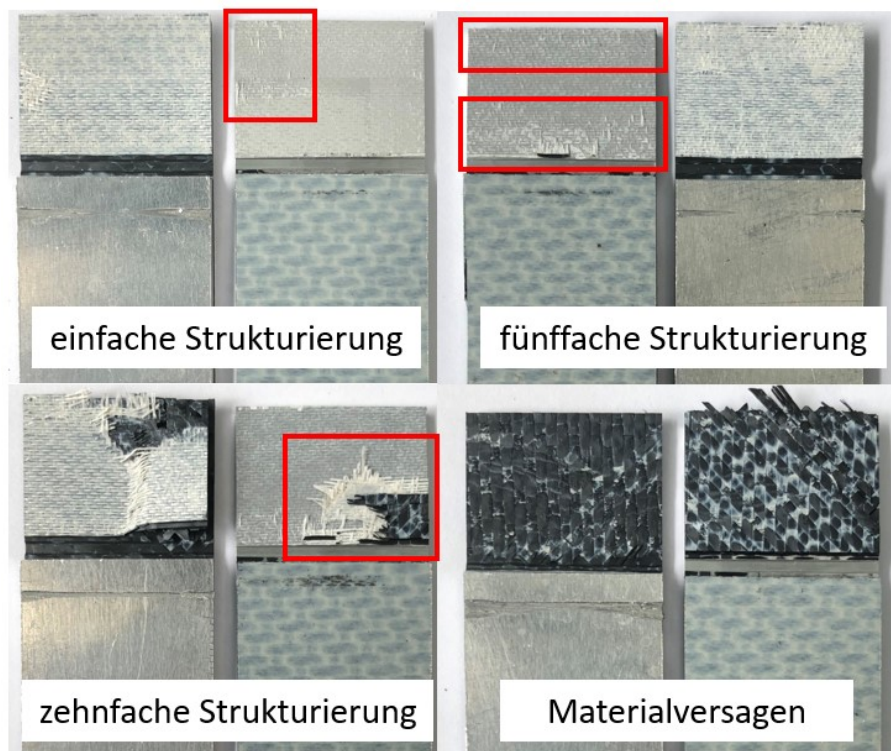


Abbildung 3.28: Komplementäre Bruchflächen der geprüften Proben 5 (oben, links), 7 (oben, rechts), 15 (unten, links) und 10 (unten, rechts) mit Kennzeichnung der verschiedenen Versagensarten

Bei der Betrachtung von Bruchflächen aus den Schweißprozessen lassen sich je nach Zugscherfestigkeit der Probe ähnliche Versagensmechanismen feststellen. In Abbildung 3.29 werden jeweils zwei komplementäre Bruchflächen aus dem Ultraschallschweißprozess (oben) und dem elektrischen Widerstandsschweißprozess (unten) dargestellt. Die links abgebildeten Proben (21 und 37) sind die Proben mit den jeweiligen höchsten Zugscherfestigkeiten, rechts sind Proben mit geringerer Zugscherfestigkeit (22 und 32) dargestellt. Bei den Proben 21 und 37 sind wie auch bei den co-konsolidierten Proben Glasfaserrückstände sowie PPS-Rückstände in der Laserstrukturierung des Aluminiums erkennbar. In der komplementären CFK-Bruchfläche

fehlen die jeweiligen Glasfaserflächen und das CF-PPS-Laminat ist erkennbar. Zudem können Kohlenstofffasern in den Glasfaserrückständen der Aluminiumbruchfläche beobachtet werden. Diese sind in Abbildung 3.29 mit roten Pfeilen markiert, da sie in dem Abbildungsmaßstab nur schwer in Form von schwarzen Punkten erkennbar sind. Die Proben 22 und 32 zeigen dagegen nur geringe Glasfaser- und PPS-Rückstände in der Aluminiumbruchfläche. PPS-Rückstände können in Form von matt-grauen Flächen auf der Laserstrukturierung erkannt werden. Bei den Proben mit geringerer Zugscherfestigkeit findet der Anbindungsmechanismus der mechanischen Verriegelung somit nicht ausreichend statt, bei der mechanischen Prüfung erfolgt das Grenzflächenversagen. Schwächere Anbindungen sind somit auf den Mechanismus des Grenzflächenversagens zurückzuführen.

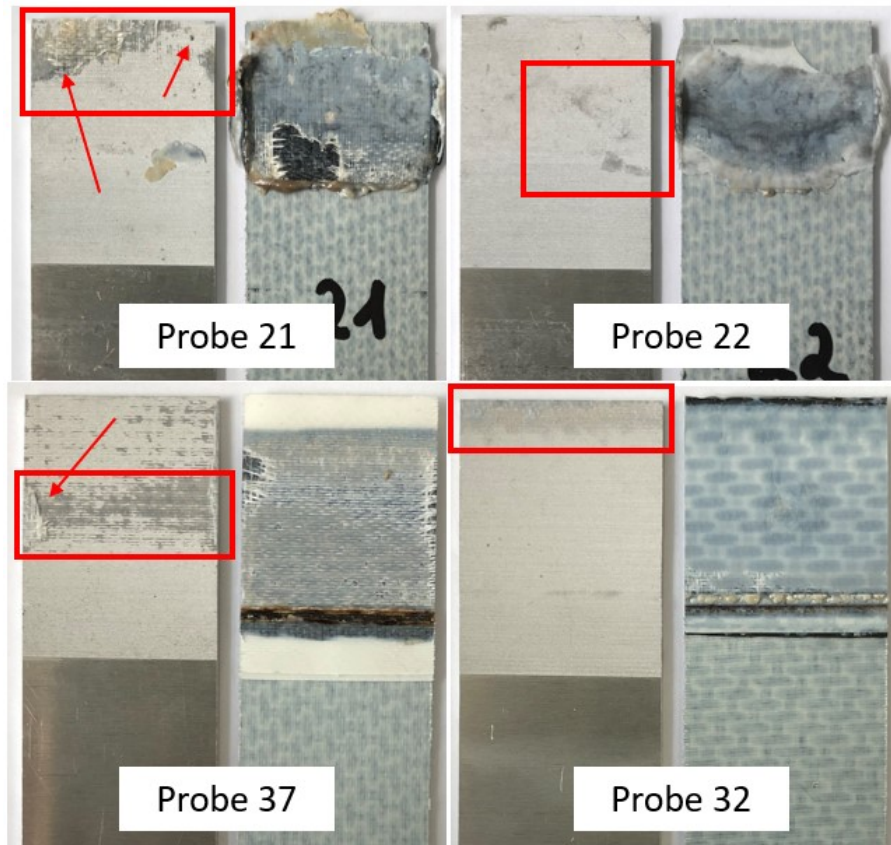


Abbildung 3.29: Komplementäre Bruchflächen der geprüften Proben 21, 22, 37 und 32 mit Kennzeichnung der verschiedenen Versagensarten

Ebenfalls können bessere Anbindungsflächen an den CFK-seitigen Enden der Verbindungsfläche beobachtet werden, z.B. bei den Proben 21 und 32. An den Aluminium-Enden zum CFK staut sich die Wärme stärker, da das Aluminium die Wärme schneller abtragen kann als das CFK-Laminat. Die Beobachtungen der eigenen Versuche

entsprechen den in der Literatur aufgeführten Ergebnissen [18, S. 2619]. Zudem kann bei den geschweißten Proben Matrixdegradation in Form von braunen PPS-Flächen beobachtet werden.

3.2.3 Mikroskopie

Mittels mikroskopischer Untersuchung der Bruchflächen und Querschnittsflächen der Proben können die Ergebnisse der mechanischen Prüfung und Bruchflächenanalyse unterstützt werden. Mit Abbildung 3.30 lässt sich beispielsweise die höhere Zugscherfestigkeit der Proben mit zehnfach-strukturierter Aluminiumoberfläche begründen. Bei einem Vergleich mit einfacher und fünffacher Strukturierung ist erkennbar, dass die zehnfache Laserstrukturierung stärker ausgeprägt ist und somit die mechanische Verriegelung des PPS-Schmelzflusses in der Oberflächenstruktur stärker vorliegt. Ebenfalls lässt sich der co-konsolidierte Aufbau wiedererkennen. Beginnend bei der Aluminiumoberfläche, kann die Glasfaserdeckschicht des CF-PPS-Laminats in Form von dunklen, vergleichsweise kleinen Filamentquerschnitten erkannt werden. Die zwischengelegte PPS-Folie lässt sich nicht mehr erkennen, was auf die Konsolidierung der Folie mit dem CF-PPS-Laminat und Eindringen des PPS-Schmelzflusses in die Oberflächenstruktur zurückzuführen ist. Überschüssiges PPS wird in der Heißpresse zudem aus der Verbindungsfläche gepresst. In der Abbildung 3.30 sind ebenfalls Kohlenstofffasern des CF-PPS-Laminats oberhalb der Glasfaserdeckschicht erkennbar. Kohlenstofffasern weisen dabei eine höhere Faseranzahl in den Rovings sowie eine etwas größere Roving-Querschnittsfläche auf.

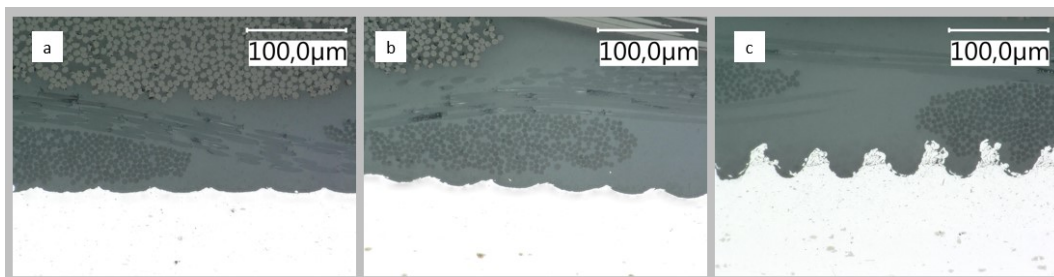


Abbildung 3.30: Querschnittsflächen der Hybridproben HP1 (a), HP5 (b) und HP10 (c) in 1000-facher Vergrößerung

Anhand der Abbildung 3.31 lässt sich bei den widerstandsgeschweißten Proben ein Beispiel für eine gute Anbindung (EWS3) und ein Beispiel für eine schlechte Anbindung (EWS4) verdeutlichen. Der in rot markierte Bereich der 250-fachen Vergrößerung wird bei den beiden Querschnittsflächen jeweils in 1000-facher Vergrößerung

dargestellt. Die Hybridprobe EWS3 mit einer Referenzfestigkeit von 80,74% zeigt ein vollflächiges Eindringen und Konsolidieren des PPS-Schmelzflusses in die Laserstruktur. Das PPS wird im Schweißprozess vollständig in die Oberflächenstruktur eingetragen, es kommt zum unkritischen Kontakt der Glasfasern mit dem Aluminium. Die für die Kontaktkorrosion kritischen Kohlenstofffasern werden durch die Glasfaserschicht isoliert und gelangen nicht an die Aluminiumoberfläche. Der Schweißaufbau lässt sich hier in Abbildung 3.31a) besonders gut wiedererkennen. Zwischen dem Aluminium und dem CF-PPS-Laminat ist das Schweißelement zu identifizieren, welches aus einer einzelnen CF-PPS-Lage sowie zwei Isolationsschichten Glasfasergewebe besteht. Bei Probe EWS4 lassen sich dagegen sowohl in 250-facher, als auch in 1000-facher Vergrößerung deutlich Lufteinschlüsse in Form von dunklen Schattierungen feststellen. An der Grenzfläche zum Aluminium ist erkennbar, dass der PPS-Schmelzfluss nicht mit ausreichend geringer Viskosität in die Laserstrukturierung eingedrungen ist. Es lassen sich daher PPS-Konturen erkennen, welche die Form der Oberflächenstrukturierung näherungsweise annehmen und sich aber scheinbar von der Oberfläche gelöst haben. Zudem kann auch die bei EWS3 nicht vorhandene, zusätzliche PPS-Isolationsschicht in Abbildung 3.31d) in Form einer dunklen Grenzlinie zum Glasfaserisolationsschicht erkannt werden. Die Grenzlinie ist durch rote Pfeile markiert. Dass eine Zwei-Phasenstruktur zwischen Glasfaser-Isolation und PPS-Isolationsfolie vorliegt, unterstützt die Vermutung, dass die Menge an PPS durch unzureichenden Wärmeeintrag nicht vollständig aufgeschmolzen ist und somit keine vollständige Konsolidierung mit der Glasfaserschicht eingehen konnte. Der Schweißprozess müsste hier somit mehr Energie eintragen, um die Menge an PPS aufzuschmelzen und eine möglichst geringe Viskosität der PPS-Schmelze hervorzurufen. Ist das PPS ausreichend aufgeschmolzen und niedrigviskos genug, verbessert sich die Anbindung zwischen der Aluminiumoberfläche und dem Schweißelement durch mechanisches Verriegeln sowie die Anbindung zwischen PPS-Isolationsfolie und Glasfaser-Isolation auf Grund vollständiger Interdiffusion der Polymermolekülketten im Konsolidierungsprozess gem. Kapitel 2.1.2.

