

IVW - Schriftenreihe Band 89

Institut für Verbundwerkstoffe GmbH - Kaiserslautern

Sebastian Schmeer

**Experimentelle und simulative
Analysen von induktionsgeschweißten
Hybridverbindungen**

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

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

Bibliographic information published by Die Deutsche Bibliothek

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

Herausgeber: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH
Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang
Erwin-Schrödinger-Straße
TU Kaiserslautern, Gebäude 58
67663 Kaiserslautern
<http://www.ivw.uni-kl.de>

Verlag: Institut für Verbundwerkstoffe GmbH

Druck: Technische Universität Kaiserslautern
ZBT – Abteilung Foto-Repro-Druck

D 386

© Institut für Verbundwerkstoffe GmbH, Kaiserslautern 2009

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

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 1615-021X

ISBN 978-3-934930-85-8

ISBN 3-934930-85-9

Experimentelle und simulative Analysen von induktions- geschweißten Hybridverbindungen

Beim Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
am 15. Mai 2009 eingereichte Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Sebastian Schmeer
aus Wiesbaden

Tag der mündlichen Prüfung: 08. September 2009

Dekan:	Prof. Dr.-Ing. S. Ripperger
Prüfungsvorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. P. Mitschang
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. M. Maier
2. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. E. Kerscher

MEINER FAMILIE GEWIDMET

Vorwort

Diese Arbeit entstand während meiner Zeit als Projektingenieur und wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Institut für Verbundwerkstoffe GmbH (IVW) in der Gruppe „Crash und Energieabsorption“ zwischen den Jahren 2003 und 2009.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. Martin Maier, der mich ausgezeichnet betreute, mir Freiräume und Gestaltungsmöglichkeiten zubilligte und mir dabei sehr großes Vertrauen entgegen brachte. Danken möchte ich auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher für die freundliche Übernahme des Zweitgutachtens. Herrn Prof. Dr.-Ing. Peter Mitschang danke ich herzlich für seine Tätigkeit als Prüfungsvorsitzender.

Bei der Geschäftsleitung und der gesamten Belegschaft des IVW möchte ich mich für die guten Arbeitsbedingungen und die äußerst hilfsbereite und kollegiale Zusammenarbeit bedanken. Besonders hervorheben möchte ich hier die Herren Stefan Gabriel, Hermann Giertzsch, Robert Korb, Michael Magin, Andre Meichsner, Henrik Schmitt, Thomas Schütz, Ralph Schneider, Ralf Schimmele, Markus Steeg sowie Nikolai Voll. Auch den ehemaligen Kollegen Alexander Elbe, Christian Fremgen, Heiko Hess, Ulrich Huber, Michael Kaiser, Matthias Repsch, Tim Noll und Rudi Velthuis sei an dieser Stelle für deren Beiträge zu meiner Arbeit und die schöne gemeinsame Zeit herzlich gedankt. Erwähnen möchte ich in diesem Zusammenhang auch die Studenten, die im Rahmen von Diplom- und Studienarbeiten sowie als Hilfswissenschaftler zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Hier möchte ich Timo Braunbach, Alexandre Esteves-Gil, Michael Geier, Moritz Hübler, Artur Jungiewicz, Carsten Mannweiler, Henri Perrin, Thomas Scherer und Martin Tesch nennen.

Der größte Dank aber gebührt meiner Familie. Meinen Eltern, die mich in unnachahmlicher Weise seit meiner Geburt unterstützen und fördern. Meinen Schwiegereltern, die mir stets sehr liebevoll und hilfsbereit beistehen und natürlich meiner lieben Frau Maren, die mir mit Verständnis, Geduld und Verzicht nötige Freiräume für meine Arbeit geschaffen und mir motivierend zur Seite gestanden hat. Eine zusätzliche und sehr spezielle Motivation war stets auch unsere Tochter Jette.

Inhaltsverzeichnis

Kurzfassung	VI
Abstract	VIII
Nomenklatur	X
1 Einführung	1
2 Grundlagen	3
2.1 Fügeverfahren für hybride Verbindungen	3
2.1.1 Übersicht	3
2.1.2 Kleben	4
2.1.3 Schweißen	5
2.1.4 Hybridschweißen	6
2.1.5 Hybridschweißen durch Induktion.....	7
2.1.5.1 Einordnung	7
2.1.5.2 Verfahrensbeschreibung.....	8
2.1.5.3 Potentialbewertung	11
2.2 Einflussgrößen auf das mechanische Verhalten	12
2.3 Experimentelle Untersuchung von Fügeverbindungen	13
2.4 Spannungen in Verbindungen	15
2.5 Versagen von Verbindungen	18
2.6 Auslegung von Verbindungen	19
2.6.1 Überblick.....	19
2.6.2 Analytische Verfahren.....	19
2.6.3 Finite Element Methode	22
2.7 Werkstoffmodelle in der Simulation.....	25
3 Ziele und Herangehensweise	31
4 Experimentelle Untersuchungen	35
4.1 Probenkörper	35
4.2 Prüf- und Messtechnik	35
4.2.1 Überblick.....	35
4.2.2 Prüfmaschinen.....	35
4.2.3 Optische Messtechnik.....	40

4.2.4	Kameratechnik.....	42
4.3	Grundlagenexperimente	43
4.3.1	Überblick.....	43
4.3.2	Normalbeanspruchung	45
4.3.3	Schubbeanspruchung.....	48
4.3.4	Temperatur und Prüfungsgeschwindigkeitsvariationen	49
4.4	Validierungsexperimente	51
5	Experimentelle Ergebnisse	52
5.1	Überblick	52
5.2	Charakterisierung der Füge­teilwerkstoffe	52
5.2.1	FKV.....	52
5.2.2	Aluminium­legierung (AlMg3).....	55
5.2.3	Polyamid 66	56
5.3	Mikroskopische Untersuchungen der Fügezone	58
5.4	Quer-Druck-Versuche	59
5.5	Schubversuche	62
5.6	Validierungsversuche	63
5.7	Einfluss der Temperatur.....	65
5.7.1	Quer-Druck-Versuche.....	65
5.7.2	Schubversuche	68
5.8	Einfluss der Prüfungsgeschwindigkeit	70
5.8.1	Quer-Druck-Versuche.....	70
5.8.2	Schubversuche	72
5.9	Bruchflächenanalyse.....	76
6	Simulation	83
6.1	Modellbeschreibung und Annahmen.....	83
6.1.1	Allgemeines	83
6.1.2	Geometrische Modellbildung	83
6.1.3	Elementwahl und Werkstoffsimulation	86
6.2	Simulation der Grundlagenexperimente.....	89
6.2.1	Quer-Druck-Versuche.....	89
6.2.2	Schubversuche	94

6.3	Validierung an Zug-Scher-Versuchen	103
6.4	Parameterstudie.....	108
6.4.1	Übersicht	108
6.4.2	Studie zur Dicke des AlMg3-Fügeteil.....	109
6.4.3	Studie zum E-Modul des CFK	111
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	114
	Literaturverzeichnis.....	119

Kurzfassung

Das Fügen von Faserverbunden und Metallen durch Induktionsschweißen ist ein neuartiges Verfahren, das im Rahmen einer DFG-Forschergruppe entwickelt wurde. In dieser Arbeit werden auf solche Weise hergestellte Fügungen zwischen einer Aluminiumlegierung (AlMg3) und CFK (kohlenstofffaserverstärktes Polyamid) experimentell und simulativ untersucht. Detaillierte Kenntnisse über das mechanische Verhalten und den Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und der Temperatur darauf sind für einen späteren Einsatz der Fügetechnik bei der Verbindung von Bauteilen wichtig. Die begleitend durchgeführten Simulationen auf Basis der Finiten Elemente (FE) ermöglichen einen Blick in das Innere der Fügezone und stellen nach der Validierung mit Hilfe der Experimente eine Erweiterung der Messtechnik dar. Besondere Anforderungen an die Messtechnik entstehen bei diesen Untersuchungen aus den geringen Abmessungen des Fügebereiches. Ergänzend durchgeführte makroskopische und mikroskopische (Rasterelektronenmikroskop) Bruchflächenanalysen untermauern die Schlüsse und Erläuterungen aus den experimentellen und simulativen Untersuchungen.

Abgeleitet von kritischen Lastfällen wird das mechanische Verhalten an Grundlagenexperimenten in Quer-Druck- und Schubversuchen untersucht und simuliert. Für die globale und lokale Verschiebungsanalyse, die eine detaillierte Versuchsauswertung und einen Abgleich mit den Simulationen ermöglicht, wird das Grauwertkorrelationsverfahren eingesetzt. Die wichtigsten experimentellen Ergebnisse sind:

Bei den Quer-Druck-Versuchen kommt es zu einer normalspannungsdominierten Schälbelastung in der Fügezone mit einem konstant wachsenden Riss. Die Temperaturvariationen im Bereich von -30 °C und 80 °C haben fast keinen Einfluss auf das mechanische Verhalten. Die Prüfgeschwindigkeitsvariationen im Bereich von $0,03\text{ mm/s}$ bis 1500 mm/s zeigen bei steigenden Prüfgeschwindigkeiten einen deutlichen Anstieg der maximalen Kräfte und Verschiebungen. In den Versuchen ist ein adhäsiver Versagensmode zu beobachten. Eine Ausnahme bilden die Versuche bei höheren Prüfgeschwindigkeiten, bei denen ein grenzschichtnahes Versagen in der Fügezone auftritt.

In den Schubversuchen kommt es zu einem stärker mehrachsialen Spannungszustand in der Fügezone, der von Schub- und Normalzugspannungen dominiert wird.

Die erreichten Kräfte liegen deutlich über denen der Quer-Druck-Versuche. Dieses Kraftniveau ist kaum beeinflusst von den Temperaturvariationen zwischen -30 °C und 80 °C . Die Prüfgeschwindigkeitssteigerungen bis zu 1500 mm/s haben einen signifikanten Einfluss auf die Kräfte und besonders auf die maximalen Verformungen. Die Bruchflächen sind in den meisten Versuchen adhäsiv dominiert. Bei Temperaturen von -30 °C und Prüfgeschwindigkeiten von 500 mm/s und 1500 mm/s bilden sich hingegen Bereiche mit grenzschichtnahe Versagen und köhasiven Anteilen. Die REM-Untersuchungen der Bruchbilder zeigen, dass mechanisches Interlocking einen maßgeblichen Beitrag zur Haftung zwischen Polyamid und Aluminium leistet.

Die Simulationen wurden mit Hilfe der globalen und lokalen Verschiebungszustände in den Grundlagen- und zusätzlich durchgeführten Versuchen validiert und zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Experimenten. Die Spannungszustände im Inneren der Fügezone sind wegen der unterschiedlichen Fügeworkstoffe und Steifigkeiten unsymmetrisch und stark inhomogen. Es bilden sich in allen simulierten Versuchen am Rand Spannungsspitzen, die zum Versagen führen, während in der Fügezonemitte ein niedriges Spannungsniveau vorherrscht. Mit wachsendem Riss steigen die Spannungen im Inneren der Restfügezone in geringem Maße, bis es zur vollständigen Trennung des AlMg₃- und des CFK-Fügeteils kommt. Eine Parameterstudie mit dem validierten Simulationsmodell der Schweißung zeigt, wie eine erhöhte Dicke des AlMg₃-Fügeteils oder ein Anstieg der CFK-Steifigkeit zu einer günstigeren Spannungsverteilung in der Fügezone und so zu höheren Versagenskräften führt.

Die in dieser Arbeit erzielten experimentellen und simulativen Ergebnisse tragen zum Verständnis der Vorgänge bei mechanisch belasteten induktionsgeschweißten Fügungen zwischen Faserverbunden und Metallen bei. Der eingeschlagene Weg und die zum Einsatz gebrachten Methoden sind auch auf andere Verbindungen übertragbar. Das aufgebaute und validierte Simulationsmodell kann dabei für weiterführende Parametervariationen oder zur mikromechanischen Analyse der Schweißungen eingesetzt werden.

Abstract

Joining of fiber reinforced plastics (FRP) and metal by induction welding process is a new technique developed in a research group founded by the German Research Foundation (DFG). Induction welded joints of carbon fiber reinforced polyamid (CFRP) and aluminum were determined by experiment and simulation within this thesis. Detailed knowledge of the mechanical behaviour and the influence of testing speed and temperature are essential for the future use of induction welding in components. Validated simulation using finite elements (FE) gains insight to the interior of the welding zone. This leads to an extrapolation of the measuring technique. Due to small geometric length of the specimens special requirements to the displacement measurement were needed. In addition, the macroscopic and microscopic (SEM) analysis of the destroyed specimens' surfaces confirmed the conclusions and explanations based on the experiment and simulation studies.

Deviated from the most critical load cases the mechanical behaviour is investigated in normal pressure and shear tests by a basic test program. The grey scale correlation method is used for the analysis of global and local deformation state and enables a detailed analysis and a good comparison to the simulated deformations. The most important experimental results are:

Transverse compression tests led to a stress state dominated by peel stresses resulting in a constantly increasing crack. Variation of temperature from 30 °C to 80 °C has nearly no influence on the mechanical behaviour. Variation of testing speed from 0.03 mm/s to 1500 mm/s shows a strong increase in maximal forces and deformations with increasing testing speeds. Mainly adhesive failure occurs in the tests with the exception of the experiments at higher testing speeds. In this case a near substrate failure mode within the welding zone can be observed.

The stress state of the shear tests can be described as rather multi axial within the joint zone, dominated by shear and tension stresses. The maximum forces are significant higher than in transvers compression tests. This force level is not influenced by temperature variation between -30°C and 80°C. However, higher testing speeds up to 1500 mm/s have a large influence on the failure loads and especially on the maximal deformations. In most tests failure surfaces are dominated by adhesive failure. In contrast, at a temperature of -30 °C and high testing speeds area of near

substrate failure and cohesive failure can be observed. SEM analyses of fracture surfaces prove that mechanical interlocking effects have a significant contribution to bonding between polyamide and aluminum.

Simulation models could be validated using the basic test program and additional tests by comparing the global and local deformation states. They are in agreement with the experiments. Joints of different materials and stiffnesses result in an asymmetric and highly inhomogeneous stress state within the welding zone. In all simulations high stress peaks can be observed in the outer sections of the welding zone. In contrast, in the middle of the welding zone a low stress level can be seen. The growing crack leads to a small increase of the stresses in the remaining welding zone and finally to the total separation of the aluminum and CFRP part. A parameter study based on the validated simulation indicates that a thicker aluminum part or an increase in the stiffness of CFRP leads to a better stress distribution within the welding zone and to higher failure loads.

The experimental and simulation results contribute to the understanding of the mechanism of mechanically loaded joints of CFRP and metals manufactured by induction welding. The analysis method can be transferred to other joint forms. The established and validated simulation model can be used for further parameter variations or micromechanical analysis of welded joints.

Nomenklatur

Abkürzungen

3D	dreidimensional
Al	Aluminiumlegierung AlMg3
CF	Kohlenstofffaser
CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
CFL	Courant-Friedrichs-Lewy
CF-PA66	Kohlenstofffaserverstärktes Polyamid 66
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
DIN	Deutsches Institut für Normung
EHZ	Einheitszelle
EN	Europäisierte Norm
FE	Finite-Elemente
FKV	Faser-Kunststoff-Verbund
FT	Fallturm
GF	Glasfaser
GFK	glasfaserverstärkter Kunststoff
Gl. / Gln.	Gleichung / -en
HAK	Hochauflösende Kamera
HGK	Hochgeschwindigkeitskamera
ISO	International Organization for Standardization
K	Kleben
KZD	kurzzeitdynamische Prüfgeschwindigkeit
M	Moment (im Schnitt)
Mg	Magnesium
N	Normalkraft (im Schnitt)
PA66	Polyamid 66
pix	Pixel
PKW	Personenkraftwagen
PS	Pressschweißen
Q	Querkraft (im Schnitt)
QDV	Quer-Druck-Versuch
QS	quasistatische Prüfgeschwindigkeit
qs	quasistatisch
RP ₀₂	Streckgrenze
S	Schweißen, Sektion
SEM	Scanning electron microscopy
SS	Schmelzschweißen
SV	Schubversuch
UD	unidirektional
UPM	Universalprüfmaschine
VDI	Verein Deutscher Ingenieure

Abkürzungen

VV Validierungsversuch

Lateinische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
<i>b</i>	[mm]	Breite
<i>E</i>	[MPa], [GPa]	Elastizitätsmodul
<i>EA</i>	[N]	Dehnsteifigkeit
<i>EI</i>	[Nmm ²]	Biegesteifigkeit
<i>F</i>	[kN]	Kraft
<i>G</i>	[MPa]	Schubmodul
<i>g</i>	[m/s ²]	Erdbeschleunigung
<i>h</i>	[mm]	(Fall-)Höhe
<i>i, j, k, l</i>	[1]	Laufvariablen
<i>m</i>	[kg]	Masse
<i>K</i>	[1]	Gesamtsteifigkeitsmatrix
<i>l</i>	[mm]	Länge
<i>m</i>	[kg]	Masse
<i>R</i>	[μm]	Rauhigkeitswert
<i>S</i>	[mm]	Fügezonendicke
<i>t</i>	[s]	Zeit
<i>T</i>	[°C]	Temperatur
<i>d</i>	[mm]	Dicke
<i>u</i>	[mm]	Verschiebung, Eindrückung
<i>Ü</i>	[1]	Übertragungsfunktion
<i>v</i>	[mm/s]	Geschwindigkeit
<i>W</i>	[J]	Energie (pot = potentielle, kin = kinetische)
<i>x, y, z</i>	[1]	Achsen des Koordinatensystems für Verschiebungen

Griechische Zeichen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
ε	[%]	Normaldehnung
Δ	[1]	Delta, Differenz
γ	[%]	Schiebung
ν	[1]	Querkontraktionszahl
σ	[MPa]	Normalspannung
τ	[MPa]	Schubspannung

Indices

1, 2, 3	Achsen des Koordinatensystems für Spannungen
∞	unendlich
Al	Aluminiumlegierung AlMg3

Indices

CFK	kohlenstofffaserverstärkter Kunststoff
ext	extern
int	intern
max	Maximalwert
x, y, z	Achsen des Koordinatensystems für Verschiebungen
<i>pot</i>	potentiell
<i>kin</i>	kinetisch
<i>ü</i>	Überlappung

Mathematische Symbole

e	Euler'sche Zahl $e \sim 2,71828$
\int	Integral
\ln	natürlicher Logarithmus
Σ	Summe
δ	Differential

1 Einführung

Die in den letzten Jahrzehnten vorangeschrittene Globalisierung, nicht nur in der Wirtschaft, sondern auch in Belangen der Lebensqualität und des Konsums von Industriegütern, führte zu einem kontinuierlich steigenden Bedarf an Rohstoffen. Dabei ist den Menschen die Endlichkeit fossiler Rohstoffe heute wesentlich bewusster als noch in früheren Zeiten. Vor dem Hintergrund von Umweltkatastrophen und einer zunehmenden Schädigung des Ökosystems entwickelt sich bei den Menschen ein gesteigertes Bewusstsein für den Schutz der Ressourcen und der Umwelt im Allgemeinen. Ein Beitrag des Ingenieurwesens zur Reduzierung der Umweltbelastungen z.B. im durch die Globalisierungsbestrebungen der letzten Jahre überproportional angewachsenen Bereich Transport von Gütern und Personen ist Leichtbau. Die aktuellen Entwicklungen im Rahmen der Wirtschaftskrise sorgen zusätzlich dafür, dass Leichtbau heute auch in zunehmendem Maße kostengünstig und intelligent vollzogen werden muss. Das bedeutet, dass neben Gewichtsersparnis vor allem auch Kostenreduktion und Funktionserweiterung bzw. -integration bei der Bauteilkonstruktion berücksichtigt werden müssen. Die Schlüsselentwicklungen zur Umsetzung dieser Vorgaben liegen hier im Bereich der Werkstoffe und besonders der Werkstoffverbunde, der Herstell- und der Dimensionierungsverfahren.