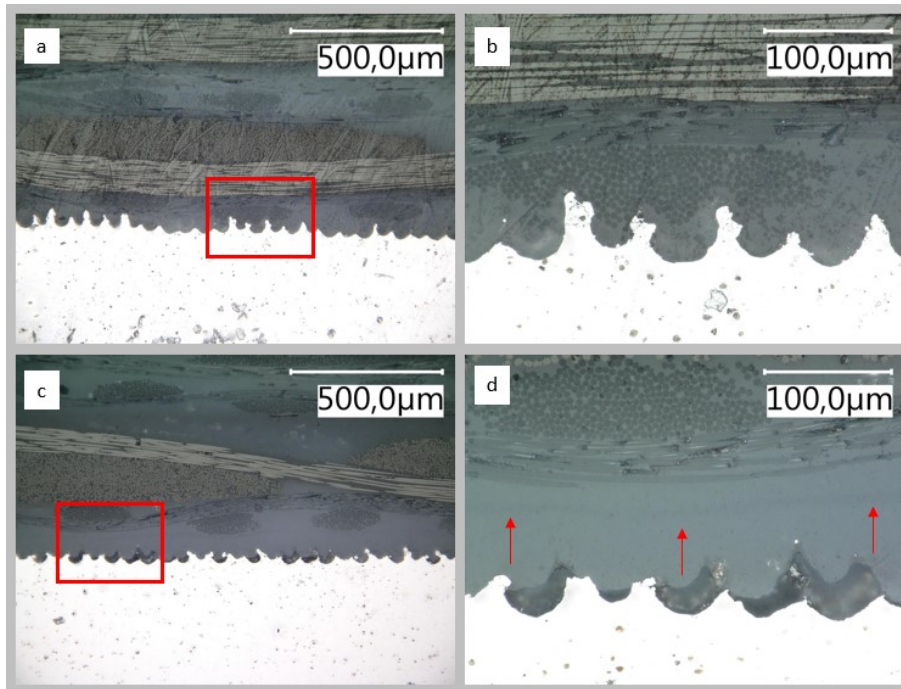


Abbildung 3.31: Querschnittsflächen der widerstandsgeschweißten Proben EWS3 (a, b) und EWS4 (c, d) in 250-facher (a, c) und in 1000-facher (b, d) Vergrößerung

Auch die mikroskopischen Untersuchungen der ultraschallgeschweißten Proben lassen gleichermaßen auf ausreichende und nicht ausreichende Anbindungen schließen. Die Abbildungen 3.32a) und 3.32b) zeigen die Single-Spot-geschweißte Probe SSW 3/13 an zwei unterschiedlichen Stellen des Querschnitts. In 1000-facher Vergrößerung lässt sich eine gute mechanische Anbindung durch ausreichende mechanische Verriegelung feststellen, während die in 250-facher Vergrößerung abgebildete Aufnahme analog zu Abbildung 3.31d) Hohlräume an der Grenzfläche erkennen lässt. Hier wird die Matrix lokal nicht ausreichend aufgeschmolzen und in die Laserstruktur gepresst. Eine Grenzlinie zwischen PPS-Folie und GF-PPS-Isolation ist bei 250-facher Vergrößerung durch einen Farbtonunterschied erkennbar. Gleichermäßen lässt sich der fehlerhafte Anbindungsmechanismus bei dem mit Folie im Vakuum-Ofenprozess beschichteten Aluminium in Abbildung 3.32c) erkennen. Hier wird die Beschichtung im Schweißprozess zwar ausreichend aufgeschmolzen und konsolidiert mit den PPS- und GF-PPS-Isolationsschichten zu einem Verbund ohne Grenzlinie, jedoch löst sich die Beschichtung aus der Laserstrukturierung. Durch die mangelhafte Anbindung der PPS-Beschichtungsfolie kann davon ausgegangen werden, dass die PPS-Folie im Ofenprozess nicht ausreichend aufgeschmolzen wird. Die Temperaturangabe kann im Ofenprozess beispielsweise durch die Masse der Werkzeuge oder durch die Kapton-Isolationsfolien verfälscht werden, sodass die tatsächliche Temperatur an der Beschichtungsfolie unterhalb des Schmelzpunktes liegt. Dies würde ebenfalls den nicht-

aufgeschmolzenen Randbereich der Folien nach dem Vakuum-Ofenprozess erklären. Im Single-Spot-Schweißprozess können stellenweise ringförmige Risstrukturen rund um die Aluminiumstruktur erkannt werden, siehe rote Pfeile in Abbildung 3.32a). Die Ursache hierfür könnten Eigenspannungen sein, die sich im Schweiß- oder Lagerprozess gebildet haben und daher Spannungen in der Grenzfläche verursachen. Die Eigenspannungen in der Grenzfläche sind bei der 25 mm breiten Probe zwar nicht in Form von Durchbiegungen erkennbar, jedoch auf Grund der unterschiedlichen Wärmeausdehnung theoretisch vorhanden. Ein weiterer Grund könnte die Schädigung der konsolidierten Matrix durch die mechanische Belastung bei der Präparation der Schliffproben oder beim Single-Spot-Schweißprozess selbst sein.

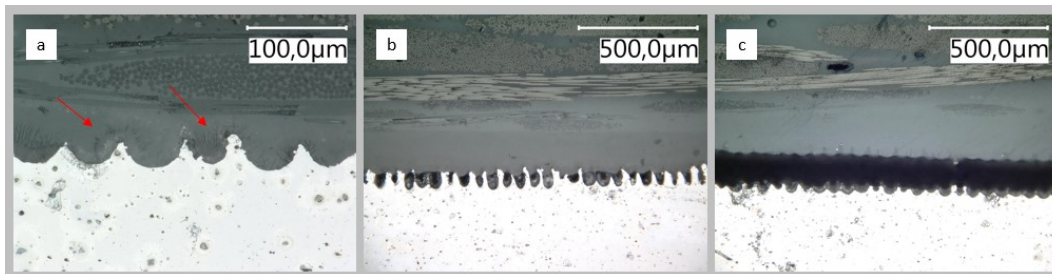


Abbildung 3.32: Querschnittsflächen einer Single-Spot-ultraschallgeschweißten Probe in 1000-facher (a) und in 250-facher (b) Vergrößerung sowie die Querschnittsfläche der Multi-Spot-ultraschallgeschweißten Probe mit beschichteter Aluminiumstrukturierung in 250-facher Vergrößerung (c)

Abbildung 3.33 zeigt die Bruchflächen der Zugscherproben 7, 21 und 22 in 250-facher Vergrößerung der komplementären Bruchflächen Aluminium (a, c und e) sowie CF-PPS (b, d und f). Bei Zugscherprobe 7 handelt es sich um eine Probe mit fünffacher Strukturierung der Aluminiumoberfläche aus der Co-Konsolidierung. Die Beobachtung der Bruchflächen in Kapitel 3.2.2 lässt sich durch die Mikroskopie bestätigen. Abbildung 3.33a) zeigt den Verbleib einer dünnen PPS-Schicht in der Aluminiumstrukturierung sowie Spuren der aus der Matrix herausgezogenen Glasfasern. Abbildung 3.33b) zeigt dementsprechende Glasfasern in der PPS-Matrix. Die Zugscherproben 21 und 22 repräsentieren Single-Spot-ultraschallgeschweißte Proben mit jeweils einer hohen und einer niedrigen Zugscherfestigkeit. Bei Probe 21 lassen sich Rückstände von Glasfasern und vereinzelt Kohlenstofffasern in der Aluminiumstruktur erkennen (Abbildung 3.33c)), während bei Probe 22 lediglich vereinzelte PPS-Rückstände erkennbar sind (Abbildung 3.33e)). Die komplementären CF-PPS-Bruchflächen zeigen dementsprechend Abrissstellen der GF-PPS- und CF-PPS-Faserstrukturen bei Probe 21 (Abbildung 3.33d)) sowie Matrixoberflächen

mit leichten Abdrücken der Laserstrukturierung bei Probe 22 (Abbildung 3.33f)).

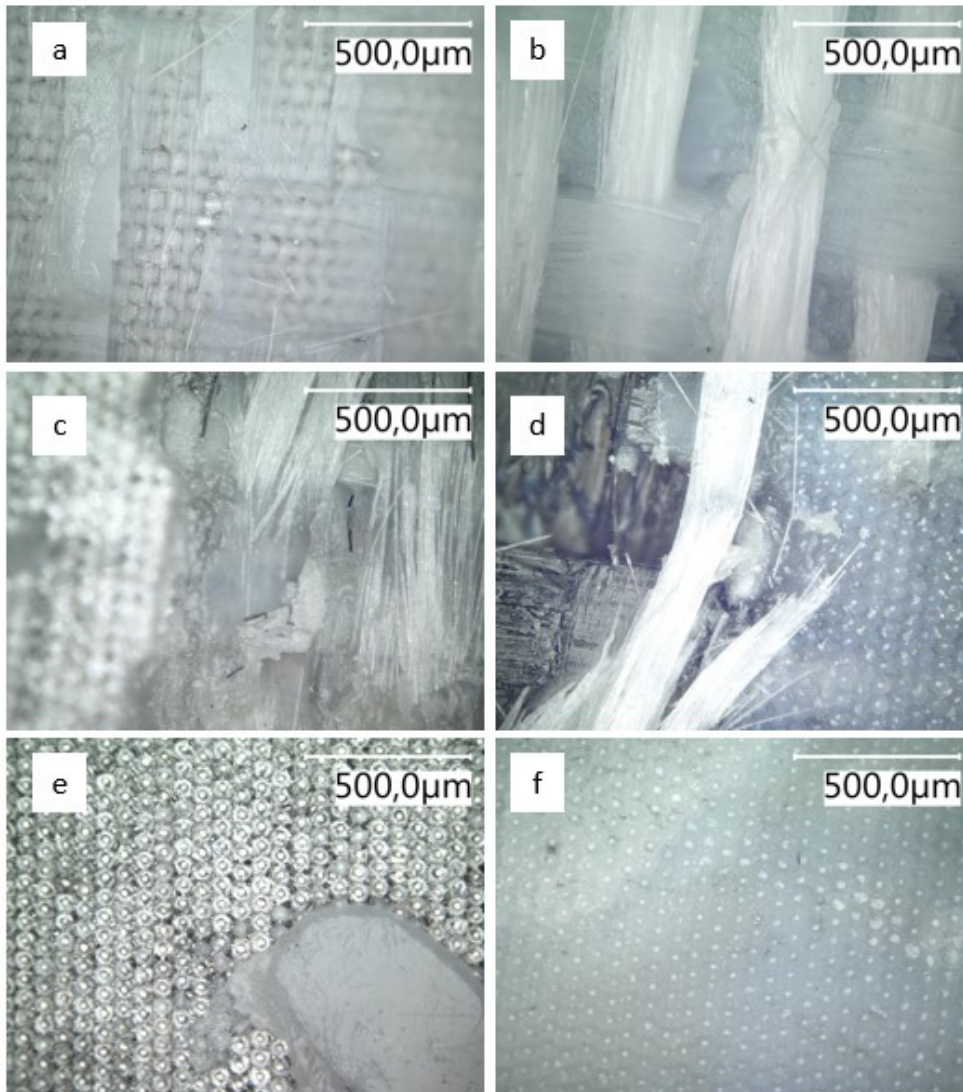


Abbildung 3.33: Komplementäre Bruchflächen in 250-facher Vergrößerung: Zugscherprobe 7 (HP5, a) und b)), Zugscherprobe 21 (USS, c) und d)) sowie Zugscherprobe 22 (USS, e) und f))