Bei den Fortschritten auf werkstofflicher Ebene lässt sich neben der Weiterentwicklung von singulären Leichtbauwerkstoffen wie (faserverstärkten) Kunststoffen oder Aluminiumlegierungen auch das Verbinden von verschiedenen Werkstofftypen nennen. Dadurch werden vorteilhafte Eigenschaften unterschiedlicher Werkstoffe, die in einem singulären Werkstoff nicht vereinbart werden können, miteinander kombiniert. Eine heute weit verbreitete Technik auf diesem Gebiet ist das Umspritzen von metallischen Strukturen in Kunststoffbauteilen. Ein Beispiel für eine erfolgreiche Serienumsetzung dieser Verbund-Philosophie für die Werkstoffgruppen CFK und Metall ist das CFK-Dachelement im BMW 3 CSL. Dieses spart ca. 5 kg Gewicht und senkt den Schwerpunkt des Fahrzeuges, was die Fahreigenschaften verbessert [62]. Ein ähnliches Element kommt auch im BMW M6 zur Anwendung.

Für die erfolgreiche Umsetzung einer Neuentwicklung auf dem Markt in diesem Bereich muss in der Regel ein kosteneffizientes Herstellungsverfahren mitentwickelt

werden. Die Technik bzw. Konstruktion sollte zudem dimensionier- und simulierbar sein, um nicht auf Seiten der Bauteilentwicklungsprozesse Nachteile zu generieren.

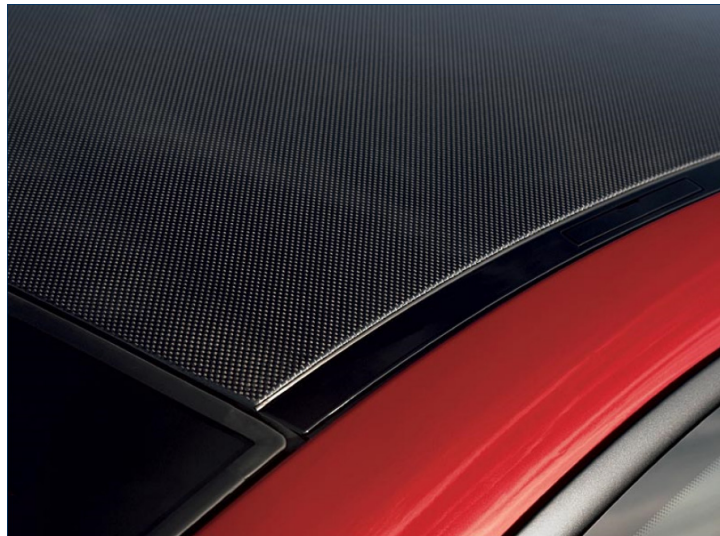


Abbildung 1: Beispiel für CFK-Metall-Werkstoffverbunde in der Praxis: CFK-Dachelement des BMW M3 CSL [21]

Eine vielversprechende und neue Technik auf dem Gebiet der Werkstoffverbunde ist das Hybridschweißen von Metallen und faserverstärkten Kunststoffen. Dieses wird an der Technischen Universität Kaiserslautern im Rahmen einer DFG-Forschergruppe [59] an verschiedenen Instituten, in den Bereichen Herstellverfahren, Analyse und Simulation entwickelt und vorangetrieben. Dabei konzentriert sich diese Arbeit auf Schweißproben, die mit einem dort entwickelten Herstellverfahren gefügt wurden. Neben deren experimenteller Analyse auch unter kurzzeitdynamischer und temperaturvarianter Belastung soll die Simulierbarkeit solcher Hybridverbunde nachgewiesen und für die Analyse von Spannungszuständen in der Fügezone angewendet werden.

2 Grundlagen

2.1 Fügeverfahren für hybride Verbindungen

2.1.1 Übersicht

Für die Verbindung von Werkstoffen ist eine Vielzahl von Fügeverfahren verfügbar. Die grundsätzlich unterschiedlichen Möglichkeiten, Werkstoffe miteinander zu verbinden, können in die drei Kategorien kraftschlüssig, formschlüssig und stoffschlüssig unterschieden werden (Abbildung 2). Kraftschlüssige Verbindungen entstehen, wenn eine vorspannungserzeugende Kraft die Verbindung ermöglicht. Bekannte Beispiele hierfür sind: Schraub-, Niet- oder Pressverbindungen.

Formschluss liegt vor, wenn die Verbindungen durch das Ineinandergreifen von mindestens zwei Verbindungspartnern aufrecht erhalten wird, die Kraft also auf Grund der Form der Verbindungspartner übertragen werden kann. Beispielhaft seien hier die Schnapp-, Stift- oder Nietverbindung genannt.

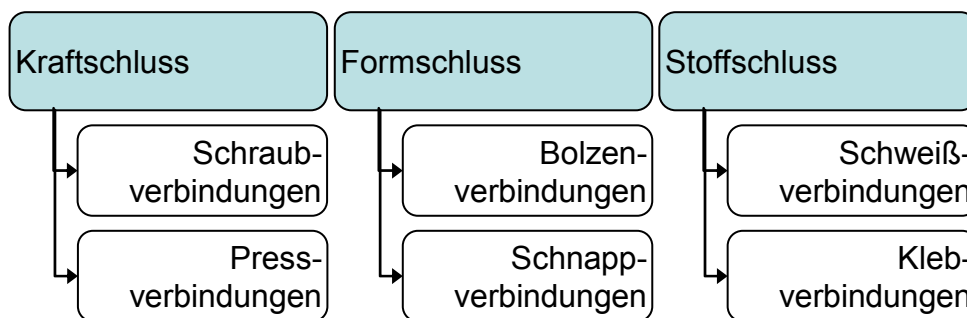


Abbildung 2: Einteilung der Fügeverfahrensarten mit Beispielen

Stoffschlüssige Verbindungen werden alle Verbindungen genannt, bei denen die Verbindungspartner durch Adhäsionskräfte zusammengehalten werden. Sie sind im Allgemeinen nur durch Zerstörung der Verbindungsmittel lösbar. Beispiele hierfür sind Löt-, Kleb- oder Schweißverbindungen. Die bei vielen anderen Fügeverfahren erforderliche Penetration der Fügeteile ist bei stoffschlüssigen Verbindungen nicht notwendig, was besonders beim Fügen von endlos faserverstärkten Werkstoffen ein großer Vorteil ist. Im Folgenden sollen von den stoffschlüssigen Verbindungen als wichtigste Verfahren das Kleben und das Schweißen detaillierter vorgestellt werden. Daran anschließend wird das Hybrid-schweißen von metallischen Werkstoffen mit FKV vorgestellt.

2.1.2 Kleben

Kleben ist das Verbinden gleicher oder verschiedenartiger Werkstoffe durch Oberflächenhaftung mittels geeigneter Klebstoffe. Es ist ein sehr flexibles Fügeverfahren, weil sich Verbindungen zwischen nahezu allen Werkstoffkombinationen bei relativ großer Geometriefreiheit realisieren lassen. Eine Klebverbindung besteht aus den beiden Fügeteilen und der dazwischen liegenden Klebschicht. Der Klebstoff haftet adhäsiv an den Substratoberflächen, das bedeutet durch physikalische oder chemische Wechselwirkungen sowie einem mechanischem Formschluss auf mikroskopischer Skala. Für eine optimale Benetzung und damit eine möglichst große Haftfläche muss der Klebstoff während des Fügevorgangs flüssig sein. Seine innere Festigkeit (Kohäsion) gewinnt er schließlich durch physikalische Aushärtvorgänge oder durch chemische Reaktion. Das Kleben setzt sich z.B. vom Schweißen dadurch ab, dass hierbei ein zusätzlicher, andersartiger Werkstoff die Verbindung der Fügeteile herstellt. Weitere bisher ungenannte Vorteile von Klebungen sind: Die im Vergleich zum Metallschweißen geringe thermische Beanspruchung und der somit geringe Wärmeverzug bei kaltaushärtenden Systemen, die durch den Klebstoff entstehende Dichtheit und Isolierung, das Nichtauftreten von Kontaktkorrosion und Oberflächenschädigung oder die schwingungsdämpfenden Eigenschaften. Zudem kann ein zusätzlicher Toleranzausgleich durch dicke Klebschichten geschaffen werden. Nachteilig wirken sich hingegen die in der Regel aufwändige Oberflächenbehandlung, die langen Aushärtzeiten, die meist erforderliche Flächenpressung und Wärme, die Kriechneigung und die geringe Schäl-, Warm- und Dauerfestigkeit aus.



Abbildung 3: Beispiele für Klebverbindungen im Automobilbau [91]

Das Kleben ist ein sehr weit verbreitetes Fügeverfahren, das in unterschiedlichsten Bereichen Anwendung findet. Klassische Beispiele für Klebungen aus dem Bereich Automobilbau sind strukturell verklebte Windschutzscheiben, die Dach-Verstärkungs-Dämpfung (DVD), die Reserveradmulde oder andere in Abbildung 3 dargestellte Bauteile.

2.1.3 Schweißen

Unter Schweißen versteht man gemäß [40] das unlösbare Verbinden von Bauteilen unter Anwendung von Wärme oder Druck mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoffen. Schweißungen sind bei substratgleichen Verbindungen z.B. zwischen Metallen, Glas und thermoplastischen Kunststoffen eine sehr weit verbreitete und besonders bei Metallen eine sehr lange bekannte Füge-technik (Feuerschweißen in Indien ca. 2000 v. Chr.). Heutige Verfahren zum Fügen von Metallen können hier prinzipiell zwischen Schmelzschweißen (SS) und Pressschweißen (PS) unterschieden werden. Tabelle 1 listet einige Beispiele heute typischer Verfahren für Metall- und Kunststoffschweißungen auf.

Tabelle 1: Übersicht über einige typische Schweißverfahren

Metallschweißen	Thermoplastschweißen
Widerstandsschweißen (PS)	Heizelementschweißen (SS)
Reibschweißen (PS)	Reib-, Vibrationsschweißen (PS)
Laserstrahlschweißen (SS)	Laserstrahlschweißen (SS)
Ultraschallschweißen (PS)	Ultraschallschweißen (PS)
Lichtbogenschweißen (SS)	Induktionsschweißen (SS)
Gasschweißen (SS)	Warmgasschweißen (SS)

Im Bereich der stoffschlüssigen Verbindungen sind Vorteile von substratgleichen Schweißungen gegenüber Klebungen zunächst darin begründet, dass auf einen zusätzlichen Fügeworkstoff verzichtet werden kann. Das stellt einen zusätzlichen Freiheitsgrad in der Verbindung dar, der beispielsweise in der Herstellung oder dem Belastungsverhalten z.B. unter Temperatureinfluss zu Nachteilen führen kann. Bei

der Analyse und Gewichtung der Vor- und Nachteile treten werkstoffbedingt Unterschiede beim Vergleich von Klebungen und Metall-Metall- bzw. Kunststoff-Kunststoff-Schweißungen auf. Während beispielsweise die niedrigere Temperaturbelastung beim Kleben von Metallteilen ein klarer Vorteil ist gegenüber deren Verschweißung, so ist dies beim Schweißen von Kunststoffteilen wegen der deutlich geringeren Schweißtemperaturen nicht in gleichem Maße so. Andererseits besitzen unpolare Kunststoffe wie Polypropylen oder Polyethylen beispielsweise eine sehr schlechte Klebbarkeit, weshalb hier generell das Verschweißen solcher Werkstoffe anzustreben ist. Zusammenfassend ist festzuhalten, dass es auf den speziellen Anwendungsfall ankommt, ob sich eine Eigenschaft bzw. Technik vorteilhaft oder nachteilig unter den gegebenen Rahmenbedingungen auswirkt. Daher wird für eine facettierte und weiterführende Betrachtung der Vorteil-Nachteil-Situation im Bereich des Schweißens und des Klebens von substratgleichen Fügeteilen auf die einschlägige Literatur verwiesen (z.B. [42], [76]).

2.1.4 Hybridschweißen

Das Hybridschweißen als Sonderform des Schweißens lässt sich definitionsgemäß vom Schweißen dadurch abtrennen, dass hier grundlegend substratverschiedene Fügeteile verschweißt werden. Dabei muss mindestens ein Fügeteilwerkstoff durch Wärme oder Druck aufgeschmolzen bzw. so formbar gemacht werden, dass er eine stoffschlüssige Verbindung mit dem anderen Fügepartner eingeht. Das direkte Verschweißen von metallischen und faserverstärkten Kunststoffen ist ein Ziel, das seit 2004 im Rahmen der Forschergruppe 524 der DFG „Herstellung, Eigenschaftsanalyse und Simulation geschweißter Leichtbaustrukturen aus Metall/Faserkunststoffverbunden“ verfolgt wird. Es wurden zwei aus dem Bereich des „klassischen“ Schweißens bekannte Verfahren (Ultraschall- und Induktionsschweißen) erweitert, um solche Hybridverbindungen per Schweißung ffügbar zu machen. Das Ultraschall- und Induktionsschweißen fokussiert im Rahmen dieser Arbeiten das punktförmige Verbinden von Strukturen aus Metall und FKV. Eine sehr gute Schweißbarkeit wurde für kohlenstofffaserverstärkte Thermoplaste (Polyamid und Polyetheretherketon) auf der Kunststoffseite und Aluminium- und Stahllegierungen auf der Metallseite nachgewiesen ([5], [6], [7], [87]).

Ein drittes Verfahren, das Wärmeimpulsschweißen, beschäftigt sich unter dem Fokus der Herstellung von Lagerbuchsen zusätzlich mit dem Fügen zwischen Metallen und Kunststoffverbunden, vornehmlich zwischen Stahl und kohlenstoffpartikelverstärktem Polyetheretherketon ([13], [14]). Die Forschungen dauern aktuell noch an und befinden sich in einer Phase, bei der der Übergang vom labormäßigen Schweißen von Probekörpern auf das Verschweißen von Strukturbauteilen nachgewiesen werden soll. Alle drei Verfahren sind auf ihrem jeweiligen Gebiet sehr leistungsfähige Verfahren, von denen im Rahmen dieser Arbeit das Induktionsschweißen im Mittelpunkt stehen und im Folgenden vorgestellt werden soll.

2.1.5 Hybridschweißen durch Induktion

2.1.5.1 Einordnung

Induktionsschweißte Hybridverbindungen entsprechen bei genauer Betrachtung der Definition nach weder einer reinen Klebung (Kap. 2.1.2) noch einer reinen Schweißung (Kap. 2.1.3); sie enthalten Definitionseigenschaften beider Verfahrenstypen. Aus der Sicht der Herstellung ist das Induktionsschweißen relativ klar den Schweißungen zuzuordnen. Das Fügen findet wie beim Schweißen flächig bei lokaler Aufheizung und ohne Einsatz von zusätzlichen Werkstoffen statt. Dadurch bildet sich beim Induktionsschweißen nur eine Grenzfläche zwischen Matrix und Metall aus (siehe Abbildung 4). Bei einer Klebung entsteht zusätzlich eine Grenzschicht zwischen Klebstoff und CFK.

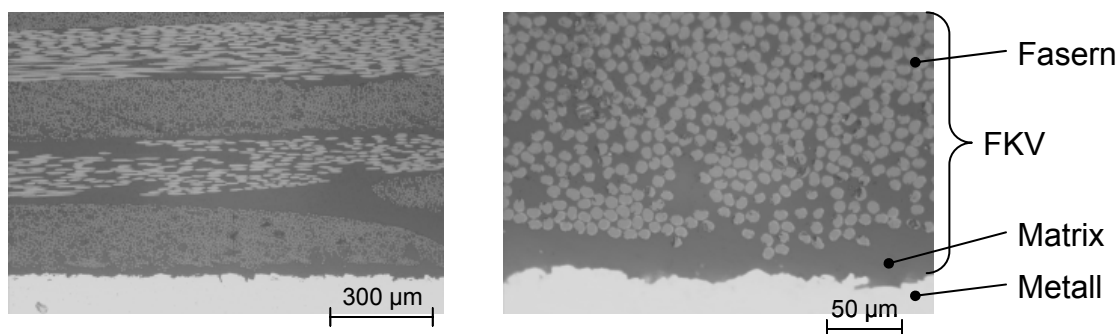


Abbildung 4: Schliffbild durch eine induktionsschweißte Fügezone [84]

Betrachtet man die hergestellte Fügung aus Sicht der Wirkungsweise und der Verbindung, lassen sich auch Parallelen zu Klebverbindungen zwischen Metallen

und Kunststoffen feststellen. Die matrixreiche Schicht zwischen Aluminiumlegierung und CFK kann als Klebschicht interpretiert werden und die Lastabtragung ist somit vergleichbar. Diese Ähnlichkeit rührt allerdings auch daher, dass bisher artfremde Werkstoffe wie Metalle und CFK flächig und stoffschlüssig nur durch Klebung miteinander verbunden werden konnten. Dieser Betrachtung folgend ähnelt der Grenzbereich zwischen Metall und Kunststoffmatrix einer Klebung, der Grenzbereich zwischen FKV und matrixreicher Fügezone hingegen einer Schweißung.

2.1.5.2 Verfahrensbeschreibung

Induktionsschweißen ist eine Fügetechnik, die relativ geringe Kosten im Bereich der Werkzeuge und Investitionen verursacht. Die hauptsächlichen Einsatzgebiete sind Klein- und Mittelserien, Prototypen, Bauteilreparaturen sowie die Herstellung von Kleinteilen. In diesem Verfahren ist die Erreichung von kurzen Zykluszeiten und die Herstellung wieder lösbarer Verbindungen möglich [80]. Dabei werden folgende physikalische Zusammenhänge genutzt:

Beim Induktionsschweißen wird die zum Schweißen notwendige Wärme mittels eines hochfrequent alternierenden Magnetfeldes in den Werkstoff eingetragen. Setzt man einen elektrisch leitenden, nicht magnetischen Werkstoff, z.B. Kohlenstofffasern oder Aluminium einem oszillierenden elektromagnetischen Wechselfeld aus, so werden in diesem Wirbelströme induziert und der Werkstoff erwärmt sich infolge von Widerstandsverlusten. Dabei entsteht die Wärme direkt in diesen Werkstoffen; andersartige Werkstoffe wie Kunststoffe werden verlustfrei durchdrungen. Die thermoplastische Matrix, die die Kohlenstofffasern umgibt und an der Aluminiumlegierung anliegt, wird durch Wärmeleitung aufgeschmolzen. Dadurch kann die Wärme sehr dosierbar und sehr schnell in die Fügezone eingebracht werden. Durch einen aufzubringenden Fügedruck und das begleitende Abkühlen entsteht eine feste Verbindung zwischen den Fügeteilen.

Das Verfahren kann in drei Phasen unterteilt werden (Abbildung 5a). Zunächst werden die in einer Aufspannvorrichtung fixierten Fügeteile mittels Induktion erwärmt. Dabei ist es wichtig, dass die Schmelztemperatur der Matrix überschritten, aber die Zersetzungstemperatur nicht erreicht wird (z.B. Polyamid: Schmelztemperatur 260 °C Zersetzungstemperatur ca. 350 °C). Der Induktor wurde so konstruiert, dass bei

diesen Schweißungen ein möglichst homogenes Temperaturfeld entsteht. In der Phase II werden nach Abschaltung des Induktors die erwärmten Fügeteile zügig zur Anpresseinheit transportiert. Dabei kommt es durch Abstrahlung zu einem Temperaturverlust.

In der dritten Phase, dem Anpressen, werden beide Fügeteile durch einen temperierten Stempel und einer definierten Kraft zusammengedrückt und so die Fügezone konsolidiert. Dabei entzieht der Stempel kontrolliert Wärme aus dem Verbund. Es ist entscheidend, dass auch zu Beginn dieser Phase die Temperatur der Matrix noch oberhalb der Schmelztemperatur liegt.

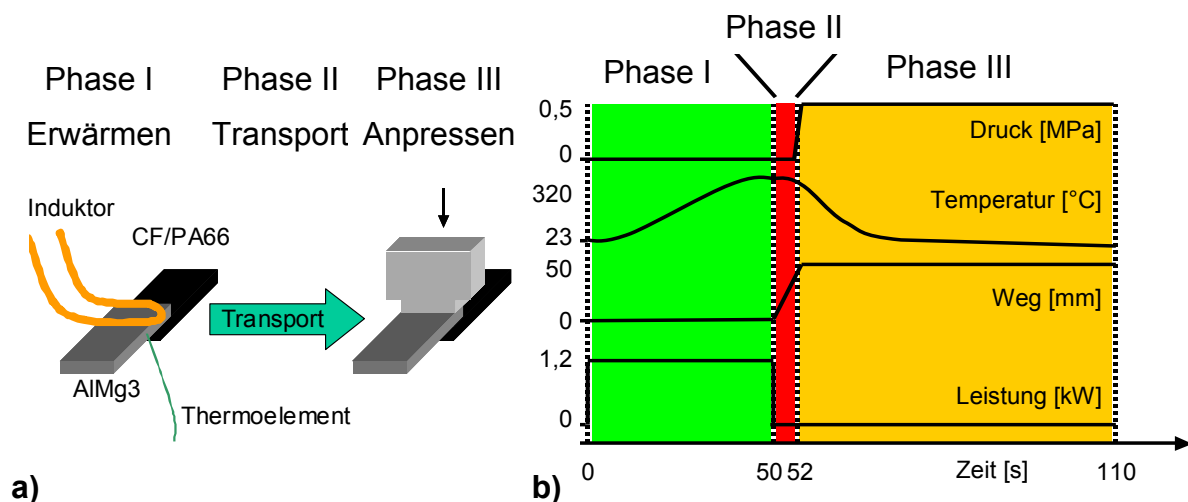


Abbildung 5: Prinzipieller Ablauf der Induktionsschweißung (a) und charakteristische Prozessparameterverläufe (b) nach [87]

Abbildung 5b zeigt zusätzlich den Verlauf der charakteristischen Prozessparameter über der Zeit: Den Anpressdruck, die Prozesstemperatur, die Transportgeschwindigkeit sowie die Leistung des Generators (Energieeintrag). Die abzulesenden Größen sind typische Verarbeitungsparameter für die Verschweißung von CFK-PA66 mit einer Aluminiumlegierung (AlMg3). Detaillierte Informationen zur Entwicklung des Verfahrens und weiteren Verfahrensgrößen finden sich zusammenfassend in [87].

Innerhalb der Forschergruppe wurden im Rahmen der Verfahrensentwicklung und -optimierung auch unterschiedliche Vorbehandlungsmethoden und andere Verfahrenseingriffe untersucht. Beispielhaft zeigt Abbildung 6 die Auswirkungen verschiedener Vorbehandlungsmethoden wie Reinigung mit Aceton (AT), Strahlung mit Korund und alkalisches sowie saures Beizen auf die Vergleichsverbundfestigkeiten.

Außerdem sind die Ergebnisse von Topographiemessungen am Laserprofilometer auf unterschiedlich vorbehandelten AlMg3-Oberflächen erkennbar. Die höchsten Scherfestigkeiten, ermittelt aus der Versagenskraft, dividiert durch die Fügefläche, wurden durch eine Reinigung mit Aceton und eine zusätzliche Korundstrahlung erreicht. Im Gegensatz zur lediglich reinigenden Wirkung des Acetons wird die Oberfläche des Aluminiums abrasiv vorbehandelt, wodurch eine zerklüftete Oberfläche mit einem R_a -Wert von $2,1 \mu\text{m}$ entsteht.

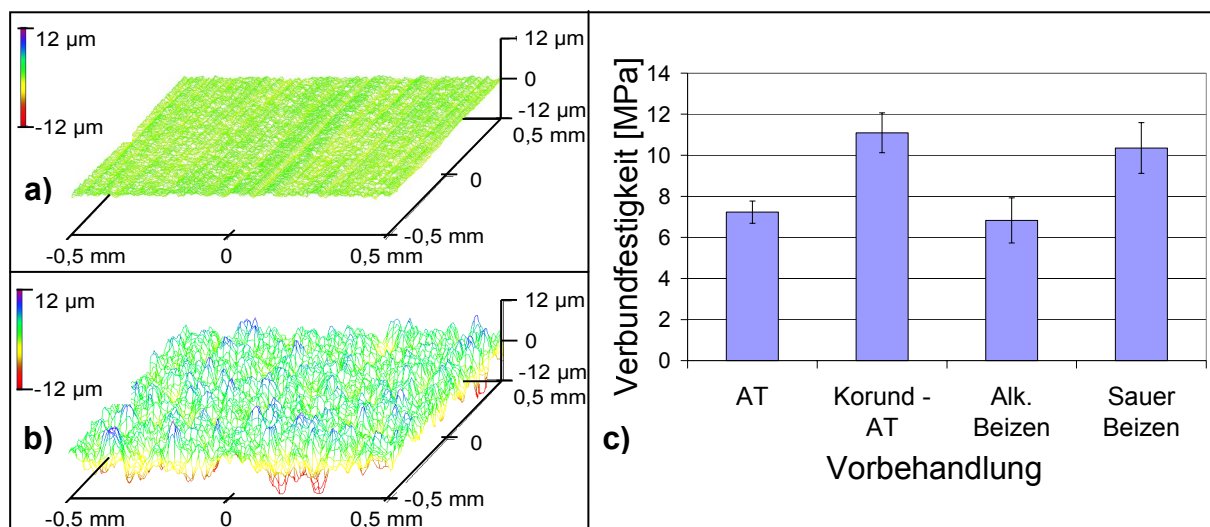


Abbildung 6: Topographische Aufnahmen von acetongereinigtem AlMg3 (a), topographische Aufnahmen von acetongereinigtem und danach korundgestrahltem AlMg3 (b) Verbundfestigkeiten in Versuchen nach DIN 1465 EN (c) [87]

Weitere Untersuchungen in [87] zeigen, dass die Kraftübertragung steigerbar ist, wenn in der Fügezone mehr Polyamid zur Verfügung steht. Eine Rolle hierbei spielen die Kreuzungspunkte der oberflächennahen Laminatlagen und der im Rest des Fügeteils erwünscht hohe Faservolumengehalt des CFK von ca. 48 %. Um den Matrixanteil nur lokal im Fügebereich zu erhöhen, wird vor der Schweißung zwischen AlMg3 und CFK eine Polyamid-Zusatzfolie von $100 \mu\text{m}$ eingelegt. Allerdings verbleibt nicht alles Polyamid in der Fügezone; ein Großteil wird während der Konsolidierung an den Seiten hinausgedrückt.

2.1.5.3 Potentialbewertung

Grundsätzlich gelten beim Induktionsschweißen gegenüber den nicht stoffschlüssigen Verbindungsverfahren alle schon in Kap 2.1.1 genannten Vorteile ergänzt um die prinzipielle Lösbarkeit der Verbindung. Unter den stoffschlüssigen Verbindungen zwischen verschiedenen Werkstoffen ist das Kleben das am weitesten verbreitete Verfahren.

Der Hauptvorteil solcher Schweißungen besonders gegenüber Klebungen liegt im Bereich der Herstellung und der dafür benötigten Zeit. Sollen optimale Haftbedingungen geschaffen werden, haben beide Verfahren im Regelfall einen vergleichbaren Aufwand im Bereich der Oberflächenreinigung und -vorbehandlung. Während Klebungen nach der Fügung der zu verbindenden Teile erst nach einer Aushärtezeit im Bereich von ca. 20-90 min (Aushärtezeit ist von der Temperatur abhängig, je höher die Temperatur desto kürzer die Dauer, bei niedrigen Temperaturen sind auch mehrere Stunden möglich) voll belastbar sind, können die induktionsgeschweißten Hybridverbindungen bereits nach ca. 2-4 min belastet werden. Allerdings muss hierbei erwähnt werden, dass die lange Aushärtezeit in manchen Produktionsabläufen beispielweise mit kathodischer Tauchlackierung (KTL) in den Prozessablauf integriert werden kann und sich dann nicht nachteilig auswirkt.

Im Fall von warmaushärtenden Systemen, die die größte Festigkeit bei Aushärtetemperaturen von bis zu 250 °C erreichen, kommt eine langandauernde und großflächige Temperaturbelastung hinzu, die wegen der stark unterschiedlichen Temperaturexpansionskoeffizienten von Aluminium und CFK negative Effekte besonders bei Bauteilanwendungen erwarten lassen. Im Rahmen dieser Problematik ist das lokal begrenzte Aufheizen der Struktur beim Hybridschweißen ein Vorteil.

Die Komplexität beim Kleben ist größer, da beim Kleben zwei Grenzschichten entstehen, die durchaus konträre Anforderungen an den Klebstoff und den Haftmechanismus haben können. Beim Hybridschweißen existiert nur eine Grenzfläche, die optimiert werden muss. Hinzu kommt, dass manche thermoplastische Kunststoffmatrices eine ausgesprochen schlechte Klebbarkeit aufweisen.

Auch das Recycling von induktionsgeschweißten Hybridverbunden hat Vorteile gegenüber geklebten Hybridverbunden. Die Fügeteilwerkstoffe Aluminium und CFK können mit der heutigen Technik gut voneinander getrennt und separat recycelt

werden. Der bei Klebungen erforderliche Verbindungswerkstoff, der als andersartiger Verbindungswerkstoff das CFK-Recyclat verunreinigen würde, entfällt.

Allerdings gibt es auch Einschränkungen bei Hybridschweißungen. Im Bereich der Flexibilität von Hybridschweißungen ist das Einsatzspektrum verfahrenstechnisch begrenzt auf den Bereich der thermoplastischen Matrices. Die geometrische Gestaltung der Fügezone ist zumindest auf dem aktuellen Entwicklungsstand des Verfahrens noch nicht so flexibel wie beim Kleben. Für den aktuellen Zeitpunkt fußt die Klebtechnik auf einer deutlich größeren Erfahrungsbasis und hat somit einen Wissensvorsprung. Beim direkten Vergleichen zwischen optimierten geklebten und induktionsgeschweißten AlMg3-CFK-Verbunden zeigte sich beim Kleben eine leicht erhöhte Maximalkraft im Zug-Scherversuch [88]. Allerdings sind die Prüfbedingungen der unterschiedlichen Versuche bezüglich des Spannungszustandes nicht vollständig vergleichbar, denn die Fügezonendicken variieren (Klebschichtdicke 1 mm und Dicke der Fügezone bei Induktionsschweißen ca. 30-40 μm).

2.2 Einflussgrößen auf das mechanische Verhalten

In Abbildung 7 ist erkennbar, dass das mechanische Verhalten einer stoffschlüssigen Fügeverbindung von einer Vielzahl von internen (Fügeteile, Fügungswerkstoff, Herstellparameter und Geometrie) und externen (Beanspruchungsbedingungen) Faktoren beeinflusst wird. Für das Verständnis der Vorgänge bei der mechanischen Belastung einer Schweißung sowie deren Simulation sind die Kenntnisse über diese Einflüsse erforderlich.

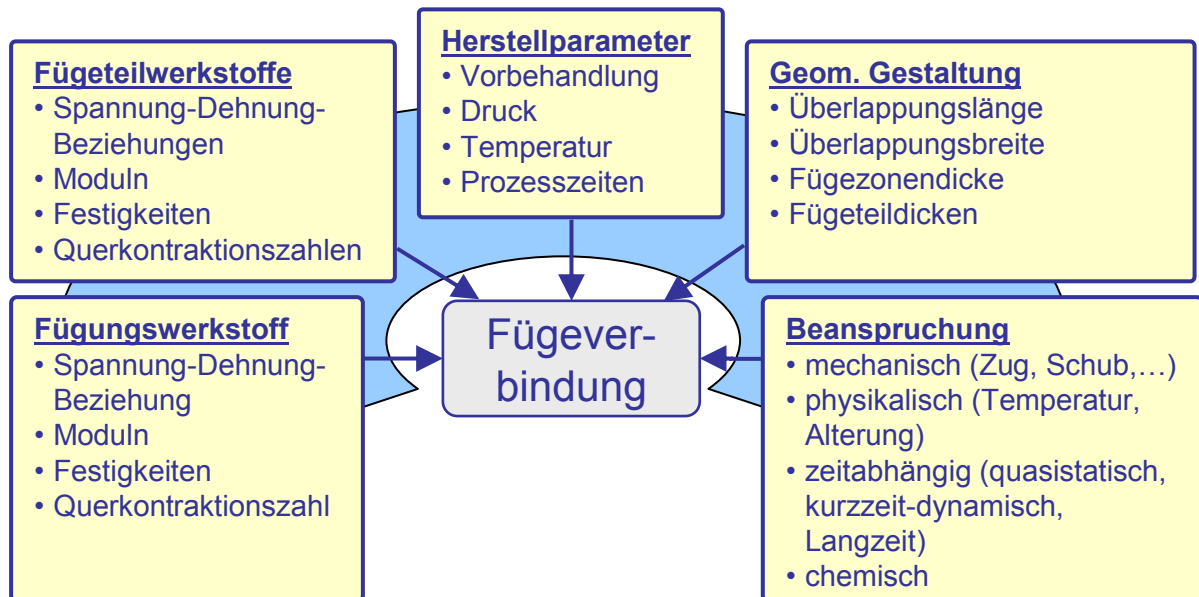


Abbildung 7: Einflussgrößen auf das mechanische Verhalten einer stoffschlüssigen Fügeverbindung

2.3 Experimentelle Untersuchung von Fügeverbindungen

Um Fügeverbindungen experimentell zu untersuchen, wurde im Laufe der Zeit eine Vielzahl an Normen entwickelt. Durch diese Normen können gleiche und reproduzierbare Prüfbedingungen während der Versuche sichergestellt werden. Ziel ist es dabei, die Ergebnisse der nach einer bestimmten Norm durchgeführten Versuche miteinander vergleichen zu können, um beispielsweise Werkstoff- oder Verfahrens- oder Umwelteinflüsse zu identifizieren oder Qualitätskontrollen durchzuführen. Grundsätzlich sind verschiedene Ansätze bei den Versuchen feststellbar: Entweder soll ein praktischer, alltagstauglicher Belastungsfall nachgestellt oder es soll ein besonders kritischer, in der Praxis zu vermeidender Belastungsfall provoziert werden. Ein drittes Ziel ist die Einstellung von möglichst definierten Spannungszuständen, um eine Simulation der Fügeverbindung zu validieren.