Zu den Verbindungsflächen lassen sich ebenfalls Panorama-Aufnahmen über die gesamte Verbindungsfläche von 200 mm interpretieren. Auf Grund der Vergrößerung und der daraus entstehenden Breite des Bildes sind die Panorama-Aufnahmen geteilt in Abbildung 3.34 dargestellt. Eine gelbe Referenzlinie kann dabei herangezogen werden, um die identischen Positionen zu identifizieren. In Abbildung 3.34 werden dafür repräsentative Proben eines idealen Prozesses (HP10, Abbildung 3.34a) und b)), einer Probe mit hoher Zugscherfestigkeit (EWS3, Abbildung 3.34c) und d)) sowie einer Probe mit geringer Zugscherfestigkeit (EWS4, Abbildung 3.34e) und e)) herangezogen. Die Panoramaaufnahme der co-konsolidierten Probe zeigt eine Grenzlinie ohne

erkennbare Lufteinschlüsse. Die Querschnittsfläche der Probe EWS4 zeigt dagegen Lufteinschlüsse, die sich über die gesamte Verbindungszone strecken. Um die Lufteinschlüsse besser erkennen zu können, werden diese mit einem roten Rahmen bzw. mit roten Pfeilen markiert. Die geringere Zugscherfestigkeit lässt sich daher mit der nicht vollständig in die Aluminiumoberflächenstruktur eingedrungenen PPS-Matrix korrelieren. Ebenfalls ist bei den Schweißprozessen erkennbar, dass die Lufteinschlüsse vermehrt bei der aluminiumseitigen Verbindungsfläche auftreten. Die Querschnittsfläche der Probe EWS3 zeigt zwar ebenfalls einige Lufteinschlüsse am linken Ende der Probe, jedoch ist die restliche Oberfläche ausreichend mit PPS-Matrix benetzt und keine unausgefüllten Laserstrukturierungen erkennbar. Bei einem Vergleich der Proben EWS3 und EWS4 ist zudem erkennbar, dass durch die zusätzliche Matrixfolie zu viel PPS in der Grenzfläche vorliegt, um unter den gegebenen Schweißparametern aufgeschmolzen zu werden. Der Abstand zwischen der Glasfaserschicht zum Aluminium ist bei Probe EWS4 deutlich größer als bei Probe EWS3.

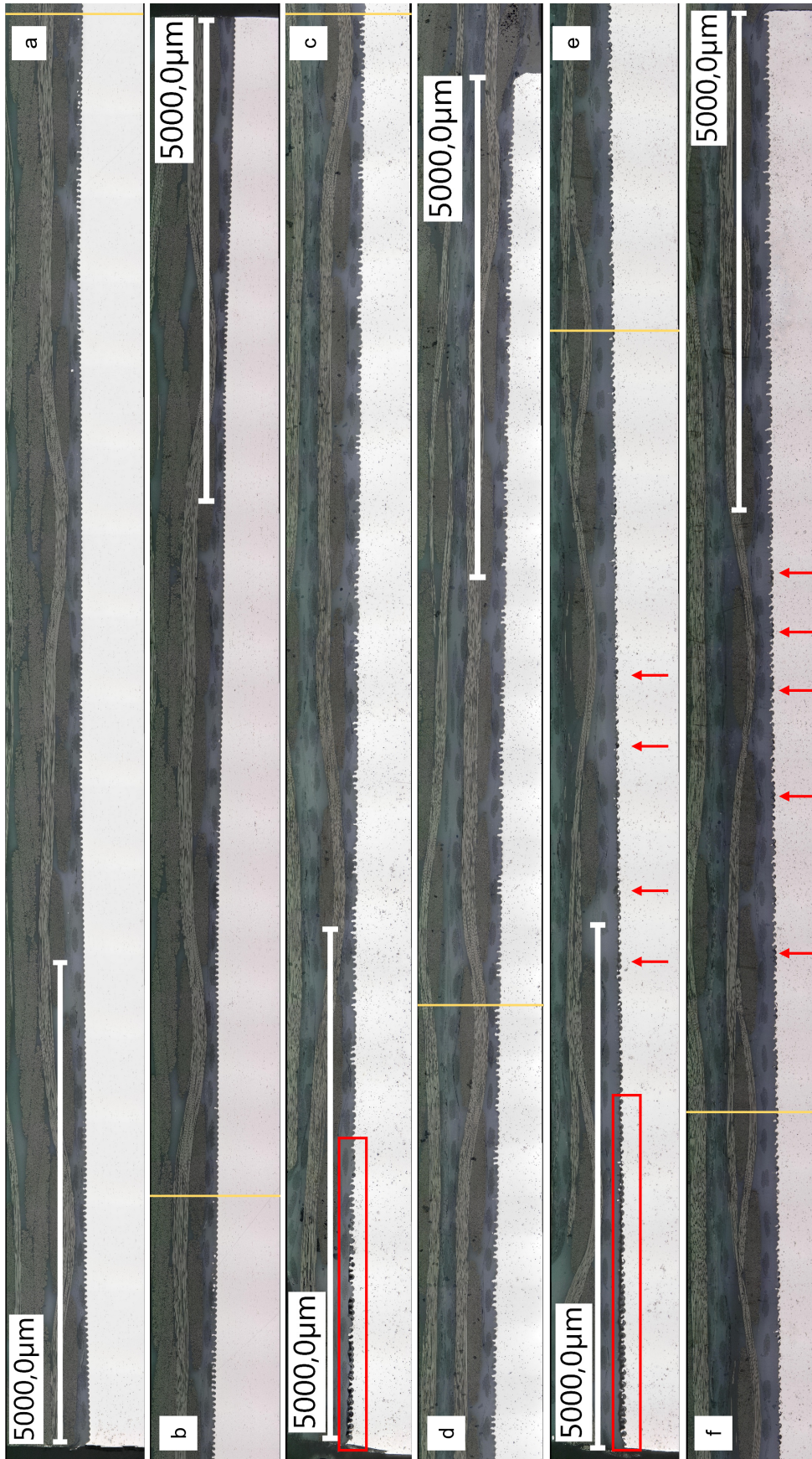


Abbildung 3.34: Panoramaaufnahmen Proben HP10 (a, b), EWS3 (c, d) und EWS4 (e, f) in 250-facher Vergrößerung

4 Zusammenfassung und Ausblick

Im Folgenden werden die Ergebnisse der vorliegenden Bachelorarbeit mit den Literaturergebnissen verglichen und zusammengefasst. Abschließend werden im Ausblick mögliche Untersuchungen vorgeschlagen, die auf den Ergebnissen aufbauen können.

4.1 Literaturvergleich

In der Literatur werden Zugscherfestigkeiten bei TP FMHs von ca. 20 MPa beim elektrischen Widerstandsschweißen [53, S. 470] sowie von 14 MPa beim Ultraschallschweißen [18, S. 2616] erreicht. Dass die in der Literatur erfassten Zugscherfestigkeitswerte deutlich höher ausfallen, kann im allgemeinen sowie im prozessspezifischen Vorgehen mit unterschiedlichen Versuchsbedingungen begründet werden. In den im Rahmen dieser Bachelorarbeit durchgeführten Versuchen handelt es sich nicht um Optimierungsprozesse im Sinne eines DoEs. Es werden lediglich erste Prozessfenster für die Herstellung von TP FMHs erfasst. Zudem handelt es sich bei dem verwendeten Matrixpolymer PPS um ein Hochleistungspolymer mit vergleichsweise hohem Schmelzpunkt. Die zu erreichende Temperatur bei den Schweißprozessen ist somit wesentlich höher, die Matrix bedarf daher eines längeren Zeitraums der Wärmezufuhr zur Schmelzbildung und zur ausreichenden Absenkung der Viskosität. Ebenfalls von den Literaturergebnissen ist die Vorbehandlung des Aluminiums zu unterscheiden. Bei der Oberflächenvorbehandlung des Aluminiums in den eigenen Versuchen handelt es sich um eine Pin-artige Laserstrukturierung, in der Literatur werden häufig Vorbehandlungsmethoden kombiniert und alternative Laserstrukturierungen, z.B. in Form von Rillenstrukturen [18], verwendet. Trifft die Belastung bei der mechanischen Prüfung senkrecht auf die Rillenstrukturierung, kann diese die Kräfte besser aufnehmen als eine Pin-Strukturierung. Die bei der mechanischen Prüfung herrschenden Bedingungen sind ebenfalls zu differenzieren. Unterschiedliche Prüfgeschwindigkeiten oder geometrische Abweichungen von der Norm können den Vergleich der Festigkeitswerte erschweren.

Abgesehen von allgemeinen Versuchsbedingungen, können prozessspezifische Eigenschaften unterschiedliche Festigkeitswerte verursachen. Das elektrische Widerstandsschweißen wird beispielsweise auf eine Schweißnahtlänge von 200 mm skaliert. Die dadurch entstehende Anbindungsfläche zum Aluminium ist wesentlich größer als bei einer normierten Zugscherprobe. Durch einen größeren Überlapp reduziert sich die

berechnete Spannung, da nicht die gesamte Länge lastübertragend wirkt. Der sich daraus ergebenden Durchbiegung der Proben wird in den Versuchen in erster Linie durch die Gestaltung des Schweißelements mit Zwischenlagen, aber auch durch die Minimierung der Wärmezufuhr durch möglichst kurze Schweißzeiten entgegen gewirkt. Die Matrix hat somit noch weniger Zeit, eine möglichst geringe Viskosität zu erreichen und in die Laserstruktur einzudringen. In [53] werden beispielsweise Schweißzeiten von 4, 6 und 9 Minuten aufgeführt. Beim Ultraschallschweißen findet in den eigenen Versuchen zwar kein Up-Scaling statt, jedoch handelt es sich um einen zeitgesteuerten Prozess. In den in [18] aufgeführten Versuchen werden die Zugscherproben mittels verdrängungsgesteuerten Schweißprozessen hergestellt. Dies ermöglicht eine optimierte Steuerung der Schweißzeit. Zudem wird bei den eigenen Versuchen keine Temperaturmessung durch Thermoelemente durchgeführt, da die gemessenen Ergebnisse in der Fügefläche durch die Reibung mit dem Thermofühler verfälscht werden könnten.