Bei den Versuchen handelt es sich um zerstörende Prüfungen, deren Ergebnisse Kraft-Verschiebungs-Beziehungen sind. Neben dem Vergleich der Verläufe können Kennwerte (meistens Festigkeiten) ermittelt werden, die einfacher verglichen werden können. Des Weiteren können aus dem Ablauf des Versuchs und den Bruchflächen Erkenntnisse zur Art des Versagens, zur Fügungsqualität und zum Versagensher-

gang erzielt werden. Gängige Normen und Richtlinien im Bereich der zerstörenden Kurzzeitprüfungen sind unter Angabe des Verbindungsverfahrens (K = Kleben oder S = Schweißen) in Tabelle 2 aufgelistet.

Tabelle 2: Normen und Richtlinien zu zerstörenden Prüfverfahren

		Versuchstyp	Prüfgeschwindigkeit	Spannungsmehraxialität
DIN 53283	K	Zug-Scher	QS	groß
DIN EN 1465	K	Zug-Scher	QS	groß
DIN EN 14896-2	K	Zug-Scher	QS	gering
DIN 54451	K	Schub	QS	gering
DIN 53288	K	Zug	QS	gering
DIN 54452	K	Druck-Scher	QS	gering
DIN 54455	K	Tosion	QS	gering
DIN 53282	K	Schälen	QS	mittel
DIN EN 1464 ASTM D 1781-93	K	Schälen	QS	mittel
DIN V 54461	K	Schälen	QS	mittel
DIN EN 29653	K	Zug-Scher	KZD	groß
ASTM D790-81 DIN EN 20899-2	K	Biege	QS	groß
DVS 2203 Teil 2	S	Zug	QS	gering
DVS 2203 Teil 3	S	Zug	KZD	gering
DVS 2203 Teil 6	S	Scher/Schälen	QS	mittel
DIN EN 895 DIN EN 876	S	Zug	QS	gering
DIN EN 910	S	Biege	QS	mittel
DIN EN 875	S	Kerbschlagbiege	KZD	mittel

Die Spalte „Versuchstyp“ sagt dabei aus, welcher prinzipielle Belastungszustand aufgebracht wird, die Spalte „Prüfgeschwindigkeit“, ob diese Norm für quasistatische (QS) oder kurzzeitdynamische (KZD) Prüfgeschwindigkeiten vorgesehen ist und die Spalte „Spannungsmehraxialität“ gibt eine Abschätzung des Grades der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes an. Je dominanter eine einzelne Spannungskomponente ist, desto geringer ist die Mehraxialität.

Wenn Fügeverbindungen wie das Kleben simuliert werden sollen, ist ein umfangreiches experimentelles Programm abzuarbeiten, um ausreichende Informationen zur Validierung der Modelle zu sammeln. Zunächst ist der Klebstoff selbst in Substanzproben, die komplett aus dem Klebstoff bestehen, beispielsweise im Zugversuch zu charakterisieren. Solche Versuche bilden die Grundlage für die Materialmodelle des

Klebstoffs. Um die Verbindungseigenschaften des Klebstoffs mit den zu verbindenden Teilen zu testen, werden Versuche durchgeführt, die in einem ersten Schritt einen möglichst eindimensionalen Spannungszustand in der Fügezone erzeugen. Dabei kann wegen der Flexibilität des Klebverfahrens die Fügeteilgeometrie nahezu beliebig gestaltet werden, um dieses Ziel zu erreichen. Der Vorteil dieses Vorgehens ist es, dass die einzelnen Spannungskomponenten zunächst separat getestet und der Simulation zugeführt werden können. Ein Beispiel sind Versuche zur Ermittlung der Verdrehscherfestigkeit, bei denen zwei Rohrstücke aus den zu fügenden Werkstoffen mit dem Klebstoff verbunden und durch Torsionsbeanspruchung belastet werden. Dadurch entsteht ein sehr homogener Schubspannungszustand in der Fügezone. Die praktische Relevanz dieser Versuche ist klein, sie dienen hauptsächlich der Findung von Parametern der Fügeverbindung. In weitergehenden Versuchen können je nach Anforderung an die Simulationstiefe gezielt mehraxiale Spannungszustände, beispielsweise nach [33] ein kombinierter Druck-Scherzustand, untersucht werden.

2.4 Spannungen in Verbindungen

Der Spannungszustand in stoffschlüssigen Verbindungen wie dem Schweißen oder Kleben ist Gegenstand vieler Forschungsvorhaben. Im allgemeinen Fall muss eine angreifende Last von einem Fügeteil über die Fügezone in das andere Fügeteil transferiert werden. Das in Abbildung 8 dargestellte, trivial anmutende Beispiel ist ein typischer Belastungsfall. Wegen der durch die Fügestelle bedingten Kraftumlenkungen entsteht zusätzlich zur Zug-Normalbelastung eine Querkraft und Momentenbelastung des Fügeteils. Mit steigender Belastung kommt es zu wachsenden Verformungen nicht nur in Krafrichtung, sondern auch normal zur Krafrichtung. Diese sind von den mechanischen Eigenschaften und den geometrischen Abmessungen der Fügeteile abhängig. Die Größe und Gestalt des Verformungszustandes hat wegen des variablen Hebelarms wiederum einen Einfluss auf die Schnittkräfte, sodass die Berechnung weiter an Komplexität gewinnt.

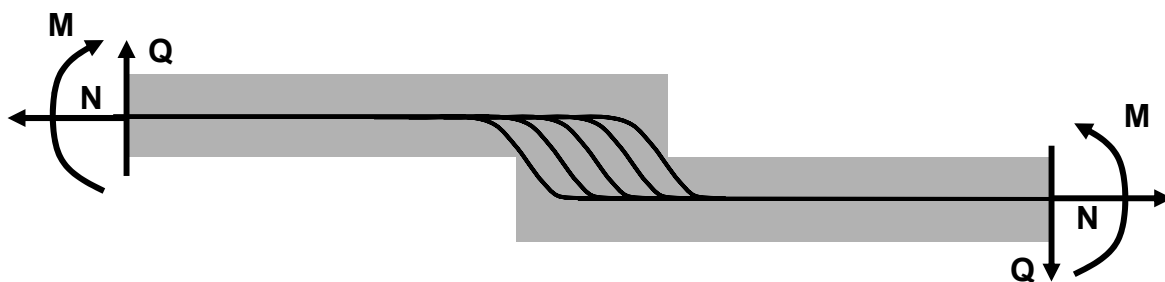


Abbildung 8: Kraftlinien und Schnittkräfte eines typischen Lastfalls

Dieser Belastungsfall wird im Rahmen der experimentellen Untersuchung von Fügungen im sogenannten einfach überlappten Zug-Scher-Versuch z.B. [38] erzeugt. Hierbei handelt es sich um den in der Verbindungsprüfung am häufigsten eingesetzten Versuchstyp, der mit relativ geringem Vorbereitungsaufwand einen sehr bauteilnahen Belastungszustand erzeugt. Er eignet sich besonders für vergleichende Untersuchungen. So können die Auswirkungen von Änderungen beim Herstellverfahren beispielsweise den Schweißparametern oder der Fügeteilvorbehandlung untersucht werden. Als charakteristisches Kriterium dient die ermittelte „Scherfestigkeit“. Diese Festigkeit berechnet sich als der Quotient aus der Versagenslast und der Scherfläche. Unter der Scherfläche wird in diesem Fall die Fügefläche verstanden. Diese so ermittelte Festigkeit ist nicht mit der tatsächlichen Scherfestigkeit der Verbindung vergleichbar, da der in der Realität entstehende Spannungszustand weder ein reiner Schubspannungszustand ist, noch konstant über der Fügezonlänge ist.

Zusätzlich zu den Ausführungen zur Kraftübertragung zwischen den Fügeteilen zeigt eine genauere Betrachtung der Zusammensetzung des Spannungszustandes in der Fügezone, warum sich diese „Scherfestigkeit“ nur zu Vergleichszwecken bei exakt gleichen Rahmenbedingungen im Bereich der Fügeteilwerkstoffe und der Fügeteilgeometrien eignet. Ergänzend dazu zeigt Abbildung 17 in Kap.4.2.2 zudem, welchen Einfluss die Prüfmaschine bzw. der gewählte Prüfaufbau auf die Belastung der Schweißung nimmt. Zugrunde gelegt wird in den folgenden Beispielen vereinfachend eine symmetrische Fügezone (gleiche Geometrie und Eigenschaft der Fügeteile). Dargestellt ist ein charakteristischer Verlauf der Zug-Scher-Spannung im Bereich der Fügezone. Dabei handelt es sich um eine Kombination aus Scher- und Zugspannungen (σ_{13} bzw. σ_{33}), die im Folgenden näher erläutert werden soll.

Unter Annahme einer unendlichen Steifigkeit der Fügeteile stellt sich ein homogener Scherspannungsverlauf wie in Abbildung 9a dargestellt ein. Es handelt sich hierbei um eine homogen über die Fügefläche verteilte Spannung, die durch den Quotienten aus Kraft und Scherfläche bestimmt werden kann.

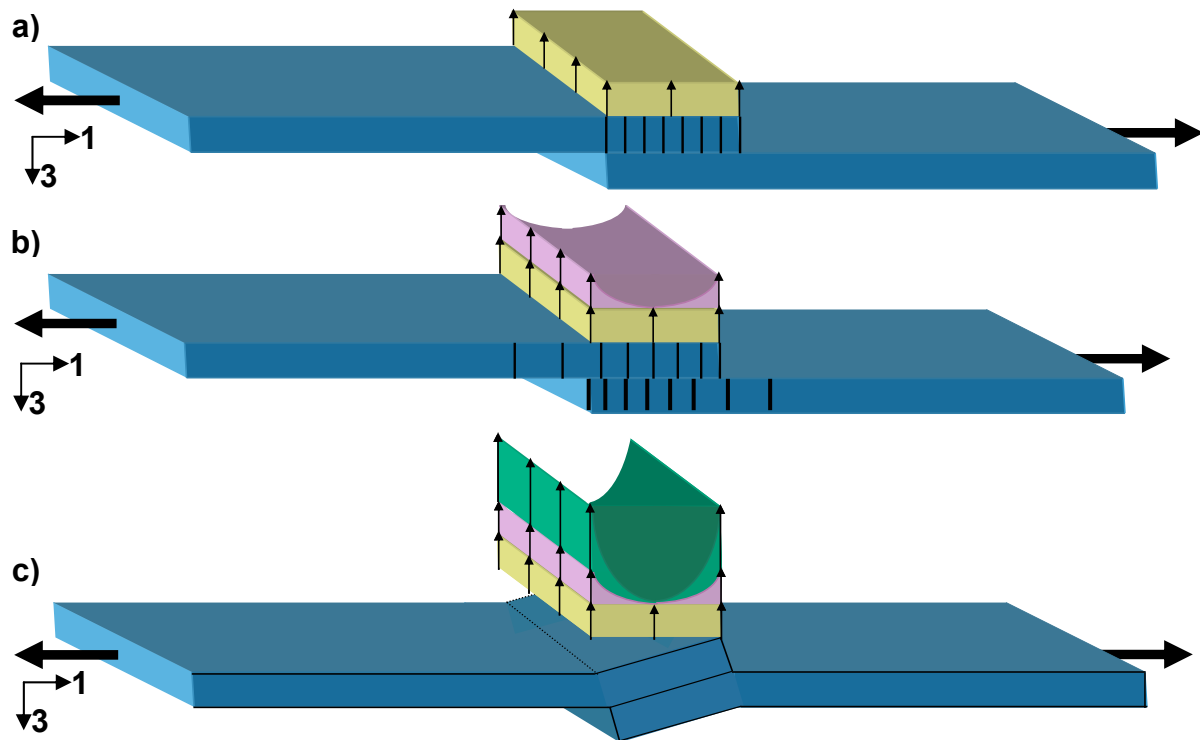


Abbildung 9: Zug-Scher-Spannungsverlauf in der Fügezone im symmetrischen Zug-Scher-Versuch bei ... a) unendlich steifen Fügeteilen, b) unendlich biegesteifen Fügeteilen und c) realistischen Verhältnissen [51]

Berücksichtigt man in einem nächsten Schritt zunächst einmal nur, dass sich die Fügeteile im Versuch unter der Belastung in Normalenrichtung dehnen, treten zusätzlich Spannungen besonders in den Randbereichen der Fügezone auf. Grund hierfür sind die unterschiedlichen Dehnungen der miteinander verbundenen Fügeteile. Während beispielsweise das obere Fügeteil am linken Rand der Fügezone die komplette Normalkraft übertragen muss, wäre das untere Fügeteil eigentlich unbelastet, da die Kraft im rechts davon gelegenen Teil der Fügezone schon komplett an das obere Fügeteil übergeben ist. Die Fügezone stellt hier eine Verbindung dar, die diesen Dehnungsunterschied durch Schubspannungen auszugleichen sucht. Die Dehnungsunterschiede sind im Fügezonenrandbereich maximal, weshalb es hier zu den größten Spannungserhöhungen kommt (Abbildung 9b).

Bisher unberücksichtigt bleibt die Wirkung des Momentes, das aus der Exzentrizität der Lastangriffspunkte der Kräfte F resultiert. Es führt wegen der endlichen Biegesteifigkeit der Fügeteile zu einer Verdrehung des Fügebereiches. Dadurch kommt es durch die zum Rand hin anwachsenden Zugspannungen zu einer weiteren Erhöhung der Spannungsspitzen in den Randbereichen (Abbildung 9c).

Bei den in diesem Projekt untersuchten Schweißungen werden unterschiedliche Fügepartner (Metalle und FKV) gefügt, sodass in der Fügezone zwischen diesen Fügepartnern weitere Inhomogenitäten im Spannungsverlauf durch die unterschiedlichen Fügeteilsteifigkeiten (EA und EI) entstehen. Die Komplexität des Spannungszustandes steigt somit weiter an, was die Frage aufwirft, wie der Spannungszustand im Innern der Fügezone bestimmt werden kann, um ein Verständnis für die Schweißverbindung und den Versagenshergang zu entwickeln. Kap. 2.6 stellt mögliche Verfahren vor.

2.5 Versagen von Verbindungen

Grundsätzlich können Verbindungen auf unterschiedliche Arten versagen, wobei es Kombinationen und Untergruppen gibt. Es kann zum Versagen eines der Fügeteile kommen (Abbildung 10a). Hier übersteigt die Festigkeit der Verbindung die Festigkeit der Fügeteile. Ausschlaggebend hierfür sind meistens Zugspannungen in der Nähe des Dickensprungs von Schweißung zum Fügeteil.

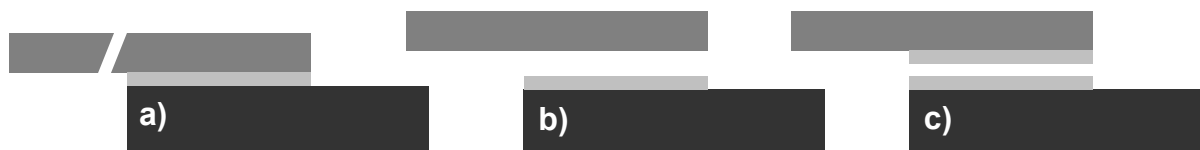


Abbildung 10: Grundsätzliche Versagensarten von Verbindungen: Fügeteilversagen (a), adhäsives Versagen (b), kohäsives Versagen (c)

Die zweite Möglichkeit ist ein adhäsives Versagen in der Fügezone (Abbildung 10b). Hier haftet der die Fügeteile verbindende Werkstoff lediglich auf einem Fügeteil. Die Haftung zwischen Verbindungswerkstoff und Fügeteil ist geringer als die Fügeteil- bzw. Verbindungswerkstofffestigkeit. Ein wirklich reiner Adhäsionsbruch, bei dem auf einem Fügeteil keine Reste des Verbindungswerkstoffes nachzuweisen sind, stellt

ein lediglich theoretisch auftretendes Phänomen dar [20], [26], [27], [61]. Für die Praxis bedeutet dies, dass ein Versagen in Grenzschichtnähe als adhäsives Versagen einzuordnen ist [81]. Weiterhin kann es zu kohäsivem Versagen in der Fügezone kommen (Abbildung 10c). Man spricht von kohäsivem Versagen, wenn auf beiden Fügeteilen Materialreste des die Teile verbindenden Werkstoffs haften, also der Verbindungswerkstoff versagt hat. Ausschlaggebend hierfür ist meistens die Kombination aus Zug- und Schubspannungen besonders in den Randbereichen der Fügezone.

Eine Versagensart, die sozusagen den fließenden Übergang zwischen Adhäsion und Kohäsion markiert, ist der sogenannte „substratnahe spezielle Kohäsionsbruch“. Hier tritt der Bruch im Verbindungswerkstoff in unmittelbarer Substratnähe auf, was sich in vielen Fällen schwer vom Adhäsionsversagen nach obiger Definition abgrenzen lässt. Eine Kombination aus den beschriebenen Versagensformen ist ebenfalls möglich, indem es beispielsweise in einem Teil der Fügezone zu einem kohäsiven Versagen kommt, während der andere Teil der Fügezone adhäsiv versagt.

2.6 Auslegung von Verbindungen

2.6.1 Überblick

Seit den 30er Jahren des letzten Jahrhunderts wird der Spannungszustand in Klebverbindungen untersucht. Man kann grundsätzlich zwischen analytischen bzw. geschlossenen Lösungsansätzen und numerischen Ansätzen auf Basis der Finiten Elemente unterscheiden. Analytische Ansätze bestehen aus Differentialgleichungen, die sich auf infinitesimal formulierte Gleichgewichtsbedingungen beziehen, während die numerischen Ansätze ein durch endliche Elemente diskretisiertes Ersatzmodell heranziehen, um die Spannungen zu ermitteln.

2.6.2 Analytische Verfahren

Grundlage der meisten analytischen Ansätze ist die Arbeit von Volkersen [89], [90]. Diese Arbeit ist eine sehr frühe Veröffentlichung auf diesem Gebiet der Spannungsberechnung in Verbindungen. Eigentlich berechnet Volkersen Spannungen in Nietverbindungen. Da jedoch die Nieten in der Rechnung als eine gleichmäßig ausgebreitete ideale Verbindungsschicht angenommen werden, ist dieser Ansatz

beschränkt auf Kleb- bzw. Schweißverbindungen übertragbar und Grundlage vieler späterer Untersuchungen.

Zur Herleitung von Gl (1) werden die in Tabelle 3 geschilderten Annahmen getroffen:

$$\frac{\tau_{\max}}{\tau_m} = \sqrt{\frac{Gl_{\bar{u}}^2}{2Esd}} \coth \sqrt{\frac{Gl_{\bar{u}}^2}{2Esd}} \quad (1)$$

Mit τ_{\max} = größte auftretende Schubspannung

$$\tau_m = \frac{F}{bl_{\bar{u}}} = \text{mittlere Schubspannungen}$$

$l_{\bar{u}}$ = Länge der Fügung

s = Dicke der Fügezone

d = Dicke der Fügeteile

Tabelle 3: Vereinfachende Annahmen bei Volkersen-Betrachtung

- Linear elastisches Werkstoffverhalten in Fügeteil und Fügung
- Reine Schubbeanspruchung in der Fügezone
- Homogener Werkstoffaufbau
- Gleiche Geometrie und Werkstoff der Fügeteile
- Kein Biegemoment
- Kein Versagen in der Verbindung

Trotz der sehr einschränkenden Annahmen können aus dieser Formulierung einige Konstruktionshinweise und Trends für Fügungen abgeleitet werden, die mit der Realität übereinstimmen. Allerdings führt (1) auch zu fehlerhaften Aussagen, z. B. dass die Bruchlast unabhängig von der Überlappungslänge ist, oder dass die Klebfestigkeit mit zunehmender Klebschichtdicke anwächst.

Goland und Reissner entwickelten den Volkersen-Ansatz weiter [49], in dem sie das aus der Exzentrizität des Kraftflusses entstehende Biegemoment durch einen Exzentrizitätsfaktor berücksichtigen. Matting und Ulmer [64] vergleichen und ergänzen die Ansätze von Volkersen sowie Goland und Reissner, um eine bessere Übereinstimmung zu durchgeführten Versuchen zu erreichen.

Hart-Smith [54], [55], [56] erweitert den Ansatz von Goland und Reissner mit Korrekturfaktoren im Berechnungsansatz, um auch das elastisch-plastische Klebstoffverhal-

ten und anisotrope Füge­teilwerkstoffe wie Faserverbunde berücksichtigen zu können. Braig [22] modifiziert die Bestimmung des Exzentrizitätsfaktors u. a. durch die Berücksichtigung eines nichtlinearen Elastizitätsverhaltens der Klebeschicht. Glahn [24] untersucht die Einflüsse der Viskoelastizität der Klebschicht unter Einsatz zweier Näherungsverfahren. Hahn präsentiert in [52] ein Berechnungsverfahren, das spannungsbezogen eine Abschätzung der maximalen Füge­teilbeanspruchung und verformungsbezogen eine Abschätzung der maximalen Klebschichtbeanspruchung ermöglicht.

Andere analytische Verfahren, wie Verfahren nach Frey, nach Winter und Meckelburg [93], [94], [95], nach Müller [67], nach Tombach [83], nach Eichhorn und Braig [23], [43], nach Schlegel [71] und nach Cornelius und Stier [29] versuchen über zusätzlich eingeführte, empirisch ermittelte Parameter und Konstanten sowie Nomogrammen eine Dimensionierung von Klebverbindungen zu ermöglichen. Dabei gelten die gefundenen Zusammenhänge häufig nur für die jeweiligen untersuchten Klebstoff-Füge­teil-Kombinationen und lassen keine Rückschlüsse auf andere Kombinationen zu.

Zusammenfassend kann gesagt werden, dass eine rechnerische Voraussage des Spannungszustandes in einer Klebung, die eine praxisnahe Dimensionierung solcher Verbindungen ermöglicht, bisher nicht gefunden wurde und sicherlich auch nicht mittels analytischer Methoden erreichbar ist [51]. Entscheidend dafür ist die Tatsache, dass um den mathematischen Aufwand in handhabbaren Grenzen zu halten, vereinfachte Modelle und Ansätze eingesetzt werden müssen. Diese Modelle reichen in vielen Anwendungsfällen nicht aus, um die Realität genau genug abzubilden.

Würde man versuchen, die hier erwähnten Verfahren auf induktionsgeschweißte AlMg3-CFK-Verbunde zu übertragen, müsste ein Verfahren entwickelt werden, das zumindest die unterschiedlichen Füge­teilwerkstoffe und -geometrien, das Biegemoment, die nichtlinearen Eigenschaften der Fügezone und des metallischen Füge­teils, den inhomogenen Werkstoffaufbau sowie den mehraxialen Spannungszustand in der Fügezone berücksichtigt.

2.6.3 Finite Element Methode

Die FEM ist ein Verfahren, das heute in vielen Bereichen eingesetzt wird, um ein Bauteil oder eine Struktur zu dimensionieren und im Vorfeld unter den zu erwartenden Bedingungen virtuell zu testen. Die Bandbreite der simulierten Belastungen ist weit und reicht von statischen über zyklische und thermische Lasten, bis hin zu kurzzeitdynamischen Belastungen wie dem Crash (z.B. [31], [46], [63], [70])

Grundsätzlich versucht die FEM im Gegensatz zur Analytik ein Problem nicht mit einer allgemeingültigen (Gleichungs-)Lösung zu beschreiben, sondern sie diskretisiert das Gesamtproblem in viele kleine Lösungsansätze einfacherer, meist linearer Ordnung. Dazu wird ein Geometriemodell aufgebaut, das die zu untersuchende Struktur in Elemente und Knoten aufteilt, die mit Interaktionen und Randbedingungen bzw. Lasten versehen sind. Die Knoten eines Elementes sind über Verschiebungsansätze untereinander gekoppelt. Den Elementen werden Materialmodelle zugewiesen, die auf kontinuumsmechanischen Theorien basieren und im Wesentlichen über die Spannungs-Dehnungs-Beziehung des Materials gesteuert werden.

Es entsteht ein Gleichungssystem, das unter Verwendung mathematischer Techniken und leistungsstarker Rechner gelöst wird. Dabei wird in Abhängigkeit von der Nutzung des Zeitintegrationsalgorithmus zwischen der impliziten und expliziten Gleichungslösung unterschieden (siehe z. B. [11], [17], [18]).

Implizite Zeitintegration

Bei der impliziten Methode wird die gesuchte Lösung zum Zeitpunkt $n+1$ (siehe Abbildung 11) durch das Gleichgewicht im Zeitpunkt $n+1$ selbst ermittelt. Dadurch ist die implizite Methode unbedingt stabil.

Gl (2) wird typischerweise unter Verwendung des „Newmark Verfahrens“ zum Zeitpunkt $n+1$ iterativ gelöst.

$$s_D \mathbf{M} \ddot{\mathbf{u}}^{n+1} + \mathbf{f}_{int}(\mathbf{u}^{n+1}, t^{n+1}) - \mathbf{f}_{ext}(\mathbf{u}^{n+1}, t^{n+1}) = \mathbf{r} = \mathbf{0} \quad (2)$$

$$\text{mit } s_D = \begin{cases} 0 & \text{für statische Probleme} \\ 1 & \text{für dynamische (transiente) Probleme} \end{cases}$$

\mathbf{f}_{int} interne Knotenkräfte

\mathbf{f}_{ext} externe Knotenkräfte

\mathbf{u} Verschiebungen

t Zeitpunkt

Dabei muss jedes Mal das Gesamtgleichungssystem gelöst werden, was je Zeitschritt einerseits sehr viel Speicherplatz in Anspruch nimmt und andererseits sehr zeitaufwendig ist. Schon daraus kann man ableiten, dass implizite Verfahren dort am effektivsten sind, wo mit großen Zeitschritten gerechnet werden kann. Das ist beispielsweise der Fall bei statischen und linearen Problemen. Sind kurzzeitdynamische oder stark nichtlineare Probleme zu lösen, muss auch bei impliziten Verfahren der Zeitschritt verringert werden, was zu großen Leistungsverlusten führen kann.

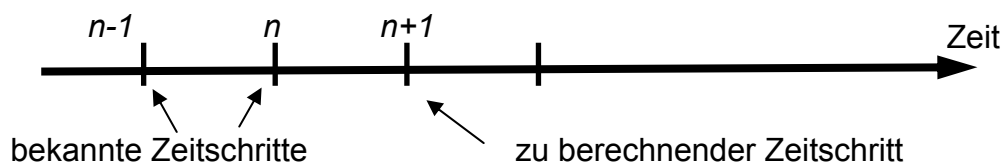


Abbildung 11: Zeitintegration zum Zeitpunkt t^n

Explizite Zeitintegration

Bei der expliziten Zeitintegration ist die gesuchte Lösung zum Zeitpunkt $n+1$ (siehe Abbildung 11) nur von den bereits berechneten Schritten ($n, n-1, \dots$) abhängig. Das Gleichgewicht wird zum Zeitpunkt n aufgestellt und es wird auf den Zeitpunkt $n+1$ extrapoliert.

Ein explizites Zeitintegrationsverfahren, das in ABAQUS/Explicit aber auch anderen expliziten FE-Codes wie LS-Dyna oder Pam-Crash, verwendet wird, ist das "zentrale Differenzenverfahren", welches durch die Gln. (3) bis (6) bestimmt ist. Hier wird die Beschleunigung \ddot{u}^n zum Zeitpunkt n bestimmt mit:

$$\ddot{u}^n = \mathbf{M}^{-1}(\mathbf{f}^n - \mathbf{C} \cdot \dot{u}^{n-1/2}) \tag{3}$$

mit \mathbf{M} diagonalisierte Massenmatrix

$\mathbf{f}^n = \mathbf{f}^{ext,n} - \mathbf{f}^{int,n}$ Systemlastvektor bestehend aus internen Knotenkräften ($\mathbf{f}^{int,n}$ - in Folge Verschiebungen) und externen Knotenkräften ($\mathbf{f}^{ext,n}$ - in Folge äußerer Einwirkungen)

\mathbf{C} Dämpfungsmatrix

$\dot{u}^{n-1/2}$ Geschwindigkeit zum Zeitpunkt $t = n-1/2$

Für die Geschwindigkeit bei $n+1/2$ gilt mittels des zentralen Differenzoperators

$$\dot{u}^{n+1/2} = \dot{u}^{n-1/2} + \Delta t \bar{\bar{n}} \ddot{u}^n \tag{4}$$

$$\text{mit } \Delta t^{\bar{n}} = 1/2(\Delta t^n + \Delta t^{n-1}) \quad (5)$$

$$\Delta t^n = t^{n+1} - t^n \quad (6)$$

und für die Verschiebungen analog

$$\mathbf{u}^{n+1} = \mathbf{u}^n + \Delta t^{n+1/2} \dot{\mathbf{u}}^{n+1/2} \quad (7)$$

$$\text{mit } \Delta t^{n+1/2} = \frac{(\Delta t^n + \Delta t^{n+1})}{2} \quad (8)$$

und schließlich die Aufstellung des Lastvektors \mathbf{f}^{n+1} zum aktuellen Zeitschritt.

Die Stabilität des Verfahrens wird dadurch hergestellt, dass im kleinsten Element des Modells das Kriterium nach Courant, Friedrichs und Lewy (CFL-Bedingung) [30] für die Größe des Zeitschritts Δt eingehalten wird.

$$\Delta t \leq \alpha \Delta t_{crit} \quad (9)$$

$$\text{mit } \Delta t_{crit} = \frac{2}{\omega_{max}} \leq \min_{e,I} \frac{2}{\omega_2^e} \approx \min_e \frac{l_e}{c_e} \quad (10)$$

ω_{max} maximale Eigenfrequenz

l_e charakteristische Elementlänge

c_e Wellenausbreitungsgeschwindigkeit im Werkstoff ($\sqrt{E/\rho}$)

α Sicherheitsfaktor (notwendig bei nichtlinearen Problemen und auch um Stabilitätsprobleme z.B. bei Verwendung von Dämpfung zu vermeiden) $0,8 \leq \alpha \leq 0,98$ für lineare Probleme ist $\alpha = 1$

Explizite FE-Codes finden hauptsächlich Anwendung im Bereich kurzzeit-dynamischer Probleme, z.B. Crashsimulationen, oder bei großen Nichtlinearitäten, bei denen ohnehin kleine Zeitschritte zur Lösung erforderlich sind. Die auf globaler Ebene stattfindenden, einfachen Vektor-Operationen des zentralen Differenzenverfahrens erfordern vergleichsweise wenig Rechenzeit je Zeitschritt. Bei großen Nichtlinearitäten wie Versagen oder sich ändernden Kontaktbedingungen, sind jedoch auch quasi-statische Analysen mit der expliziten Zeitintegration möglich und sinnvoll. Allerdings sind wegen der CFL-Beschränkung sehr viele Zeitschritte zur Lösung des Problems erforderlich.

2.7 Werkstoffmodelle in der Simulation

Im Folgenden wird eine Auswahl an Werkstoffmodellen bzw. -formulierungen vorgestellt, die typischerweise in Simulationen von Klebungen und Schweißungen, Füge- teilen und Kontakten zwischen Festkörpern zum Einsatz kommen.

Lineare Elastizität

Das linear elastische Werkstoffverhalten von beliebigen anisotropen Körpern kann durch in Gl (10) angegebene dreidimensionale Hooke'sche Gesetz in seiner allge- meinen Form beschrieben werden.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad \text{für } i, j, k, l = 1, 2, 3 \quad (10)$$

Dabei wird die Homogenität des Werkstoffs vorausgesetzt. Aus der Symmetrie des Dehnungs- und Spannungstensors resultiert folgende in Matrixschreibweise angege- bene Gleichung, die wegen der Symmetrie der Formänderungsarbeit für den voll- ständig anisotropen Werkstoff 21 unabhängige Werkstoffparameter beinhaltet Gl (11).

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ & & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ & & & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ & & & & C_{55} & C_{56} \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (11)$$

Ist ein Werkstoff orthotrop, besitzt er drei senkrecht aufeinander stehende Symmet- rieebenen. Das führt dazu, dass die Dehnungs-Scherungs-Kopplung verschwindet (siehe Gl (12)), was die Anzahl der unabhängigen Werkstoffparameter auf neun verringert. Ein Beispiel für einen solchen Werkstoff ist ein faserverstärktes Laminat mit symmetrischem Aufbau und ausgeglichenem Winkelverbund.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ & & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ & & & C_{44} & 0 & 0 \\ & & & & C_{55} & 0 \\ & & & & & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (12)$$

Ein isotroper Werkstoff hingegen hat keine richtungsabhängigen Eigenschaften. Das führt dazu, dass ein solcher Werkstoff zwar die gleiche Belegung der Steifigkeitsmatrix hat wie ein orthotroper, aber nur mit zwei unabhängigen Werkstoffkennwerten, z. B. dem Elastizitätsmodul E und der Querkontraktionszahl ν , beschrieben werden kann. Dabei kann in Gl (13) der Schubmodul in Abhängigkeit dieser Werkstoffparameter ausgedrückt werden als:

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (13)$$

Beispiele für Werkstoffe, die mit einem isotropen Werkstoffmodell beschrieben werden, sind Metalle und Kunststoffe.

Plastizität:

Neben der elastischen Verformung von Werkstoffen treten beispielsweise bei Metallen und auch bei Kunststoffen plastische Verformungsanteile auf. Zur Beschreibung der plastischen Werkstoffverformung existieren unterschiedliche Theorien, von denen hier die weit verbreitete Plastizitätstheorie nach von Mises vorgestellt werden soll. Dabei wird davon ausgegangen, dass die plastische Deformation unabhängig von den hydrostatischen Spannungen ist und im Wesentlichen von der zweiten Invariante des Spannungstensors, dem deviatorischen Anteil, abhängt [82].