4.2 Zusammenfassung der Ergebnisse

Im Rahmen der Bachelorarbeit und der Projektarbeit zu „FraME“ des DLR werden Hybridproben aus Aluminium-Blechen und CF-PPS-Laminaten durch Press- und Schweißprozesse hergestellt. Die in der Heißpresse co-konsolidierten Hybride erreichen in der zerstörenden Prüfung die höchste Zugscherfestigkeit und stellen den idealen Fügeprozess dar. Die durch elektrisches Widerstandsschweißen und Ultraschallschweißen entstehenden Proben werden daher zu den co-konsolidierten Proben referenziert. Beim elektrischen Widerstandsschweißen werden die Proben auf eine Schweißnahtlänge von 200 mm skaliert, beim Ultraschallschweißen durch den Multi-Spot-Schweißprozess entstehen bei einer Schweißnahtlänge von 200 mm keine ausreichenden Anbindungen. Die Hybridherstellung beim Ultraschallschweißen erfolgt daher durch Single-Spot-Schweißprozesse, auf die großflächige Anbindungen muss vorerst verzichtet werden.

Bei den durch das elektrische Widerstandsschweißen erzeugten Proben wird zur Herstellung der TP FMHs zunächst eine Temperaturannäherung durchgeführt, um passende Parameter zum Schweißprozess zu ermitteln. Bei der Hybridherstellung kommt es teilweise aus den bereits in Kapitel 3 dargestellten Gründen zum Durchschlag und somit zur Unterbrechung des Prozesses. Um eine möglichst hohe Prozesssicherheit zu erreichen, wird der Aufbau des Schweißelements variiert. Da die Hybridpro-

ben mit unterschiedlichen Schweißparametern und Konfigurationen des Schweißelements durchgeführt werden, kann die Standardabweichung des elektrischen Widerstandsschweißens nur bedingt mit der des Ultraschallschweißens verglichen werden. Beim Ultraschallschweißen zeigt sich, dass der Multi-Spot-Schweißprozess für das Up-Scaling ungeeignet ist. Sowohl die Parameter als auch der Aufbau und die Vorbereitung der Multi-Spot-Schweißversuche werden variiert. Die Anbindung ist lediglich beim Single-Spot-Schweißprozess für eine mechanische Prüfung ausreichend.

Die ermittelten Festigkeitswerte werden durch die Analyse der Bruchflächen und die Charakterisierung der Versagensmechanismen gestützt. Die mikroskopische Betrachtung ermöglicht zudem Aussagen über die Anbindung der PPS-Matrix in die Oberflächenstrukturierung des Aluminiums. Das Eindringen der PPS-Matrix in die Aluminiumstrukturierung gem. des Mechanismus der mechanischen Verriegelung ist für die Festigkeit der Anbindung entscheidend.

4.3 Ausblick

Fortführende, prozessspezifische Untersuchungen zum elektrischen Widerstandsschweißen und zum Ultraschallschweißen werden bereits in Kapitel 3.1.3 sowie in Kapitel 3.1.4 vorgeschlagen. Beim elektrischen Widerstandsschweißen sind v.A. die Prozessunterbrechungen durch Durchschläge zu untersuchen. Um mittels Ultraschallschweißen großflächige Anbindungen zu erzeugen, könnten dagegen Versuchsreihen mit einer größeren Sonotrode durchgeführt werden. Die Sonotrodengröße ist demnach auf die Anbindungsfläche anzupassen und die Fügung in einem Single-Spot-Prozess herzustellen. Der weitere Ausblick richtet sich demnach auf Themengebiete, die die Herstellung von TP FMHs bedingen und die Herstellungsprozesse unterstützen. Die Themen werden in der Arbeit bereits beschrieben und im Folgenden nochmals zusammengefasst.

Die Anbindung kann abgesehen von Prozessoptimierungen der Schweißprozesse durch die Vorbehandlung der Aluminiumstruktur verbessert werden. In dieser Abschlussarbeit beschränkt sich die Vorbehandlung auf eine Laserstrukturierung sowie auf einen vorgeschalteten Vakuum-Ofenprozess zur Matrixbeschichtung des Metalls. Der Vakuum-Ofenprozess könnte ebenfalls einen Gegenstand weiterer Untersuchungen darstellen. In [18] werden unterschiedliche Vorbehandlungsmethoden untersucht, eine Variation oder Kombination chemischer, physikalischer oder mechanischer Vor-

behandlungsmethoden könnte die unterschiedlichen Anbindungsmechanismen verstärken. Die Auswirkungen der Press- und Schweißprozesse auf die Laserstrukturierung könnte ebenfalls in weiteren Experimenten untersucht werden. Zudem könnte das Eindringen des PPS-Schmelzflusses in die Aluminiumoberflächenstrukturierung durch ein beheiztes Aluminiumblech unterstützt werden. Dies lässt sich beim elektrischen Widerstandsschweißen durch Heizpatronen im Aufagewerkzeug sowie durch einen beheizten Amboss beim Ultraschallschweißen realisieren. Zudem ist eine zerstörungsfreie Überprüfung der Anbindung bei TP FMHs sinnvoll, da die Grenzfläche nach unterschiedlichen Zeitabständen betrachtet und das Bauteil weiterverarbeitet werden könnte. In Kapitel 2.2.3 werden bereits zerstörende und zerstörungsfreie Untersuchungsmöglichkeiten beschrieben.

Zwei weitere, mögliche Untersuchungsthemen sind die Kontaktkorrosion und die Durchbiegung der Hybridproben. Um die Kontaktkorrosion zu verhindern, muss eine Zwischenschicht zwischen den Kohlenstofffasern und dem Aluminium gewährleistet sein. Um die Auswirkungen der Zwischenschicht auf die Anbindung zu untersuchen, müssen verschieden Zwischenschichten getestet und deren Korrosionsschutz sowie deren Einfluss auf die Anbindungsfestigkeit untersucht werden. Die Durchbiegung der Hybridproben muss ebenfalls auf ihre Ursachen und Lösungsmöglichkeiten untersucht werden. In [60] werden beispielsweise Möglichkeiten zur Messung von Eigenspannungen dargestellt, Ansätze zur Lösung der Problematik werden ebenfalls in Kapitel 2.2.5 beschrieben.

Literaturverzeichnis

- [1] WITTEN, E. ; MATHES, V.: *Handbuch Faserverbundkunststoffe/Composites: Grundlagen, Verarbeitung und Anwendungen*. 4. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2013. – ISBN 978-3-658-02754-4
- [2] EHRENSTEIN, G. W.: *Faserverbund-Kunststoffe: Werkstoffe, Verarbeitung und Eigenschaften*. 2. München : Hanser, 2006. – ISBN 9783446227163
- [3] BRENNEN, B.: *Faserverbundwerkstoffe in der Luft- und Raumfahrt (zuletzt aufgerufen am 06.08.2022)*. <https://composites-united.com/branche/luftfahrt/>.
Version: 2020
- [4] KELLER, S. ; STATISTA GMBH (Hrsg.): *Anzahl der Beschäftigten in der deutschen Luft- und Raumfahrtindustrie in den Jahren von 1991 bis 2021 (zuletzt abgerufen am 11.08.2022)*. <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/12336/umfrage/anzahl-der-beschaeftigten-in-der-luft-und-raumfahrtindustrie/>.
Version: 2022
- [5] KELLER, S. ; STATISTA GMBH (Hrsg.): *Umsatz in der deutschen Luft- und Raumfahrtindustrie im Zeitraum 1991 bis 2021 (zuletzt abgerufen am 11.08.2022)*. <https://de.statista.com/statistik/daten/studie/12333/umfrage/umsatzentwicklung-der-luft-und-raumfahrtindustrie-in-deutschland/>.
Version: 2022
- [6] ECKSTEIN, L. ; ICKERT, L. ; THOMAS, D. ; TRÖSTER, T.: *FAT-Schriftenreihe*. Bd. 244: *Beitrag zum Fortschritt im Automobilleichtbau durch belastungsgerechte Gestaltung und innovative Lösungen für lokale Verstärkungen von Flugzeugstrukturen in Mischbauweise*. Berlin, 2012. <https://d-nb.info/1053277504/34>. – ISBN 2192-7863
- [7] NEITZEL, M. ; MITSCHANG, P. ; BREUER, U.: *Handbuch Verbundwerkstoffe: Werkstoffe, Verarbeitung und Anwendung*. 2. München : Hanser, 2014. – ISBN 9783446436961
- [8] CAMPBELL, F. C.: *Manufacturing Processes for Advanced Composites*. Kidlington, Oxford UK : Elsevier Advanced Technology, 2004. – ISBN 1856174158
- [9] DA COSTA, A. P. ; BOTELHO, E. C. ; COSTA, M. L. ; NARITA, N. E. ; TARPANI, J. R.: A review of welding technologies for thermoplastic composites in

- aerospace applications. In: *Journal of Aerospace Technology and Management* 4 (2012), Nr. 3, 255–266. <http://dx.doi.org/10.5028/jatm.2012.040303912>. – DOI 10.5028/jatm.2012.040303912
- [10] AGEORGES, C. ; YE, L. ; HOU, M.: Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: a review. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32 (2001), Nr. 6, S. 839–857. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00166-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00166-4). – DOI 10.1016/S1359-835X(00)00166-4. – ISSN 1359835X
- [11] WEBER, J. ; SCHLIMBACH, J.: Co-consolidation of CF/PEEK tape-preforms and CF/PEEK organo sheets to manufacture reinforcements in stamp-forming process. In: *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* 5 (2019), Nr. 4, S. 172–183. <http://dx.doi.org/10.1080/20550340.2019.1673961>. – DOI 10.1080/20550340.2019.1673961. – ISSN 2055-0340
- [12] YOUSEFPOUR, A. ; HOJJATI, M. ; IMMARIGEON, J.-P.: Fusion Bonding/Welding of Thermoplastic Composites. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 17 (2004), Nr. 4, S. 303–341. <http://dx.doi.org/10.1177/0892705704045187>. – DOI 10.1177/0892705704045187. – ISSN 0892-7057
- [13] RUDOLF, R. ; MITSCHANG, P. ; NEITZEL, M.: Induction heating of continuous carbon-fibre-reinforced thermoplastics. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 31 (2000), Nr. 11, 1191–1202. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X\(00\)00094-4](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-835X(00)00094-4). – DOI 10.1016/S1359-835X(00)00094-4. – ISSN 1359835X
- [14] GARDINGER, G.: *Thermoplastic composites gain leading edge on the A380 (zuletzt abgerufen am 31.08.2022)*. https://www.researchgate.net/publication/279670643_Thermoplastic_composites_gain_leading_edge_on_the_A380
- [15] HOU, M. ; MAI, Y.-W. ; YE, L.: An Experimental Study of Resistance Welding of Carbon Fibre Fabric Reinforced Polyetherimide (CF Fabric/PEI) Composite Material. In: *Applied Composite Materials* (1999), Nr. 6, 35–49. <http://dx.doi.org/10.1023/A:1008879402267>. – DOI 10.1023/A:1008879402267
- [16] MCKNIGHT, S. H. ; HOLMES, S. T. ; GILLESPIE JR., J. W. ; LAMBING, C. L. T. ; MARINELLI, J. M.: Scaling Issues in Resistance-Welded Thermoplastic Composite Joints. In: *Advances in Polymer*