Von Mises führt einen beliebigen dreidimensionalen Zustand auf einen eindimensionalen Zugspannungszustand zurück, indem er die Fließgrenze in einem einaxialen Zugversuch ermittelt. In folgender Fließbedingung F , die den Beginn der Plastizität kennzeichnet, wird diese Fließgrenze der Mises-Vergleichsspannung σ_v gleichgesetzt.

$$F(\sigma_{ij}) = \sigma_v^2 - Y^2(\varepsilon_v^p) = 0 \quad (14)$$

$$\text{mit} \quad \sigma_v = \sqrt{3J_2} = \sqrt{(3/2)s_{ij}s_{ij}} \quad (15)$$

Dabei ist J_2 die zweite Invariante des Tensors der Deviatorspannungen s_{ij}

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - 1/3 \text{spur}(\sigma) \quad (16)$$

Die isotrope Verfestigung Y (Gl (17)) setzt sich zusammen aus der Anfangsfließgrenze Y_0 und der Verfestigungsfunktion f_h .

$$Y(\varepsilon_v^p) = Y_0 + f_h(\varepsilon_v^p) \quad (17)$$

$$\text{mit} \quad \varepsilon_v^p = \sqrt{(3/2)e_{ij}e_{ij}} \quad (18)$$

Als Verfestigungsvariable wird die plastische Vergleichsverzerrung ε_v^p , die aus den plastischen deviatorischen Verzerrungen nach Gl (18) berechnet werden. In ABAQUS/Explicit 6.7 wird diese Verfestigungsfunktion über die Angabe mehrerer σ_v - ε_v^p -Paare gesteuert, zwischen denen eine lineare Beziehung angenommen wird.

Nähere Angaben finden sich z.B. in [1].

In der Simulation von Klebstoffverbindungen werden ebenfalls elastisch-plastische Werkstoffmodelle eingesetzt. Unter der Voraussetzung, dass ein kohäsives Versagen auftritt, kann das plastische Werkstoffmodell durch ein Versagensmodell beispielsweise der Schubspannungshypothese nach Mohr und Tresca, der Gestaltsänderungshypothese [82] oder adaptierten Versagensmodellen [73] ergänzt werden.

Kontaktformulierungen:

Zwischen finiten Elementen müssen Kontaktbeziehungen definiert werden. Für den am häufigsten vorkommenden Fall, dass sich Elemente Knoten mit den Nachbarelementen teilen, sind diese unlösbar miteinander verknüpft und eine Kontaktformulierung ist überflüssig. Geometrien können aber auch so in Elemente aufgeteilt werden, dass Elemente zwar aneinander liegen, aber eigene Knoten besitzen oder es kann während der Verformung dazu kommen, dass sich ursprünglich nicht berührende Elemente miteinander in Kontakt treten. Im zweiten Fall können sogenannte „Master-Slave-Formulierungen“ in Verbindung mit „Penalty“-Methoden [60] sehr effektiv dazu genutzt werden, um ein physikalisch unmögliches Durchdringen der Elemente zu verhindern bzw. zu begrenzen.

Um z.B. eine Trennung von benachbarten Elementen simulieren zu können, müssen diese eigene Knoten besitzen und es muss eine Formulierung gefunden werden, die bei Erfüllung bestimmter Kriterien eine Trennung einleitet. Hier bietet Abaqus neben anderen Möglichkeiten Kontaktelemente mit einer Formulierung über Spannungstrennungs-Beziehungen (traction-separation) an [2]. Die Spannungskomponente hängt dabei von der Trennung der in Kontakt stehenden Knoten ab. Weil solche Formulierungen häufig für sehr dünne Schichten eingesetzt werden, wird auf die Berücksichtigung der Membrandehnungsanteile in der Schichtebene (ε_{11} , ε_{22} , γ_{12}) aus

Effizienzgründen verzichtet. Für den ungekoppelten Fall stellt sich diese Beziehung wie in Gl (19) angegeben dar.

$$\begin{bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & 0 & 0 \\ 0 & K_{ss} & 0 \\ 0 & 0 & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{bmatrix} \quad (19)$$

Dabei sind die Dehnungsanteile nach Gl (20) definiert als Quotient der Trennung δ_i und der Ursprungsdicke T_0 :

$$\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_0}, \varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_0}, \varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_0} \quad (20)$$

Die K-Matrix repräsentiert hierbei die Steifigkeit der Knotenbeziehung und beschreibt somit die Steigung des ersten Bereiches der in Abbildung 12 dargestellten Kurve. Dieser Bereich wird begrenzt durch die Versagensinitiierung. Die Initiierung kann durch die Erfüllung unterschiedlicher Kriterien erfolgen.

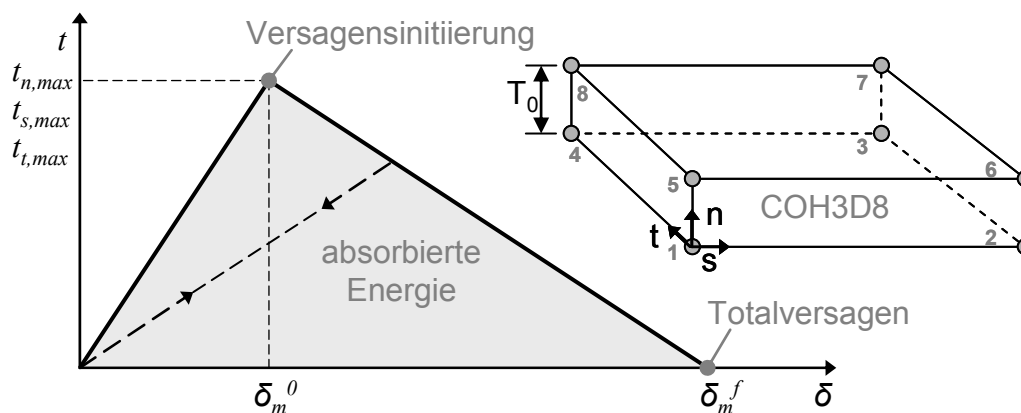


Abbildung 12: Spannungs-Trennungs-Beziehung mit Schädigung eines Kontaktelementes des Typs COH3D8

In Gl (21) ist das Maximalspannungskriterium dargestellt. Wenn es durch die fortschreitende Trennung zur Überschreitung einer Maximalspannung bei einer der Komponenten kommt, wird Schädigung initiiert, indem die Steifigkeit degradiert. Für die Überschreitung der Bedingung unter Druck-Normalspannungen wird kein Versagen ausgelöst.

$$\max \left\{ \frac{t_n}{t_{n,\max}}, \frac{t_s}{t_{s,\max}}, \frac{t_t}{t_{t,\max}} \right\} \geq 1 \quad (21)$$

Der Abfall der Kurve wird als „Softening“ bezeichnet. In Abbildung 12 ist ein lineares Softening Gesetz dargestellt. Zur Beschreibung dieser Beziehung haben Camaho und Davila [28] eine „effektive Trennung“ δ_m eingeführt, die wie in Gl (22) angegeben definiert ist.

$$\delta_m = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_s^2 + \delta_t^2} \quad (22)$$

Unter Verwendung dieser Effektivtrennung kann ein Schädigungsparameter D wie folgt (Gl (23)) errechnet werden. Dazu wird δ_m^{\max} als die größte in der Belastungshistorie aufgetretene Effektivtrennung eingeführt.

$$D = \frac{\delta_m^f (\delta_m^{\max} - \delta_m^0)}{\delta_m^{\max} (\delta_m^f - \delta_m^0)} \quad (23)$$

Unter Verwendung dieses Schädigungsparameters können die nach Schädigungsinitiierung entstehenden Spannungen durch Gl (24) errechnet werden

$$\begin{aligned} t_n &= \begin{cases} (1-D) \bar{t}_n, & \bar{t}_n \geq 0 \\ \bar{t}_n & \end{cases} \\ t_s &= (1-D) \bar{t}_s \\ t_t &= (1-D) \bar{t}_t \end{aligned} \quad (24)$$

Dabei sind \bar{t}_n , \bar{t}_s , \bar{t}_t die durch das linear elastische Werkstoffmodell berechneten Spannungskomponenten ohne Berücksichtigung der Schädigung. Erreicht δ_m^{\max} den Wert des Totalversagens δ_m^f , ist die Steifigkeit des Elementes null und das Element faktisch gelöscht. Die an die Kontaktschicht angrenzenden Elemente können sich nun ungehindert trennen.

Andere Versagenskriterien, z.B. kombinierte Kriterien, haben den Vorteil, dass sie auch Spannungsinteraktionen berücksichtigen. Allerdings ist hier ein deutlich größerer Prüfaufwand unter definierten mehraxialen Spannungszuständen nötig, um diese zusätzlichen Parameter richtig validieren zu können. Zudem lässt sich nur sehr

schwer zuordnen, welche Spannungskomponente versagensauslösend ist, da die Komponentenanteile zusammengefasst werden.

3 Ziele und Herangehensweise

Seit dem Jahr 2004 werden an der Technischen Universität Kaiserslautern bekannte Verfahren, wie das Induktions-, das Ultraschall- und das Wärmeimpulsschweißen, weiterentwickelt, um eine direkte Verbindung von Metallen und thermoplastischen kohlenstofffaserverstärkten Verbunden herstellen zu können. Für diese Arbeit wird als Vertreter dieser neuartigen Hybridschweißverfahren das Induktionsschweißen ausgewählt und untersucht. Die mechanischen Eigenschaften von Induktionsschweißungen wurden bisher im Wesentlichen unter dem Gesichtspunkt der Verfahrensentwicklung, d.h. der Bestimmung von Verarbeitungsparametern wie Schweißenergie, -dauer, -temperatur usw. untersucht (siehe [87], [86], [66], [85], [65]). Dabei stand die Verbindung von kohlenstofffaserverstärktem Polyamid 66 und AlMg3 im Zentrum der Entwicklung. Viele Fragestellungen zum mechanischen Verhalten, zum Versagenshergang und zum allgemeinen Verständnis des auftretenden Spannungszustandes bleiben hierbei offen. Die Klärung dieser Punkte ist jedoch Voraussetzung, um eine prognosefähige Simulation für induktionsgeschweißte CFK-AlMg3-Verbunde aufbauen zu können. Somit hat die Arbeit zwei Hauptziele: Das erste Ziel ist die lokal detaillierte experimentelle Untersuchung der Schweißungen, um das Probenverhalten auch unter externen Einflüssen wie Prüfgeschwindigkeit und Temperatur gezielt studieren zu können. Das zweite Ziel ist es, auf Grundlage der experimentellen Ergebnisse und der mikroskopischen Analysen ein mikromechanisches Simulationsmodell für die Spannungsanalyse in der Fügezone aufzubauen. Dies dient der Erweiterung des Kenntnisstandes über die Vorgänge und Zusammenhänge bei Belastung der induktionsgeschweißten Hybridverbindung.

Daraus leiten sich folgende Arbeitspunkte ab:

1. Es soll eine Versuchsreihe aufgebaut werden, die einerseits das mechanische Verhalten der Schweißungen abprüft und andererseits im Rahmen einer Validierungsstrategie als Grundlage der Simulation dient.
2. Es muss eine Messtechnik zum Einsatz gebracht werden, die den aus den geringen geometrischen Abmessungen der Schweißungen resultierenden Anforderungen gerecht wird.

3. Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und der Temperatur auf das mechanische Verhalten der Schweißungen soll dargestellt werden.
4. Ein mikromechanisches Modell zur Abbildung des Spannungszustandes muss aufgebaut und deren Simulationsparameter müssen validiert werden.
5. Die Spannungszustände in den untersuchten Belastungszuständen sollen dargestellt, analysiert und deren Einflussgrößen aufgezeigt werden

Die „Zwitterstellung“ des Hybridschweißens durch Induktion zwischen dem Schweißen und Kleben ermöglicht eine Herangehensweise in Anlehnung an Erfahrungen/Techniken im Bereich dieser Verfahren. Der kritische Bereich der Fügezone ist der Grenzbereich zwischen Aluminiumlegierung und Polyamid, weshalb hier eine Parallelität zu Klebverbindungen insbesondere Metallklebverbindungen gezogen werden kann. Allerdings können wegen der besonderen Anforderungen und der geringeren (geometrischen) Flexibilität des Hybrid-Schweißverfahrens in vielen Bereichen nicht die gängigen aus der Klebtechnik etablierten Herangehensweisen verwendet werden.

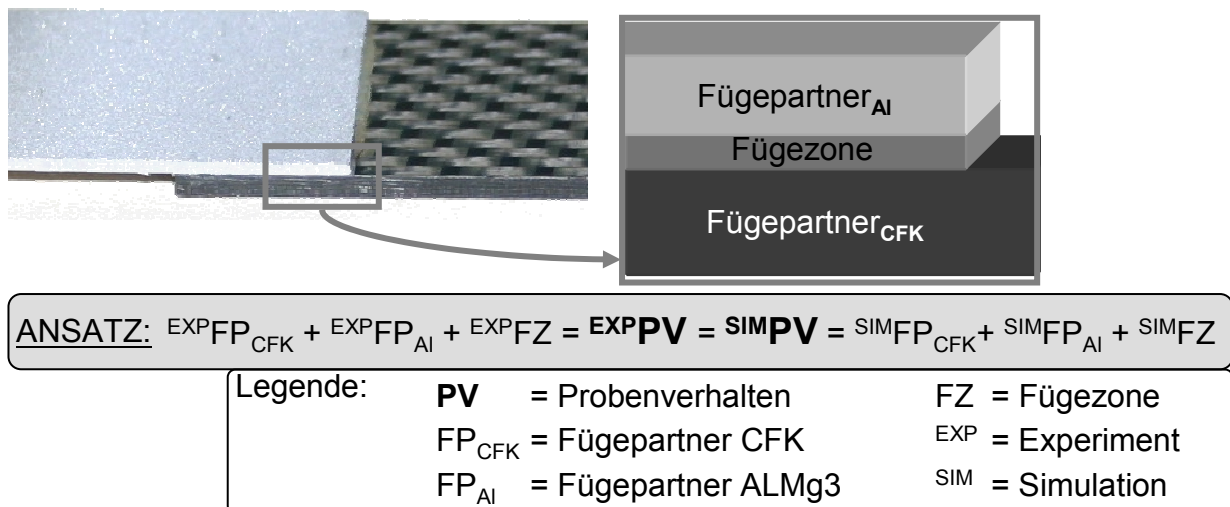


Abbildung 13: Ansatz zum Simulationsabgleich sowie Foto und unmaßstäbliche Skizze einer Induktionsschweißung

Die praktizierte Vorgehensweise basiert auf dem Ansatz, dass das Deformationsverhalten der Schweißprobe sowohl in Experiment als auch in Simulation aus drei Anteilen besteht (Abbildung 13): Dem Verformungsanteil des AlMg3-Fügepartners, dem des CFK-Fügepartners und dem der Fügezone.

Indem diese Anteile experimentell soweit als möglich getrennt analysiert werden, können sie der Simulation unter Verwendung von geeigneten Materialmodellen für die Werkstoffe separiert zugänglich gemacht werden. Für den AlMg3- und den CFK-Fügepartner ist das möglich, indem an Werkstoffproben Zug-Charakterisierungsversuche durchgeführt werden. Ergebnis dieser Versuche sind Spannungs-Dehnungs-Beziehungen, die in Form von Kennwerten das Werkstoffverhalten in der Simulation bestimmt. Die geometrischen Verhältnisse in der Fügezone können durch mikroskopische Analysen erfasst und für die Modellierung bereitgestellt werden.

Abbildung 14 zeigt das gewählte Vorgehen und die Schnittstellen zwischen experimentellen und simulativen Untersuchungen. Endpunkte der jeweiligen Untersuchungen sind einerseits die Darstellung des Temperatur- bzw. Prüfgeschwindigkeitseinflusses und andererseits die Analyse der Spannungszustände in den Versuchen.

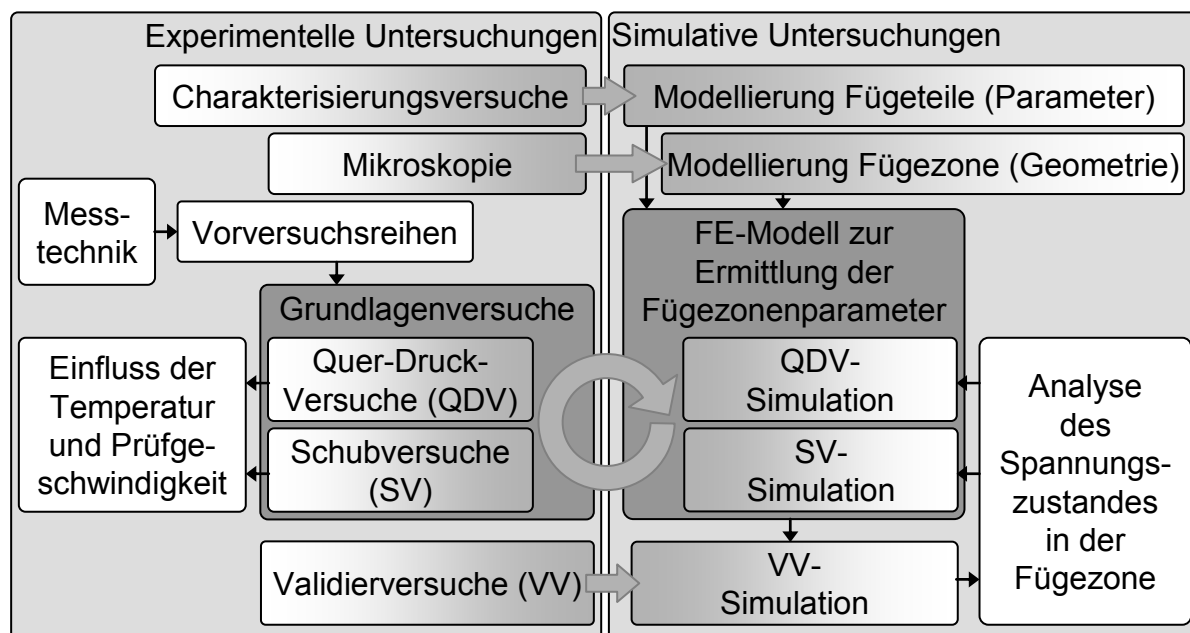


Abbildung 14: Vorgehen zur Erreichung der Arbeitsziele

Neben den bereits erwähnten Schnittpunkten im Bereich der Fügeteilmodellierung und der Geometrie der Fügezone ist die Schnittstelle bei den Grundlagen- und Validiersversuchen ein Kernpunkt dieser Arbeit. Für die Fügezone ist ein direkter Charakterisierungsversuch wie bei den Fügeteilen nicht direkt herleitbar, denn die Fügezone entsteht erst während des Schweißvorganges. Bei der Herstellung einer typischen Substanzprobe sind die dort herrschenden Bedingungen nicht reproduzier-

bar. Als Grundlage können aber PA66 Charakterisierungsexperimente an unverschweißten Folien durchgeführt werden, die zu einem Basisparametersatz für Steifigkeit und Plastizität führen. Die Fügezone betreffend kann zwischen kohäsiven und adhäsiven Versagen unterschieden werden, weshalb das Modell der Fügezone zusätzlich zu dem werkstofflichen Teil, der das kohäsive Verhalten abbildet, um einen adhäsiven Teil erweitert wird.

Daher ist es Ziel der Grundlagenversuche, unterschiedliche Belastungszustände in der Fügezone hervorzurufen, die analysiert werden und aus denen Kenngrößen abgeleitet werden können, an Hand derer die Ergebnisse der Simulation und der Experimente verglichen werden können. Einer leistungsfähigen und hochauflösenden Messtechnik kommt bei der Bewerkstelligung dieses Abgleiches eine Schlüsselrolle zu. Bei der Simulation der Grundlagenexperimente im Rahmen der Validierung werden die Parameter der Fügezone so lange angepasst, bis alle Grundlagenversuche mit demselben Simulationsmodell (Materialparameter) hinreichend genau abgebildet werden.

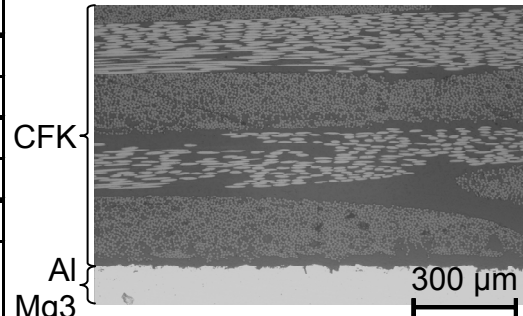
In einem nächsten Schritt wird ein weiterer Belastungszustand (Validierungsversuche) experimentell untersucht, an Hand dessen die Qualität des Simulationsmodells unabhängig von den in den Grundlagenversuchen untersuchten Belastungszuständen überprüft wird. Kann auch dieser Belastungszustand mit demselben Simulationsmodell abgebildet werden, wird die Simulation als validiert betrachtet und die Spannungszustände im Inneren der Fügezone können analysiert werden. Weiterführend kann dann das Simulationsmodell eingesetzt werden, um Änderungen an den Proben, bzw. Werkstoffen in der Simulation durchzuführen und deren Auswirkungen auf die Festigkeit zu analysieren.

4 Experimentelle Untersuchungen

4.1 Probenkörper

Die Untersuchungen dieser Arbeit werden ausschließlich an Induktionsschweißungen von CF-PA66 und einer Aluminiumlegierung (AlMg3) durchgeführt. Dazu wird diejenige Variante gewählt und für alle Versuche im Rahmen der technischen Machbarkeit konstant gehalten, die auf Basis der in [80] vorgestellten Ergebnisse die höchsten Kräfte übertragen kann. Dabei handelt es sich um die in Abbildung 15 angegebenen Herstellparameter.

Schweißparameter und Vorbehandlung		
Anpressdruck	[MPa]	0,5
Aufheizdauer	[s]	50
Leistung	[kW]	1,2
Fügetemperatur	[°C]	295
PA66-Zusatzfolie	[µm]	100
Vorbehandlung		Aceton + Korundstrahlen



The micrograph shows a cross-section of the weld joint. The top layer is labeled 'CFK' (Carbon Fiber Reinforced Plastic) and the bottom layer is labeled 'AlMg3' (Aluminum Magnesium alloy). A scale bar at the bottom right indicates 300 µm.

Abbildung 15: Schweißparameter und Vorbehandlung des eingesetzten Induktionsschweißens sowie Schliff durch die entstandene Fügezone

4.2 Prüf- und Messtechnik

4.2.1 Überblick

In dieser Arbeit werden im Rahmen der aufgebauten Messtechnik unterschiedliche Prüfmaschinen und verschiedene Messsysteme zum Einsatz gebracht, deren Leistungsdaten in diesem Kapitel vorgestellt werden. Im Anschluss daran werden die jeweiligen Prüfkörperereinspannungen der unterschiedlichen Versuche vorgestellt.

4.2.2 Prüfmaschinen

Für Experimente im quasistatischen und unteren Prüfgeschwindigkeitsbereich wird die Universalprüfmaschine 1485 der Firma Zwick-Roell (Abbildung 16a) eingesetzt. Es ist eine Portalprüfmaschine, deren untere Traverse durch je eine Spindel an den Seiten verfahren werden kann. An der oberen Traverse ist die Kraftmessdose angebracht. Bei den experimentellen Untersuchungen werden die Versuche wegge-

steuert durchgeführt, d.h. es wird eine konstante Traversengeschwindigkeit vorgegeben.

Zudem besteht die Möglichkeit temperierte Versuche durchzuführen. Dazu wird die Probe samt der Einspannvorrichtung von einer Temperierkammer umschlossen. In Abbildung 16a ist die Temperierkammer im Hintergrund zu erkennen.

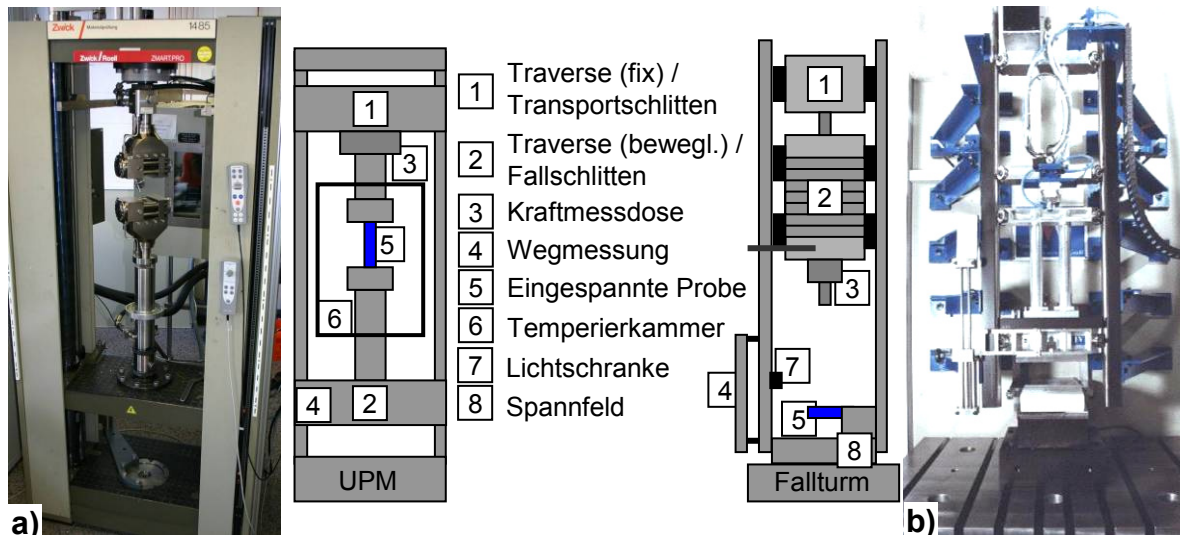


Abbildung 16: Foto und Prinzipskizze der Universalprüfmaschine 1485 der Firma Zwick-Roell (a), Fallturmanlage (b)

Die Fallturmanlage (Abbildung 16b) ist am IVW konstruiert und gebaut worden und wird im Rahmen dieser Arbeit für den oberen Prüfungsbereich eingesetzt. Die Anlage wandelt potentielle Energie (W_{pot}) in kinetische Energie (W_{kin}) um. Dabei gelten folgende Zusammenhänge zwischen Masse (m), Erdbeschleunigung (g), Geschwindigkeit (v) und Fallhöhe (h):

$$W_{kin} = m g h \quad (25)$$

$$W_{pot} = 0,5 m v^2 \quad (26)$$

$$v = (2 g h)^{0,5} \quad (27)$$

Der Versuch ist also im Gegensatz zum quasistatischen Versuch energiegesteuert. Wegen der kleinen Verformungen und der weit über der absorbierten Energie liegenden Prüfenergie kann die Prüfungsgeschwindigkeit während der Versuchsdauer als konstant angenommen werden.

Der Transportschlitten positioniert den Fallschlitten vor dem Versuch auf der der Fallgeschwindigkeit (maximal 16 m/s) entsprechenden Höhe (0,01 m – 15 m). Am Fallschlitten ist das Fallgewicht (0,4 kg – 80 kg) variabel mit unterschiedlichen Gestellen und Zusatzgewichten geschwindigkeitsabhängig einstellbar. Die Obergrenze der kinetischen Energie liegt konstruktionsbedingt im Bereich von 3000 J.

Nach Versuchsstart löst ein Zylinder die Verbindung zwischen Transport- und Fallschlitten. Der Fallschlitten wird an Schienen seitlich geführt durch die Erdanziehungskraft beschleunigt. Unmittelbar vor Auftreffen auf der Probe wird die Geschwindigkeit des Schlittens per Lichtschranke gemessen und die Versuchsaufzeichnung gestartet. Dabei wird die Kraft über eine piezoelektrische Kraftmessdose und die Position des Fallschlittens über einen Laserwegmesssystem bestimmt. Zeitgleich startet die Aufzeichnung des Versuchs per Hochgeschwindigkeitskamera. Nach Versagen der Probe wird die überschüssige kinetische Energie des Schlittens mittels Dämpfungssystemen absorbiert.

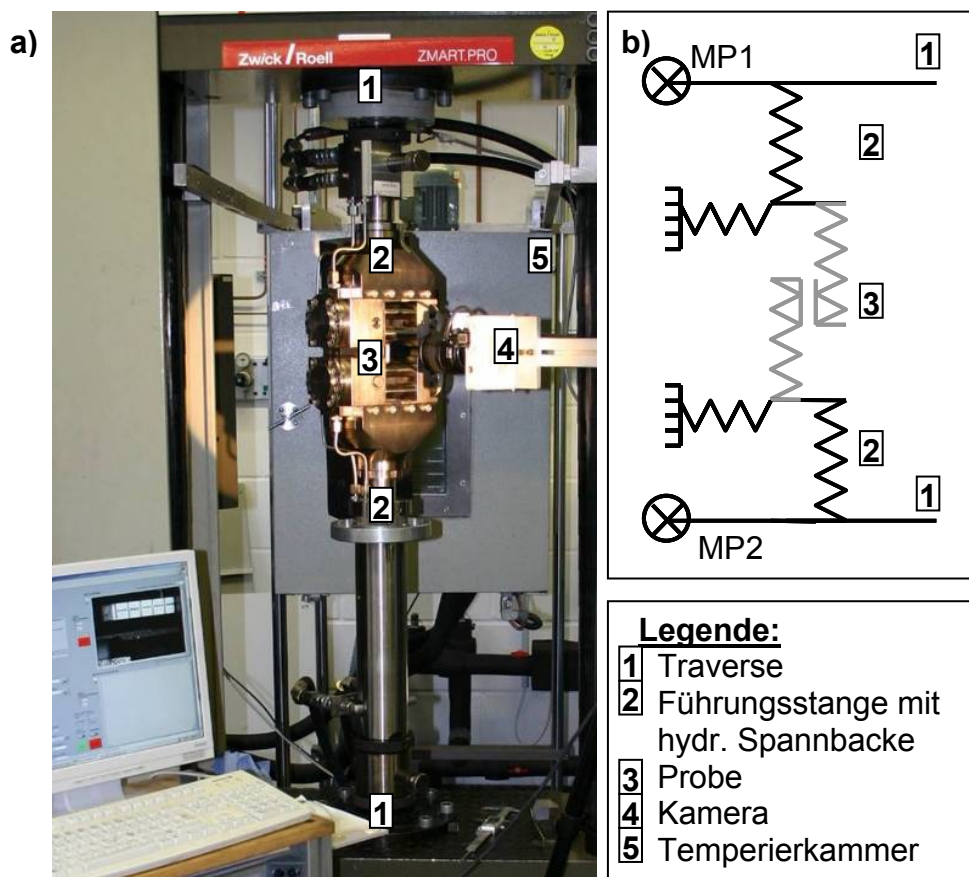


Abbildung 17: Prüfaufbau der Schubversuche auf der Universalprüfmaschine (a), vereinfachtes Federmodell des Prüfaufbaus (b),

In beiden Prüfmaschinen stehen somit als Messgrößen die Kraftsensor- und Traversenweginformationen zur Verfügung. Bei der Messung von Verformungen mittels des Traversenweges ist verschiedenes zu beachten, was am Beispiel der Schubversuche auf der Universalprüfmaschine (Abbildung 17a) deutlich gemacht werden soll. Aufgezeichnet wird die Verschiebung der unteren Traverse an den Auflagern im Prüfrahmen (MP2) und dann mit der als absolut fixiert vorausgesetzten oberen Traverse (MP1) verglichen. In Abbildung 17b ist ein vereinfachtes Feder-Modell eines Schubversuches abgebildet. Dargestellt ist hier auch der Zusammenhang zwischen der Verschiebung der Traversenmesspunkte und der wirklich interessierenden Größe, der globalen Verformung der Probe. In realen Versuchen treten normalerweise Verformungen zwischen den Traversenwegmesspunkten außerhalb der Probe auf, die bedingt sind durch eine Kombination von Anteilen aus der Durchbiegung der Traverse, den Dehnungen der Führungsstangen und der Spannbacken, dem Spiel im Prüfaufbau oder dem Auftreten von Setzungen. Solange also diese unerwünschten Verformungen sehr klein sind gegenüber den Verformungen der Probe, entspricht der Traversenweg der Probenverformung und somit wäre die Nutzung der Traversenwegmessung zulässig.

Grundsätzlich sind diese ungewünschten Verformungen durch eine Versteifung der Aufbauten im Bereich des technisch Möglichen beeinflussbar. Allerdings treten im Rahmen dieser Arbeit engere Grenzen auf, die aus dem Ansatz resultieren, dass für alle Versuche ein möglichst gleicher Prüfaufbau gewählt wird (Kap. 4.3.1). Wie in Abbildung 17a ersichtlich, sind Führungsstangen im Aufbau enthalten, die bei den Temperaturversuchen erforderlich sind, um die Spannbacken in der Temperierkammer mit den Traversen außerhalb der Kammer zu verbinden. Die Führungsstangen sind aus massivem Stahl gefertigt und alle Steckverbindungen sind mit Kontermuttern fixiert, trotzdem kommt es zu unerwünschten Verschiebungen im Bereich des Prüfaufbaus.

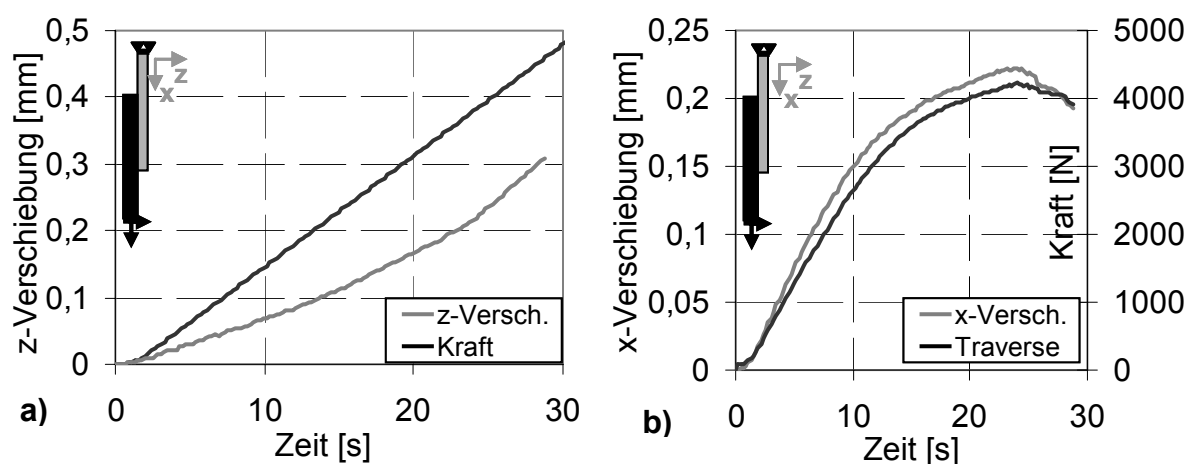


Abbildung 18: Repräsentatives Beispiel für die Relativverschiebung der Traverse und der Probenenden (a), Relativverschiebung der Probenenden normal zur Krafrichtung im Vergleich zur Kraft (b)

Unter Einsatz der hochauflösenden optischen Messtechnik (Kap. 4.2.3) können die wirklich an der Probe auftretenden Längsverformungen sichtbar gemacht und mit den Relativverschiebungen der Traversenmesspunkte (Abbildung 18c) verglichen werden. Der Fehler in der Maximalverschiebung, der aus der Nutzung des Traversenweges resultiert, ist bei diesem Versuch im Bereich von 60 %. Zudem fällt auf, dass sich die Traversenmesspunkte relativ zueinander linear verschieben, während die Probe tatsächlich nichtlinear gedehnt wird. Bei einem Vergleich mit dem Kraft-Zeit-Verlauf in Abbildung 18d kann man erkennen, dass sich der Unterschied zwischen Traversenweg und Probenverformung konform zum Kraftniveau entwickelt. Das lässt darauf schließen, dass bei den unerwünschten Verformungen des hier vorgestellten Versuches der Anteil der elastischen Verformungen des Probenaufbaus dominant gegenüber singulären Setz- und Spieleffekten ist. Bei weniger anspruchsvollen Prüfungen mit Verschiebungen im Bereich von Millimetern wären diese unerwünschten Verschiebungen im Prüfaufbau deutlich weniger ergebnisverfälschend.