- Technology* 16 (1997), Nr. 4, 279–295. [http://dx.doi.org/10.1002/\(SICI\)1098-2329\(199711\)16:4<279::AID-ADV3>3.0.CO;2-S](http://dx.doi.org/10.1002/(SICI)1098-2329(199711)16:4<279::AID-ADV3>3.0.CO;2-S) – DOI 10.1002/(SICI)1098-2329(199711)16:4<279::AID-ADV3>3.0.CO;2-S
- [17] VILLEGAS, I. F.: Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites. In: *Frontiers in Materials* 6 (2019), 1–10. <http://dx.doi.org/10.3389/fmats.2019.00291>. – DOI 10.3389/fmats.2019.00291
- [18] DAL CONTE, U. F. ; VILLEGAS, I. F. ; TACHON, J.: Ultrasonic plastic welding of CF/PA6 composites to aluminium: Process and mechanical performance of welded joints. In: *Journal of Composite Materials* 53 (2019), Nr. 18, S. 2607–2621. <http://dx.doi.org/10.1177/0021998319836022>. – DOI 10.1177/0021998319836022. – ISSN 0021–9983
- [19] VILLEGAS, I. F.: In situ monitoring of ultrasonic welding of thermoplastic composites through power and displacement data. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 28 (2015), Nr. 1, S. 66–85. <http://dx.doi.org/10.1177/0892705712475015>. – DOI 10.1177/0892705712475015. – ISSN 0892–7057
- [20] FLEISCHER, J. ; NIESCHLAG, J.: Introduction to CFRP-metal hybrids for lightweight structures. In: *Production Engineering* 12 (2018), Nr. 2, S. 109–111. <http://dx.doi.org/10.1007/s11740-018-0825-0>. – DOI 10.1007/s11740-018-0825-0
- [21] ASSING, H., WIEDEMANN, M.: Thermoplastische, rollgeformte Profile in Hybridbauweise 2 (TroPHY2): Forschungsberichte aus dem Forschungscampus Open Hybrid LabFactory. http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-62355-8_5. – DOI 10.1007/978-3-662-62355-8_5, 1–188
- [22] KOLL, S. ; K-ZEITUNG (Hrsg.): *Serienproduktion von Hybridstrukturen als Ziel (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.k-zeitung.de/serienproduktion-von-hybridstrukturen-als-ziel#:~:text=Ziel%20ist%20es%20C%20die%20Produktion,noch%20nicht%20im%20Gro%C3%9Fserienma%C3%9Fstab%20etabliert>.
- [23] LIESEGANG, M.: *Kontinuierliches Ultraschallschweißen ebener und rohrförmiger Titan/CFK-Verbindungen - Sonotroden, Prozessentwicklung und Verbundeigenschaften*, Technische Universität Kaiserslautern, Dissertation, 2020. <https://d-nb.info/1229436294/34>

- [24] ELRINGKLINGER AG (Hrsg.): *Kunststoff-Leichtbauteile für die Karosserie - Hart im Nehmen (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.elringklinger.de/de/unternehmen/pulse-magazin/kunststoff-leichtbauteile-fuer-die-karosserie>
- [25] BRÜCH, W. ; LICHTER, K.: *Erster seiner Art und Innovationstreiber für nachhaltige Mobilität: Schon 200.000 BMW i3 produziert (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.press.bmwgroup.com/deutschland/article/detail/T0318827DE/erster-seiner-art-und-innovationstreiber-fuer-nachhaltige-mobilitaet-schon-200-000-bmw-i3-produziert?language=de>. Version: 16.12.2020
- [26] SGL CARBON (Hrsg.): *Thermoplastische Verbundwerkstoffe treffen auf Stahlbleche (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.sglcarbon.com/newsroom/stories/thermoplastische-faserverbundwerkstoffe-treffen-auf-stahlbleche/>. Version: 2021
- [27] AAMPACT E.V (Hrsg.): *Fahrwerkslenker - mein autolexikon (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.mein-autolexikon.de/fahrwerk/fahrwerkslenker.html>
- [28] CONKOMM GMBH (Hrsg.): *Optimierte Hybridträger aus Metallgurten und GMT-Stützkern (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.leichtbauwelt.de/optimierte-hybridtraeger-aus-metallgurten-und-gmt-stuetzkern/>
- [29] GARDINER, G. ; COMPOSITES WORLD (Hrsg.): *Automated joining of hybrid metal-thermoplastic composite structures (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://www.compositesworld.com/articles/automated-joining-of-hybrid-metal-thermoplastic-composite-structures>. Version: 2019
- [30] KONRADIN-VERLAG ROBERT KOHLHAMMER GMBH (Hrsg.): *So entstehen hybride Leichtbauteile - Fertigungsstrategie für hybride Leichtbauteile (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://industrieanzeiger.industrie.de/technik/so-entstehen-hybride-leichtbauteile/>. Version: 2022
- [31] SU, Y. ; ROOIJ, M. de ; GROUVE, W. ; AKKERMAN, R.: The effect of titanium surface treatment on the interfacial strength of titanium – Thermoplastic composite joints. In: *International Journal of Adhesion and Adhesives* 72

- (2017), S. 98–108. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2016.10.007>. – DOI 10.1016/j.ijadhadh.2016.10.007. – ISSN 01437496
- [32] CAMPBELL, F. C.: *Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*. 1. Kidlington, Oxford UK : Elsevier Ltd., 2006. – ISBN 1–85–617495–6
- [33] FALCK, R. ; GOUSHEGIR, S. M. ; DOS SANTOS, J. F. ; AMANCIO-FILHO, S. T.: AddJoining: A novel additive manufacturing approach for layered metal-polymer hybrid structures. In: *Materials Letters* 217 (2018), 211–214. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2018.01.021>. – DOI 10.1016/j.matlet.2018.01.021. – ISSN 0167577X
- [34] MWEMA, F. M. ; AKINLABI, E. T.: Basics of Fused Deposition Modelling (FDM). http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-48259-6_1. In: *Mwema, A. (Hg.) 2020 – Fused Deposition Modeling, Manufacturing and Surface Engineering*. – DOI 10.1007/978-3-030-48259-6_1, S. 1–15
- [35] NING, F. ; CONG, W. ; QIU, J. ; WEI, J. ; WANG, S.: Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling. In: *Composites Part B: Engineering* 80 (2015), 369–378. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.06.013>. – DOI 10.1016/j.compositesb.2015.06.013. – ISSN 13598368
- [36] CICALA, G. ; LATTERI, A. ; DEL CURTO, B. ; LO RUSSO, A. ; RECCA, G. ; FARÈ, S.: Engineering Thermoplastics for Additive Manufacturing: A Critical Perspective with Experimental Evidence to Support Functional Applications. In: *Journal of applied biomaterials & functional materials* 15 (2017), Nr. 1, 10–18. <http://dx.doi.org/10.5301/jabfm.5000343>. – DOI 10.5301/jabfm.5000343
- [37] SCHWARZ, M.: *Multimodale zerstörungsfreie Charakterisierung der Grenzflächen von Metall-CFK-Hybridstrukturen*, Universität des Saarlandes, Dissertation, 2019. <http://dx.doi.org/10.22028/D291-29219>. – DOI 10.22028/D291–29219
- [38] ZINNECKER, V. ; STOKES-GRIFFIN, C. M. ; KHUDIAKOVA, A. ; WOLFAHRT, M. ; COMPSTON, P.: A comparative study for shear testing of thermoplastic-based composites and metal-composite hybrids. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 137 (2020), S. 1–5. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.105953>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2020.105953. – ISSN 1359835X

- [39] HABENICHT, G.: Festigkeit, Berechnung und Prüfung von Klebungen. Version: 2016. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-14696-2>. In: HABENICHT, G. (Hrsg.): *Kleben - erfolgreich und fehlerfrei*. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2016. – DOI 10.1007/978-3-658-14696-2_10. – ISBN 978-3-658-14695-5, S. 149–165
- [40] ROSSIAN, L. ; HOLZHÜTER, D.: *Einfluss lagenvariabler Schäftwinkel auf die Verbindungsfestigkeit geklebter Faserverbundreparaturen: IB 131-2015 / 53*. 2015 https://elib.dlr.de/99209/1/___Bsfait00_fa_Archive_IB_2015_IB_2015_053_MA_Rossian.pdf
- [41] WEISSBACH, W. ; DAHMS, M. ; JAROSCHEK, C.: Werkstoffprüfung. Version: 2018. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-19892-3>. In: WEISSBACH, W. (Hrsg.) ; DAHMS, M. (Hrsg.) ; JAROSCHEK, C. (Hrsg.): *Werkstoffe und ihre Anwendungen*. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2018. – DOI 10.1007/978-3-658-19892-3_14. – ISBN 978-3-658-19891-6, S. 503–571
- [42] KOMMER, C. ; TUGENDHAT, T. ; WAHL, N.: Das Lichtmikroskop. Version: 2019. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-662-59396-7>. In: KOMMER, C. (Hrsg.) ; TUGENDHAT, T. (Hrsg.) ; WAHL, N. (Hrsg.): *Tutorium Physik fürs Nebenfach*. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 2019. – DOI 10.1007/978-3-662-59396-7_21. – ISBN 978-3-662-59395-0, S. 600–611
- [43] MACHERAUCH, E. ; ZOCH, H.-W.: V47 Rasterelektronenmikroskopie. Version: 2019. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-658-25374-5>. In: MACHERAUCH, E. (Hrsg.) ; ZOCH, H.-W. (Hrsg.): *Praktikum in Werkstoffkunde*. Wiesbaden : Springer Fachmedien Wiesbaden, 2019. – DOI 10.1007/978-3-658-25374-5_47. – ISBN 978-3-658-25373-8, S. 367–375
- [44] POLYMER SERVICE GMBH MERSEBURG (Hrsg.): *Ultraschall-Tauchbad-Technik (zuletzt abgerufen am 06.08.2022)*. <https://wiki.polymerservice-merseburg.de/index.php/Ultraschall-Tauchbad-Technik>. Version: Online-Version 11, 2021
- [45] EDEVIS GMBH (Hrsg.): *e devis active thermography: DisplayIMG Version 4.8 Handbuch SEM0001 Rev B*. Handwerkstr. 55, Stuttgart : Benutzerhandbuch, 2011

- [46] POTSTADA, P.: *Konzeption und Durchführung von in-situ Computertomographie in der Anwendung auf Aluminiumlegierungen und Faserverbundwerkstoffe*. Augsburg, Universität Augsburg, Dissertation, 2021. <https://d-nb.info/1235326799/34>
- [47] STAVROV, D. ; BERSEE, H.E.N.: Resistance welding of thermoplastic composites-an overview. In: *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36 (2005), Nr. 1, S. 39–54. <http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2004.06.030>. – DOI 10.1016/j.compositesa.2004.06.030. – ISSN 1359835X
- [48] DRÖDER, K. (Hrsg.): *Prozesstechnologie zur Herstellung von FVK-Metall-Hybriden: Ergebnisse aus dem BMBF-Verbundprojekt ProVorPlus*. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 2020 (Zukunftstechnologien für den multifunktionalen Leichtbau). – ISBN 978–3–662–60679–7
- [49] LAMBIASE, F. ; SCIPIONI, S. I. ; LEE, C.-J. ; KO, D.-C. ; LIU, F.: A State-of-the-Art Review on Advanced Joining Processes for Metal-Composite and Metal-Polymer Hybrid Structures. In: *Materials (Basel, Switzerland)* 14 (2021), Nr. 8, S. 1–24. <http://dx.doi.org/10.3390/ma14081890>. – DOI 10.3390/ma14081890. – ISSN 1996–1944
- [50] LIU, Y. ; SU, J. ; TAN, C. ; FENG, Z. ; ZHANG, H. ; WU, L. ; CHEN, B. ; SONG, X.: Effect of laser texturing on mechanical strength and microstructural properties of hot-pressing joining of carbon fiber reinforced plastic to Ti6Al4V. In: *Journal of Manufacturing Processes* 65 (2021), S. 30–41. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.021>. – DOI 10.1016/j.jmapro.2021.03.021. – ISSN 15266125
- [51] TOLEPHIH, M. H. ; ABOOD, A. N. ; SAAD, H. M.: Hot Press Bonding of Aluminum Alloy AA6061-T6 to Polyamide and Polyamide Composites. In: *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 671 (2020), Nr. 1, 1–17. <http://dx.doi.org/10.1088/1757-899X/671/1/012029>. – DOI 10.1088/1757-899X/671/1/012029
- [52] NESTLER, D. ; TRAUTMANN, M. ; ZOPP, C. ; TRÖLTZSCH, J. ; OSIECKI, T. ; NENDEL, S. ; WAGNER, G. ; KROLL, L.: Continuous Film Stacking and Thermoforming Process for Hybrid CFRP/aluminum Laminates. In: *Procedia CIRP* 66 (2017), 107–112. <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2017.03.221>. – DOI 10.1016/j.procir.2017.03.221. – ISSN 22128271

- [53] AGEORGES, C. ; YE, L.: Resistance Welding of Metal/Thermoplastic Composite Joints. In: *Journal of Thermoplastic Composite Materials* 14 (2001), Nr. 6, S. 449–475. <http://dx.doi.org/10.1106/PN74-QXKH-7XBE-XKF5>. – DOI 10.1106/PN74-QXKH-7XBE-XKF5. – ISSN 0892–7057
- [54] DEUTSCHES ZENTRUM FÜR LUFT- UND RAUMFAHRT: *Erfahrung und Ergebnisse aus vorläufigen Versuchen: mündliche Überlieferungen*. 2021-2022
- [55] BALLE, F. ; WAGNER, G. ; EIFLER, D.: Ultrasonic Metal Welding of Aluminium Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites. In: *Advanced Engineering Materials* 11 (2009), Nr. 1-2, 35–39. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.200800271>. – DOI 10.1002/adem.200800271
- [56] WAGNER, G. ; BALLE, F. ; EIFLER, D.: Ultrasonic Welding of Aluminum Alloys to Fiber Reinforced Polymers. In: *Advanced Engineering Materials* 15 (2013), Nr. 9, S. 792–803. <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201300043>. – DOI 10.1002/adem.201300043
- [57] EMMERICH, R.: *Schutzschicht für Leichtbau-Composites: Korrosionsschutz für Aluminium im CFK-Epoxidharz-Verbund (zuletzt abgerufen am 10.08.2022)*. <https://www.plastverarbeiter.de/roh-und-zusatzstoffe/schutzschicht-fuer-leichtbau-composites.html>. Version: 2014
- [58] GESAMTVERBAND DER ALUMINIUMINDUSTRIE E.V. (Hrsg.): *Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen (zuletzt abgerufen am 07.08.2022): Merkblatt W7*. http://www.aluinfo.de/files/_media/dokumente/Downloads/Technische%20Daten/Merkblaetter/W7_Waermebehandlung_von_Aluminiumlegierungen.pdf
- [59] *Toray Cetex TC1100 PPS (zuletzt aufgerufen am 15.12.2021): Product Data Sheet*. https://www.toraytac.com/media/221a4fcf-6a4d-49f3-837f-9d85c3c34f74/smphpw/TAC/Documents/Data_sheets/Thermoplastic/UD%20tapes,%20prepregs%20and%20laminates/Toray-Cetex-TC1100_PPS_PDS.pdf. Version: 2021
- [60] WU, T. ; TINKLOH, S. R. ; TRÖSTER, T. ; ZINN, W. ; NIENDORF, T.: Determination and Validation of Residual Stresses in CFRP/Metal Hybrid Components Using the Incremental Hole Drilling Method. In: *Journal of Composites Science* 4 (2020), Nr. 143, 1–19. <http://dx.doi.org/10.3390/jcs4030143>. – DOI 10.3390/jcs4030143

- [61] HORNBOGEN, E. ; WARLIMONT, H.: *Metalle - Struktur und Eigenschaften der Metalle und Legierungen*. 5. Berlin and Heidelberg : Springer, 2006. – ISBN 9783540340102
- [62] BATZ&BURGEL (Hrsg.): *Werkstoffdatenblatt Aluminium: EN AW-2024 (Al-Cu4Mg1 - 3.1355) (zuletzt geprüft am: 08.04.2022)*. https://batz-burgel.com/wp-content/uploads/data-de/BB_2024.pdf. Version: 2020
- [63] DOMININGHAUS, H. ; ELSNER, P. ; EYERER, P. ; HIRTH, T.: *Kunststoffe: Eigenschaften und Anwendungen*. 8. Berlin, Heidelberg : Springer Berlin Heidelberg, 2012. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-16173-5>. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-642-16173-5>. – ISBN 978-3-642-16172-8
- [64] BARGEL, H.-J. ; SCHULZE, G. ; HILBRANS, H. ; HÜBNER, K.-H. ; KRÜGER, O.: *Werkstoffkunde*. 9. Berlin and Heidelberg : Springer, 2005. – ISBN 3540261079
- [65] JIMENEZ, R. ; CAO, K. ; TENCATE ADVANCED COMPOSITES (Hrsg.): *CTE Testing Report*. Morgan Hill (USA),
- [66] HULTINK, G. ; TENCATE ADVANCED COMPOSITES (Hrsg.): *Carbon/PPS Thermoplastic composite CTE testing*. Morgan Hill (USA),
- [67] SUTER KUNSTSTOFFE AG (Hrsg.): *Faserverbund-Werkstoffdaten: Eine Sammlung der wichtigsten Werkstoffdaten für den Anwender von Faserverbund-Materialien sowie allgemeine Daten und Tabellen (zuletzt abgerufen am 07.08.2022)*. <https://www.swiss-composite.ch/pdf/i-Werkstoffdaten.pdf>
- [68] TORAY INDUSTRIES, INC. (Hrsg.): *Torelina PPS Polymer - Technical Information, Thermal Properties, Linear Expansion Coefficient (zuletzt abgerufen am 07.08.2022)*. https://www.toray.eu/eu/plastics/torelina/technical/tec_015.html#:~:text=TORELINA%E2%84%A2%20PPS%20Polymer,-Technical%20Information%EF%BD%9C&text=The%20linear%20expansion%20coefficient%20expresses,per%201K%20increase%20in%20temperature. Version: 2019
- [69] FLEISCHER, J. ; COUTANDIN, S. ; NIESCHLAG, J.: *Intrinsische Hybridverbunde für Leichtbautragstrukturen - Grundlagen der Fertigung, Charakterisierung und Auslegung*. Springer-Verlag GmbH Deutschland, ein Teil von Springer Nature 2021, 2021 <https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-662-62833-1>. – ISBN 978-3-662-62832-4

- [70] NESTLER, D. ; JUNG, H. ; ARNOLD, S. ; WIELAGE, B. ; NENDEL, S. ; KROLL, L.: Thermoplastische Hybridlamine mit variabler Metallkomponente: Thermoplastic hybrid laminates with varying metal component. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 45 (2014), Nr. 6, 531–536. <http://dx.doi.org/10.1002/mawe.201400259>. – DOI 10.1002/mawe.201400259
- [71] SCHALLER, W.: *Spannungsanalyse und Spannungsbewertung in Verbunden mit Gradientenwerkstoffen*. Karlsruhe, Universität Karlsruhe, Dissertation, 2000. <https://publikationen.bibliothek.kit.edu/352000>
- [72] JARKA, S. ; ENDRASS, M. ; ENGELSCHALL, M. ; BAUER, S.: Fügetechnologien in der Luftfahrt – Besondere Anforderungen an die Schweißprozesse. In: *Joining Plastics* 13 (2019), Nr. 1, S. 47–53

Abbildungsverzeichnis

2.1	Textile Halbzeuge [6, S. 32]	5
2.2	Bindungsverhältnisse bei Thermoplasten und Duromeren [6, S. 33]	6
2.3	Temperaturabhängige Matrixsteifigkeit bei Thermoplasten [8, S. 363]	7
2.4	Prozessschritte des Thermoformens [6, S. 118]	10
2.5	Beispielhafter Temperatur- und Druckverlauf beim Thermoformen [6, S. 125]	12
2.6	Der Konsolidierungsprozess [10, S. 847]	12
2.7	Stoffschlüssige Schmelzverbindungen [10, S. 845]	13
2.8	Fügen durch Co-Konsolidierung [11, S. 175]	14
2.9	Prinzip des Induktionsschweißens [12, S. 328]	15
2.10	Prinzip des elektrischen Widerstandsschweißens [12, S. 333]	16
2.11	Einstufiges und sequentielles Widerstandsschweißen [16, S. 287]	17
2.12	Charakteristische Leistungskurve beim Ultraschallschweißen [19, S. 69]	22
2.13	Schema beim Ultraschallschweißen [12, S. 316]	23
2.14	Bindungsmechanismen bei einem TP FMH [31, S. 99]	27
2.15	Aufnahmen oberflächenvorbehandelter Aluminiumflächen durch ein REM [18, S. 2164]	28
2.16	Spannungsverteilung in einer SLSP beim Zugscherversuch [38, S. 2]	31
2.17	Unterschiedliche Verbindungsstrukturen [40, S. 10]	32
2.18	Prinzip des Schälversuchs i.A.a. [39, S. 157]	33
2.19	Ermittlung der mittleren Trennkraft aus einem Schälendiagramm [39, S. 158]	33
2.20	Mittelspannung und Spannungsamplitude beim Wöhlerversuch [41, S. 530]	35
2.21	Wöhlerlinie und Lebensdauerlinie [41, S. 533]	35
2.22	Aufbau (l) und Prinzip (r) eines Lichtmikroskops [42, S. 601]	36
2.23	Aufbau eines REMs [43, S. 369]	37
2.24	Ultraschallprüfung mit dem Impuls-Echo-Verfahren [41, S. 566]	38
2.25	Vergleich der thermografischen Verfahrensvarianten [45, S. 29-34]	40
2.26	Prinzip der Computertomographie [46, S. 8]	40
2.27	Extreme Darstellung der Spannungsverhältnisse im FVK-Laminat beim Zugscherversuch eines TP FMH [32, S. 375]	41
2.28	Versagensmechanismen beim Zugscherversuch [47, S. 43]	42

2.29	Traditionelle und fortgeschrittene Fügeverfahren von Metallen und TP FVKs [49, S. 3]	43
2.30	Schema des thermomechanischen Fügeprozesses [49, S. 11]	44
2.31	Aufbau eines Heißpressversuchs [50, S. 32]	45
2.32	Temperatur- und Druckregime beim Co-Konsolidieren im Autoklav [31, S. 101]	46
2.33	Schema des AddJoining-Prozesses [33, S. 212]	47
2.34	Stack-Aufbau beim elektrischen Widerstandsschweißen [53, S. 452]	48
2.35	Dekonsolidierung beim FVK [53, S. 462]	49
2.36	Zugscherfestigkeiten bei unterschiedlichen Schweißparametern [53, S. 470 f.]	50
2.37	REM-Aufnahme der Anbindung des Aluminiums an die Kohlenstofffasern beim Ultraschallmetallschweißen [56, S. 797]	51
2.38	Bruchbilder beim Zugscherversuch ultraschallgeschweißter Hybridproben [18, S. 2618]	52
2.39	Bruchbilder der Aluminiumfläche (oben) und des FVKs (unten) bei lasertexturierten Hybridproben [18, S. 2617]	53
2.40	Längenänderungen durch Wärmeausdehnung bei Aluminium EN AW 2024, CF-PPS, PPS und Titan bei einer Ausgangslänge von 200 mm	56
2.41	Darstellung einer Gradientenfunktion eines idealen Gradientenwerkstoffs [71, S. 5]	57
3.1	Laserstrukturierung eines Aluminiumblechs mit unterschiedlicher Anzahl an Durchgängen (links) sowie REM-Aufnahmen der gelaserten Oberflächen (rechts) [54]	60
3.2	Strukturformel von PPS [63, S. 927]	61
3.3	Heißpresse zur Co-Konsolidierung	62
3.4	Herstellung des TP FMHs durch Co-Konsolidierung in der Heißpresse	63
3.5	Temperatur- und Druckführung beim Co-Konsolidieren [54]	63
3.6	Ergebnisse des TP FMH-Herstellungsprozesses durch Co-Konsolidierung	64
3.7	Gekerbte Zuschnitte co-konsolidierter TP FMHs, CFK-seitig (links) und Aluminium-seitig (rechts)	65
3.8	Schweißanlage zum elektrischen Widerstandsschweißen	66
3.9	Aufbau der Schweißanlage zum elektrischen Widerstandsschweißen	66
3.10	Verläufe der Stromstärke, Spannung, Temperatur und des ohmschen Widerstands bei einem Durchschlag	69

3.11	Verbrennung der Hybridprobe bei einem Durchschlag	69
3.12	Temperaturannäherung bei einer Schweißzeit von 10 Sekunden	71
3.13	Temperaturannäherung bei 10 Sekunden und 66 V	71
3.14	Hybridprobe bei einer Schweißzeit von 10 Sekunden in Draufsicht (oben) und Vorderansicht (unten)	72
3.15	Temperaturannäherung bei einer Schweißzeit von 20 Sekunden (oben) und 30 Sekunden (unten)	73
3.16	Temperaturannäherung und Hybridprobenherstellung bei einer Schweiß- zeit von 40 Sekunden	74
3.17	Hybridprobe bei einer Schweißzeit von 40 s	75
3.18	Darstellung des Durchschlags bei der Probenherstellung EWS2 durch die Spannung (links) und Stromstärke (rechts)	75
3.19	Zuschnitte der widerstandsgeschweißten Proben	76
3.20	Endeffektor beim Ultraschallschweißen	77
3.21	Darstellung des Multi-Spot-Schweißprozesses	78
3.22	Herstellung eines TP FMHs mittels Single-Spot-Schweißen	80
3.23	Vorbereitung der Beschichtung im Vakuum-Ofenprozess	81
3.24	Aluminiumblech im Vakuum (links) sowie das beschichtete Alumini- umblech (rechts)	82
3.25	Ergebniss des Multi-Spot-Schweißprozesses mit beschichteter Alumini- umplatte (oben) sowie die Nahaufnahme des gegen Ende zulaufenden Spalts (unten)	83
3.26	Darstellung der Leistungskurven eines Zeit-gesteuerten Schweißpro- zesses aus Versuch-NR.3/3	85
3.27	Zugscherfestigkeiten der TP FMHs	87
3.28	Komplementäre Bruchflächen der geprüften Proben 5 (oben, links), 7 (oben, rechts), 15 (unten, links) und 10 (unten, rechts) mit Kennzeich- nung der verschiedenen Versagensarten	89
3.29	Komplementäre Bruchflächen der geprüften Proben 21, 22, 37 und 32 mit Kennzeichnung der verschiedenen Versagensarten	90
3.30	Querschnittsflächen der Hybridproben HP1 (a), HP5 (b) und HP10 (c)in 1000-facher Vergrößerung	91
3.31	Querschnittsflächen der widerstandsgeschweißten Proben EWS3 (a, b) und EWS4 (c, d) in 250-facher (a, c) und in 1000-facher (b, d) Vergrößerung	93

3.32	Querschnittsflächen einer Single-Spot-ultraschallgeschweißten Probe in 1000-facher (a) und in 250-facher (b) Vergrößerung sowie die Querschnittsfläche der Multi-Spot-ultraschallgeschweißten Probe mit beschichteter Aluminiumstrukturierung in 250-facher Vergrößerung (c)	94
3.33	Komplementäre Bruchflächen in 250-facher Vergrößerung: Zugscherprobe 7 (HP5, a) und b)), Zugscherprobe 21 (USS, c) und d)) sowie Zugscherprobe 22 (USS, e) und f))	95
3.34	Panoramaaufnahmen Proben HP10 (a, b), EWS3 (c, d) und EWS4 (e, f) in 250-facher Vergrößerung	97
A.1	Skizze und Auflistung der co-konsolidierten Proben	122
A.2	Skizze und Auflistung der widerstandsgeschweißten Proben	123
A.3	Skizze und Auflistung der ultraschallgeschweißten Proben	123

Tabellenverzeichnis

1	Vergleich der Mikroskope [41, S. 558]	36
2	Prozessschritte beim elektrischen Widerstandsschweißen	68
3	Parameter zum Ultraschallschweißen	80
4	Parameter zum Vakuum-Ofenprozess	82
5	Statistische Auswertung der Zugscherversuche	88
A.1	Eigenschaften der Aluminiumlegierung EN AW-2024 [62]	117
A.2	Laserparameter der Aluminiumbleche [54]	117
A.3	Thermische Eigenschaften von PPS [63, S. 930]	117
A.4	Eigenschaften des CF-PPS-Laminats [59]	118
A.5	Daten und Kennung der Heißpresse	118
A.6	Daten und Kennung des Ultraschallgenerators	118
A.7	Versuchsprotokoll elektrisches Widerstandsschweißen	119
A.8	Versuchsprotokoll Ultraschallschweißen	120
A.9	Materialkennungen verwendeter Materialien	121
A.10	Versuchsprotokoll Zugscherversuche	121
A.11	Daten der Prüfmaschine und des Digitalmikroskops	122

Anhang

Tabelle A.1: Eigenschaften der Aluminiumlegierung EN AW-2024 [62]

Chemische Zusammensetzung nach DIN EN 573-3	in % der Masse
Silizium	0,50
Eisen	0,50
Kupfer	3,80 - 4,90
Mangan	0,30 - 0,90
Magnesium	1,20 - 1,80
Chrom	0,10
Zinn	0,25
Titan	0,00 - 0,15
Bemerkung	0,20 Titan und Chrom
Andere Elemente	0,15
Mechanische Eigenschaften nach DIN EN 485-2	Blechdicke 1,5mm - 6,0mm bei kalter Aushärtung
Zugfestigkeit	435 MPa
Streckgrenze	290 MPa
Bruchdehnung	14% (50mm)
Physikalische Eigenschaften	Richtwerte bei 20°C
Dichte	2,77 g/ccm
Erstarrungsbereich	505 - 640°C
Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient	$22,9 \cdot 10^{-6} \frac{1}{K}$
Elastizitätsmodul	70.000 MPa

Tabelle A.2: Laserparameter der Aluminiumbleche [54]

Material	Al2024	Al2024	Al2024
Länge/Breite/Dicke [mm]	200/110/2	200/110/2	500/370/2
Anzahl	4	4	1 Blech mit 4 Bereichen
Versuchsreihe	Elektrisches Widerstandsschweißen	Ultraschallschweißen	Heißpressen
Laserparameter	Al-LP10x	Al-LP10x	Al-LP
Frequenz [kHz]	40	40	40
Leistung [%]	100	100	100
Vorschub [$\frac{mm}{s}$]	2340	2340	2340
Linienabstand [μ]	59	59	59
Anzahl Durchgänge	10	10	0/1/5/10

Tabelle A.3: Thermische Eigenschaften von PPS [63, S. 930]

Thermisches Verhalten	[°C]
Glastemperatur	85-95
Nachkristallisationstemperatur	120-130
Rekristallisationstemperatur	220-255
Kristallitschmelzbereich	275-285

Tabelle A.4: Eigenschaften des CF-PPS-Laminats [59]

Eigenschaften des PPS	
Dichte	1,35 $\frac{g}{cm^3}$
Glasübergangstemperatur	90°C
Schmelztemperatur	280°C
Verarbeitungstemperatur	300-330°C
Allgemeine Eigenschaften des Laminats	
Dichte	1,55 $\frac{g}{cm^3}$
Harzgehalt nach Gewicht	43%
Faservolumengehalt	50%
Anzahl Lagen	5 * Kohlefasergewebe, 2 * Glasfasergewebe
Lagenreihenfolge	0/90° Glasfasergewebe 0/90° Kohlenstofffasergewebe ±45° Kohlenstofffasergewebe 0/90° Kohlenstofffasergewebe ±45° Kohlenstofffasergewebe 0/90° Kohlenstofffasergewebe 0/90° Glasfasergewebe
Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur	
Zugfestigkeit 0°	752 MPa
Elastizitätsmodul 0°	58 GPa
Zugfestigkeit 90°	785 MPa
Elastizitätsmodul 90°	56 GPa
Biegefestigkeit	842 MPa
Biegemodul	45 GPa

Tabelle A.5: Daten und Kennung der Heißpresse

Kennung	Wickert WKP 4400 S
Pressfläche	1,8 m x 1,2 m
Presskraft	4400 kN
max. Temperatur	450 °C

Tabelle A.6: Daten und Kennung des Ultraschallgenerators

Kennung	Branson Ultraschallgenerator DCX
Frequenz	20 kHz
Ausgangsleistung	4,0 kW

Tabelle A.8: Versuchsprotokoll Ultraschallschweißen

V.ID	Aluminium	Amplitude [%]	Schweißzeit [ms]	Konszeit [ms]	Schweißkraft [N]	Kons.kraft [N]	Kraft.Fixierung [N]	Sonotrodenkraft [N]	Änderung Amplitude	Abstand Schweißpunkte	Kommentar
2/1	ungelasert	80	500	4000	500	1650	0	500	3 * 5% Minderung	5 mm	leichter Polymerfluss aber auch leichte Verbrennungen; mehr Schweißzeit, da nicht richtig aufgeschmolzen
2/2	gelasert (genutzt)	80	700	4000	500	1650	0	500	3 * 5% Minderung	5 mm	keine ausreichende Schmelzbildung; Erhöhung der Schweißkraft und Amplitude bei 750N Fehler im System, Schweißung wird daher mit 800 s Schweißzeit fortgesetzt; noch bessere Schmelzbildung notwendig, daher Erhöhung der Schweißzeit
2/3	gelasert (genutzt)	85	700	4000	750	1650	500	750	ab Hälfte auf 82%	5 mm	
2/4	gelasert (genutzt)	85	1000	6000	500	2500	750	500	ab Hälfte auf 82%	5 mm	Überlastung Generator sowie Erhöhung des Abstandes des Stacks zum Amboss, da Hitzestau; zudem Problem bisher immer zu heiß; Erhöhung der Schweißzeit bei geringerer Amplitude sowie Nutzung von drei Energieerichtungsgehöfen Probe an einigen Stellen zu heiß; Erhöhung Konsolidierungszeit für Polymerfluss in Laserstruktur
3/1	gelasert (genutzt)	80	800	6000	500	2500	750	500	ab Hälfte auf 70%	5 mm	Schmelzfluss aber keine Haftung, teilweise zu heiß; Unterlage von Isolierungsfolie
3/2	gelasert (genutzt)	75	800	7000	500	2500	750	500	nach 2/3 auf 70%	5 mm	bessere Haftung über gesamte Länge, jedoch nicht für mech. Prüfung ausreichend
3/3	gelasert (genutzt)	60	2000	7000	500	2500	750	500	nach 2/3 auf 55%	10 mm	bessere Haftung, jedoch nicht für mech. Prüfung ausreichend; mm Variation des Schweißprozesses, als erstes mit Single-Spot-Schweißung
3/4	gelasert (genutzt)	55	3000	7000	500	2500	750	500	keine Änderung	10 mm	Anwendung der Parameter 3/4 und rechteckige Sonotrode mit 25 mm Breite; Verbrennung, keine Haftung
SSW 3/1	gelasert (neu, 25 mm)	55	3000	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	gleiche Parameter mit Isolationsunterlage, leichte Verbrennung aber bessere Haftung; Versuch 5 mit Aluminium oben
SSW 3/2	gelasert (neu, 25 mm)	55	3000	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	bisher beste Haftung mit Rückständen von matrix und Glasfaser in der Struktur, keine Verbrennung
SSW 3/5	gelasert (neu, 25 mm)	55	2000	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	leichte Verbrennung bei guter Anbindung, für mech. Prüfung geeignet
SSW 3/3	gelasert (neu, 25 mm)	55	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	etwas schlechtere Anbindung beim Auseinanderbrechen per Hand, Schweißungen mit Parameter 3/3 für Zugstcherproben
SSW 3/4	gelasert (neu, 25 mm)	53	2500	7000	500	3000	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/6	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/7	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/8	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/9	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/10	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/11	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/12	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung
SSW 3/13	gelasert (neu, 25 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	Punktschweißung	-	für mechanische Prüfung geeignet, aber schief; daher Verwendung als Schliffprobe
3/5	gelasert (neu, 200 mm)	57	2500	7000	500	2500	0	500	-	Bündige Schweißpunkte an rechteckiger Sonotrode	Versuch auf volle Länge mit Aluminium als oberes Substrat und Parameter der Zugstcherproben der Single-Spot-Schweißungen; Nutzung der rechteckigen Sonotrode, da hier Parameter ermittelt wurden; keine ausreichende Anbindung
3/5 II	aus 3/5	60	2500	7000	500	2500	250	500	-	Bündige Schweißpunkte an rechteckiger Sonotrode	auch eine zweite Schweißung auf das Blech von 3/5 erzeugt keine feste Anbindung
3/6	aus 3/5	75	2500	7000	500	2500	250	500	ab Hälfte auf 86%	Bündige Schweißpunkte an rechteckiger Sonotrode	Spalt trotz hoher Amplitude erkennbar, keine ausreichende Anbindung für mechanische Prüfung
3/7	beschichtet und neu	68	2500	700	500	2500	250	500	keine Anpassung	22 mm	Anbindung nicht für mechanische Prüfung ausreichend, da Spalt erkennbar; höhere Amplitude, da mehr Polymerfluss erzeugt werden muss; Erstellen von Schliffprobe, keine Zugstcherprobe

Tabelle A.9: Materialkennungen verwendeter Materialien

Material	Hersteller	Materialkennung
Energierichtungsgeberfolie	Ten Cate Advanced Composites BV	I0827C Rayotec S 080 PPS Film 1280mm
CF-PPS-Laminat	Ten Cate Advanced Composites BV	CF 0286 005 2G 2468 163

Tabelle A.10: Versuchsprotokoll Zugscherversuche

Proben-Nr.	Beschriftung Probe	Kennung	Fmax	FBruch	Länge	Breite	Fläche	Zugscherfestigkeit
1	-	HP1	8920.45	8157.66	19.00	25.00	475.00	18.77988
2	-	HP1	8461.24	7568.69	19.30	25.00	482.50	17.53624
3	-	HP1	8312.27	7610.67	18.90	24.50	463.05	17.95113
4	-	HP1	7956.61	7358.73	18.00	24.70	444.60	17.89610
5	-	HP1	8117.51	7399.93	18.20	25.10	456.82	17.76959
6	-	HP5	7832.03	7184.46	19.50	25.00	487.50	16.06571
7	-	HP5	10012.94	9754.91	18.10	25.20	456.12	21.95243
8	-	HP5	8928.45	8790.79	18.30	25.00	457.50	19.51573
9	-	HP5	9540.00	9083.05	18.50	24.60	455.10	20.96243
10	-	HP5	7741.76	6217.23	18.20	25.00	455.00	17.01486
11	-	HP5	9338.87	9260.18	17.80	25.10	446.78	20.90262
12	-	HP10	9278.18	9015.19	18.20	25.10	456.82	20.31036
13	-	HP10	10051.50	9868.11	18.90	25.00	472.50	21.27303
14	-	HP10	9954.18	9791.33	18.90	25.00	472.50	21.06706
15	-	HP10	8853.33	8730.08	18.30	25.00	457.50	19.35153
16	-	HP10	9763.28	9451.83	19.40	24.90	483.06	20.21132
17	-	HP10	8334.97	7879.87	19.80	24.90	493.02	16.90595
18	SSW 3/6	USS	4708.87	4574.62	21.50	25.20	541.80	8.69116
19	SSW 3/7	USS	5429.15	5350.06	21.00	25.20	529.20	10.25916
20	SSW 3/8	USS	4391.71	4388.28	22.70	24.90	565.23	7.76978
21	SSW 3/9	USS	6884.18	6550.76	22.40	24.90	557.76	12.34256
22	SSW 3/10	USS	389.38	189.51	22.60	24.80	560.48	0.69472
23	SSW 3/11	USS	4010.91	3897.71	22.30	24.80	553.04	7.25248
24	SSW 3/12	USS	2073.91	1932.19	22.40	25.00	560.00	3.70342
25	0703V3	EWS1	2179.01	2124.33	19.70	25.00	492.50	4.42439
26	0703V3	EWS1	2898.94	2898.94	19.80	25.10	496.98	5.83310
27	0703V3	EWS1	1778.13	1743.60	19.50	24.90	485.55	3.66209
28	0703V3	EWS1	2838.65	2827.76	20.10	24.90	500.49	5.67174
29	0703V3	EWS1	2315.08	2267.59	19.90	25.00	497.50	4.65342
30	0903V3	EWS2	2042.78	1972.40	20.20	25.00	505.00	4.04512
31	0903V3	EWS2	2581.59	2557.38	21.40	25.10	537.14	4.80617
32	0903V3	EWS2	3312.99	3309.04	20.00	24.80	496.00	6.67941
33	0903V3	EWS2	2193.18	2193.18	21.40	24.90	532.86	4.11587
34	0903V3	EWS2	1886.32	1886.32	20.30	25.00	507.50	3.71689
35	1103V1	EWS3	8434.99	8338.46	21.10	25.10	529.61	15.92680
36	1103V1	EWS3	8069.80	7612.80	21.00	25.10	527.10	15.30981
37	1103V1	EWS3	8852.17	8776.11	21.10	24.90	525.39	16.84876
38	1103V2	EWS4	3367.40	3362.51	20.70	25.10	519.57	6.48112
39	1103V2	EWS4	3508.88	3387.47	20.20	25.10	507.02	6.92059
40	1103V2	EWS4	1745.22	1742.71	20.00	25.00	500.00	3.49043
41	1103V2	EWS4	2889.88	2883.74	20.00	25.00	500.00	5.77975
42	1103V2	EWS4	2311.00	2295.38	20.30	25.10	509.53	4.53555

Tabelle A.11: Daten der Prüfmaschine und des Digitalmikroskops

Prüfmaschine	Zwick/Roell Kappa 050 DS
Kraftmessdose	Load Cell Xforce K 50kN 755636 2mV/V
Digitalmikroskop	Keyence Digital Microscope VHX-5000 3012853

Isometrische Ansicht

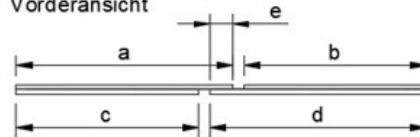


Maßstab 1:2

Draufsicht

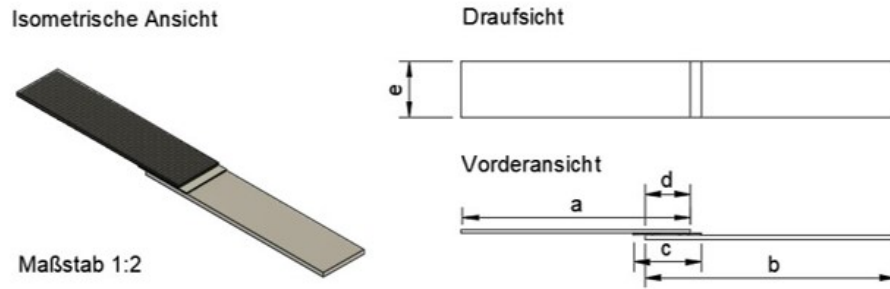


Vorderansicht



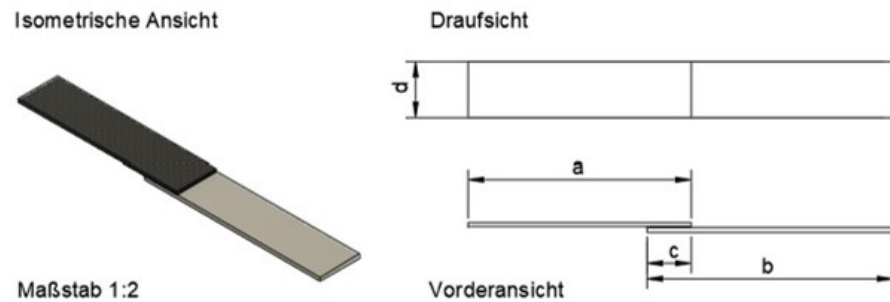
Proben-Nr.	a [cm]	b [cm]	c [cm]	d [cm]	e [mm]	f [mm]
1	10,30	8,30	8,20	9,70	19,00	25,00
2	10,40	8,40	8,20	9,60	19,30	25,00
3	10,30	8,40	8,20	9,70	18,90	24,50
4	10,30	8,40	8,30	9,70	18,00	24,70
5	10,20	8,40	8,20	9,70	18,20	25,10
6	10,30	8,30	8,20	9,70	19,50	25,00
7	10,10	8,40	8,10	9,80	18,10	25,20
8	10,20	8,30	8,20	9,60	18,30	25,00
9	10,40	8,30	8,20	9,70	18,50	24,60
10	10,40	8,40	8,20	9,80	18,20	25,00
11	10,20	8,30	8,20	9,60	17,80	25,10
12	10,20	8,10	8,20	9,80	18,20	25,10
13	10,10	8,00	8,00	9,70	18,90	25,00
14	10,30	8,10	8,20	9,80	18,90	25,00
15	10,30	7,90	8,20	9,60	18,30	25,00
16	10,30	8,00	8,20	9,80	19,40	24,90
17	10,40	7,80	8,30	9,60	19,80	24,90

Abbildung A.1: Skizze und Auflistung der co-konsolidierten Proben



Proben-Nr.	a [cm]	b [cm]	c [mm]: Heizelement	d [mm]: tatsächlicher Überlapp	e [mm]
25	9,90	11,00	29,00	19,70	25,00
26	10,00	11,00	28,40	19,80	25,10
27	10,00	11,00	29,40	19,50	24,90
28	10,00	11,00	29,10	20,10	24,90
29	9,90	11,00	28,50	19,90	25,00
30	9,90	11,00	30,00	20,20	25,00
31	10,00	11,00	29,80	21,40	25,10
32	10,00	11,00	29,10	20,00	24,80
33	10,10	11,00	28,50	21,40	24,90
34	10,10	11,00	27,90	20,30	25,00
35	9,90	11,00	29,10	21,10	25,10
36	10,00	11,00	29,00	21,00	25,10
37	10,00	11,00	28,50	21,10	24,90
38	10,00	11,00	29,50	20,70	25,10
39	9,90	11,00	28,10	20,20	25,10
40	10,00	11,00	29,20	20,00	25,00
41	10,00	11,00	30,00	20,00	25,00
42	10,10	11,00	29,50	20,30	25,10

Abbildung A.2: Skizze und Auflistung der widerstandsgeschweißten Proben



Proben-Nr.	a [cm]	b [cm]	c [mm]	d [mm]
18	10,00	11,00	21,50	25,20
19	9,90	11,00	21,00	25,20
20	10,00	11,00	22,70	24,90
21	9,90	11,00	22,40	24,90
22	10,00	11,00	22,60	24,80
23	10,00	11,00	22,30	24,80
24	10,00	11,00	22,40	25,00

Abbildung A.3: Skizze und Auflistung der ultraschallgeschweißten Proben

Eidesstattliche Erklärung

Ich versichere, dass ich die vorliegende Arbeit ohne fremde Hilfe und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Quellen angefertigt habe, und dass die Arbeit in gleicher oder ähnlicher Form noch keiner anderen Prüfungsbehörde vorgelegen hat. Alle Ausführungen der Arbeit, die wörtlich oder sinngemäß übernommen wurden, sind als solche gekennzeichnet.

Maximilian Heckl

Kissing, 13.09.2022