Ein weiteres Detail, das ohne die optische Messtechnik kaum erkennbar und quantifizierbar wäre, sind Relativverformungen normal zur Beanspruchung. Wegen der unsymmetrischen Probengeometrie der einfach überlappten Schweißproben entsteht aus der Zugbeanspruchung ein Moment und damit auch Querkräfte. Diese führen in Abhängigkeit der Steifigkeit des Prüfaufbaus zu Verschiebungen der Einspannpunkte

normal zur Beanspruchungsrichtung. Abbildung 17d zeigt, dass die Höhe der Normalverschiebungen proportional zur Höhe der gemessenen Kraft ist. Unternehmungen, die Verschiebungen normal zur Krafrichtung durch verschiedene polierte oder teflonbeschichtete Führungen unterschiedlicher Bauweisen zu verhindern, führen zu einem zusätzlichen nichtlinearen Kraftanstieg im Prüfverlauf. Dieser kann nur auf Reibungseffekte in den Führungen zurückgeführt werden, die sich in Abhängigkeit der Normalkraft unterschiedlich stark auswirken. Weil diese Einflüsse bei Verwendung der Führungskonstruktionen nicht vom eigentlichen Probenverhalten zu trennen sind, wird im Verlauf der Untersuchungen auf die Verwendung von Führungssystemen verzichtet. Stattdessen wird in jedem Versuch die Verschiebung der Einspannungen in Krafrichtung und normal dazu aufgezeichnet und daraus der reale auf die Probe wirkende Verschiebungszustand ermittelt.

4.2.3 Optische Messtechnik

Alle Versuche wurden aufgezeichnet und optisch ausgewertet. Zum Einsatz kam hierbei das System ARAMIS[®] der Firma GOM GmbH, das auf dem Verfahren der Grauwertkorrelation basiert. Dabei handelt es sich um ein berührungslos arbeitendes Verfahren, bei dem ein kontrastreiches, stochastisch verteiltes Grauwertmuster auf die Probe aufgebracht wird. Die Probe mit dem Grauwertmuster wird von einer Kamera während des Versuchs gefilmt und mit Hilfe einer speziellen Software wird aus den Bildern die Verformung der Probe berechnet. Die Software teilt jedes Bild in rechteckige, meist quadratische Pixelgruppen, sog. Facetten ein. Da es sich bei dem auf die Probe aufgetragenen Muster um ein stochastisch verteiltes Muster handelt, ist jede Facette von der Nachbarfacette zu unterscheiden. Die Software erkennt die Facetten in einem Bild, das zu einem späteren Zeitpunkt des Versuchs aufgenommen wurde, einerseits durch das eigene Muster der Facette und andererseits durch die Positionierung relativ zu den Nachbarfacetten wieder. Nicht zu große Unterschiede in den lokalen Verschiebungen vorausgesetzt, kann so für einen beliebigen Punkt auf der Probe ein Verschiebungsvektor bestimmt werden. Zudem sind alle daraus ableitbaren Größen, z.B. Dehnungen, Scherungen oder (Dehn-) Geschwindigkeiten ermittelbar.

Diese Messtechnik erlaubt ein Messen an beliebigen Stellen des aufgezeichneten Bereiches. Da erst nach dem Versuch gemessen wird, können Ereignisse, die während des Versuches passiert sind, bei der Messung berücksichtigt werden. Bei vielen anderen lokalen Messverfahren wie der Messung mit Dehnmessstreifen oder Messfühlern müssen Messposition und Messgröße vor dem Versuch festgelegt werden. Außerdem können in einem Versuch nur einzelne Messgrößen erfasst werden. Die große Flexibilität der optischen Grauwertanalyse hat hier immense Vorteile.

Die Genauigkeit der Messung ist von unterschiedlichen Rahmenbedingungen abhängig. Bei den Versuchen muss für eine ausreichende Belichtung gesorgt werden. Die Kamera muss während der Messung unbewegt bleiben und es sollten zum Messobjekt abgestimmte Objektive zum Einsatz kommen. Der Messbereich sollte die Größe des Kamerasensors möglichst ausnutzen. Die Größe der Facetten in der Auswertung sollte an das Grauwertmuster angepasst sein. Bei Messungen mit einer einzelnen Kamera, wie sie im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurde, muss sichergestellt werden, dass normal zur Kameraebene keine Verformungen auftreten. Solche Starrkörperverformungen würden in der Analyse als Stauchung bzw. Dehnung fehlinterpretiert werden.

Bei dem Aufzeichnen von Bildern durch Glasscheiben, wie im Falle der Temperaturversuche, ist darauf zu achten, dass keine Verzerrungen oder Spiegelungen in der Scheibe auftreten. Außerdem muss sichergestellt werden, dass die Scheibe während der Aufnahme nicht beschlagen ist. Während des Öffnens der Tür einer auf -30 °C temperierten Kammer bei einem Probenwechsel schlägt sich das in der ca. 23 °C warmen Raumluft befindliche Wasser an der Scheibeninnenseite nieder. In die Temperierkammer platziertes Trockenmittel hilft, schneller wieder prüfen zu können. Die optische Messtechnik wird bei der Auswertung der Experimente eingesetzt, um globale und lokale Verformungen aufzuzeichnen (Abbildung 19). Die globalen Auswertungen sind erforderlich, um die durch die Maschinenverformung überlagerten Verschiebungen der Einspannbereiche zu korrigieren. Die lokalen Verschiebungsmessungen sollen einen detaillierteren Vergleich mit der Simulation ermöglichen.

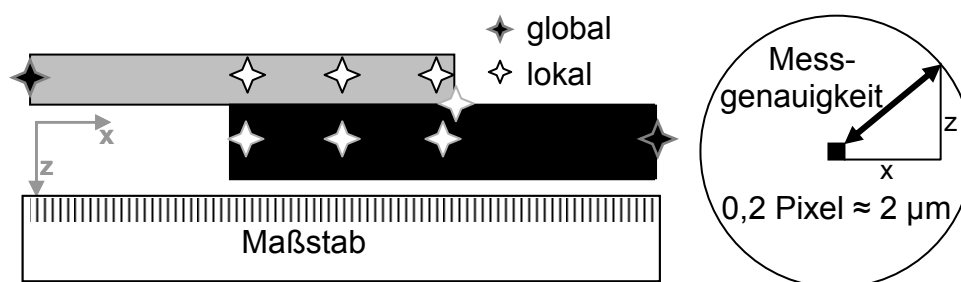


Abbildung 19: Messpunkte bei der optischen Auswertung

Untersuchungen zur Messgenauigkeit bzw. dem „Rauschen“ haben ergeben, dass ein eigentlich unbewegter Bildpunkt mit der Zeit um bis zu 0,2 Pixel von seiner Anfangsposition abweicht. Die Abweichung ist hierbei, wie in Abbildung 19 gezeigt, die Länge des Vektors, gebildet aus der Koordinate x und der Koordinate z . Bei den Versuchen bei quasistatischer Geschwindigkeit bedeutet dies bezogen auf den Maßstab eine Abweichung von $2\ \mu\text{m}$, bei den kurzzeitdynamischen Versuchen ist die Abweichung wegen der geringeren Pixel-Auflösung der Kamera etwas höher.

Obwohl das Messsystem auch direkt Dehnungen ausgeben kann und bei Dehnungen zudem die Angabe eines Maßstabes entfällt, werden bei den Auswertungen im Rahmen dieser Arbeit die Verschiebungen als Vergleichsgröße gewählt. Dehnungen erfordern die Definition einer Ausgangslänge, die den Vergleich zwischen Simulation und Experiment verkompliziert. Es hat sich als effektiver erwiesen, in jedem Versuch einen Maßstab direkt neben der Probe und im gleichen Abstand zur Kamera zu positionieren, um den Bezug zur realen Länge in die Analyse integrieren und Verschiebungen ausgeben zu können.

4.2.4 Kamertechnik

Für die Experimente bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit und bei den Temperaturvariationen wird die hochauflösende Kamera Motion Pro II ES 11000 der Firma Redlake verwendet. Die Bilder haben eine Auflösung von 4008×2672 Pixeln bei einer Messfrequenz von $4,63\ \text{Hz}$.

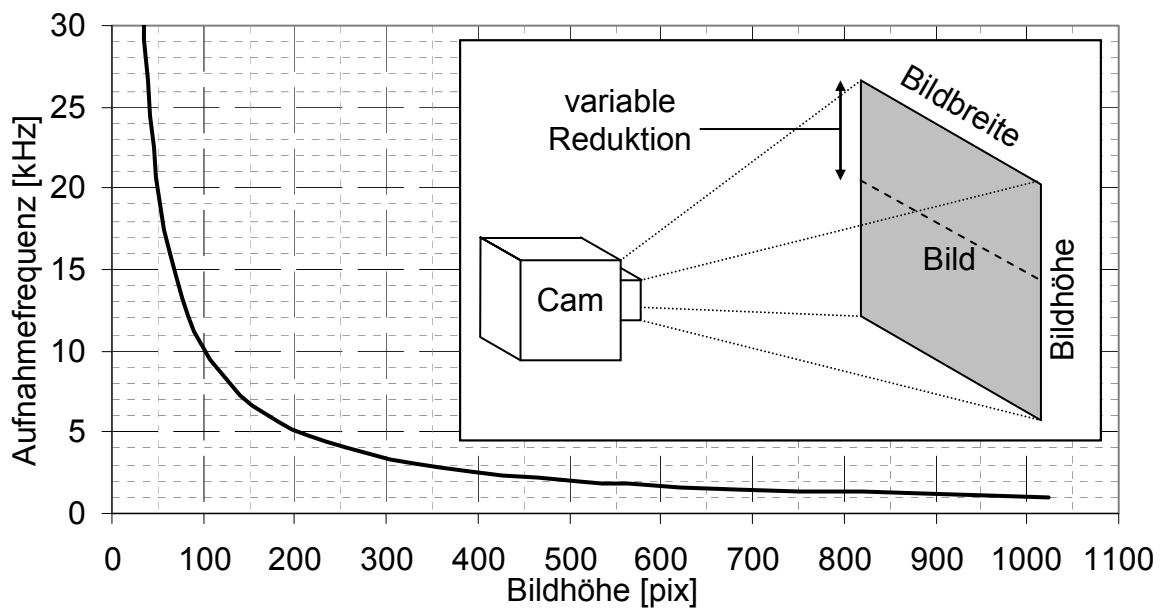


Abbildung 20: Verhältnis der Aufnahme­frequenz zur Bild­höhe bei der Hoch­geschwin­dig­keits­kamera

Für alle nicht-quasistatischen Versuche wird die Hochgeschwindigkeitskamera Motion Pro HS3 der Firma Redlake eingesetzt. Sie besitzt eine Maximalauflösung von 1280 x 1024 Pixeln. Das bedeutet der Kamerasensor besteht aus 1024 Zeilen mit jeweils 1280 Pixeln. Die Kamerasteuerung liest jeweils komplette Zeilen des Sensors aus und benötigt für alle 1024 Zeilen nahezu 1 ms. Das entspricht einer Aufnahme­frequenz von 1024 Hz. Es ist möglich die Aufnahme­frequenz zu steigern, indem nicht alle Zeilen ausgelesen werden (Abbildung 20). Dadurch kann die Mess­frequenz proportional bis auf 65.536 Hz (1280 x 16 Pixeln) erhöht werden. Die Einsetzbarkeit dieser Bilder ist in der Praxis aber selten gegeben, weshalb häufig 20 kHz bis 30 kHz die oberen Grenzen darstellen.

4.3 Grundlagenexperimente

4.3.1 Überblick

Das Ziel der Grundlagenexperimente ist es, möglichst einaxiale Spannungszustände in der Fügezone zu erzeugen. Könnte man vollständig einaxiale Spannungszustände in der Fügezone erzeugen, wäre es möglich, die das Füge­zonen-Materialmodell steuernden Parameter unabhängig von einander zu bestimmen. Das bedeutet für

den allgemeinen Fall, in einem Zugversuch werden die Zugparameter, in einem Schubversuch die Schubparameter und in einem Druckversuch die Druckparameter bestimmt. Effekte aus der Mehraxialität des Spannungszustandes werden in passenden Experimenten (z.B. biaxiale Zug-Druck-Versuche) untersucht und ebenfalls in das Materialmodell eingearbeitet. Unter der Bedingung, dass das Materialmodell alle relevanten Effekte des Experimentes abbildet und keine sonstigen Effekte die Werkstoffeigenschaften beeinflussen, können nun auch komplexe 3D-Spannungszustände sehr genau simuliert werden.

Von diesem optimalen Vorgehen beim Validieren eines Materialmodells muss in der Realität aus verschiedenen Gründen fast immer abgewichen werden. Zum einen ist in Experimenten nur in wenigen ausgewählten Fällen der Spannungszustand so exakt zu steuern wie benötigt, zum anderen beschreiben die Materialmodelle die Realität vereinfacht und sind den Bedingungen der Kontinuumsmechanik unterworfen. In der Praxis kommen zudem beschränkte Ressourcen hinzu, die den zeitlichen und/oder monetären Aufwand für das oben beschriebene Prozedere selten ermöglichen. Des Weiteren ist zu berücksichtigen, dass äußere Einflüsse auf das experimentell bestimmte Werkstoffverhalten existieren können, wie es sich z.B. bei spritzgegossenen Proben und den gewählten Herstellbedingungen/Kavitäten zeigen kann. Besonders aus dem letztgenannten Bereich sind die Einschränkungen zu finden, die sich bei der Charakterisierung des Fügezonmaterials ergeben. Es stehen folgende Randbedingungen fest:

1. Proben- und Fügezonengeometrie sind weitestgehend festgelegt.
2. Die Prüfung muss sowohl quasistatisch, kurzzeitdynamisch und temperaturvariabel bei möglichst gleichen Rahmenbedingungen durchführbar sein und dabei eine optische Analyse ermöglichen.
3. Eine eventuelle nachträgliche Probenbehandlung darf das Material im Innern der Fügezone nicht beeinflussen.

Im Rahmen der die Arbeit begleitenden Forschergruppe werden nur Proben einer bestimmten Geometrie hergestellt. Im Fall der Induktionsschweißung beispielsweise würde eine Änderung der Geometrie, der Dicke oder der Fügezonenfläche eine Änderung des induktiven Feldes und somit eine zu erwartende Eigenschaftsänderung erzeugen. Somit wären die Proben untereinander nicht mehr direkt vergleichbar. Es wird bewusst mit der in der Forschergruppe eingesetzten, einheitlichen Geometrie

gearbeitet, die sich an die in [38] bzw. in [4] vorgeschlagenen Geometrien anlehnt. Abbildung 21 zeigt eine Skizze eines solchen Probekörpers mit Abmessungen.

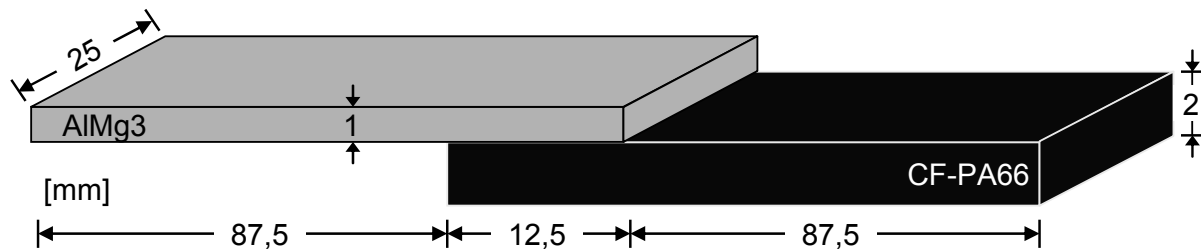


Abbildung 21: Skizze eines induktionsgeschweißten Probekörpers

Alle Versuche müssen so durchgeführt werden, dass eine Beobachtung der seitlichen Stirnfläche der Fügung unter ausreichend zur Verfügung stehender Beleuchtung möglich ist. Bei kurzzeitdynamischen Versuchen ist zudem darauf zu achten, dass die Probenhalterungen vor allem zwischen Probe und Kraftmessdose möglichst wenig Masse besitzen. Dadurch können Trägheitseffekte resultierend aus diesen Zusatzmassen minimal gehalten werden. Für die Temperaturversuche müssen die Versuche im Innern einer räumlich begrenzten Temperierkammer durchführbar sein, wobei Führungsstangen zwischen Einspannung und Traverse verwendet werden müssen.

Die Probenbehandlung beschränkt sich auf das Kürzen von Proben im Bereich der Fügeiteilenden und das Walzfräsen der seitlichen Probenränder. Dadurch wird das beim Schweißen ausgetretene Polyamid entfernt, um eine plane, lotrecht zur Kameraachse stehende Oberfläche für die optische Analyse zu schaffen. Das an den Fügeiteilenden haftende ausgetretene Polyamid wird nicht entfernt. Hier ist von keiner festigkeitssteigernden Wirkung auf die Fügung auszugehen, da das Polyamid vollkommen drucklos an der Oberfläche erstarrt. Im Regelfall werden von jedem Versuchstyp acht Wiederholungen durchgeführt.

4.3.2 Normalbeanspruchung

Ziel dieser Versuche ist es, einen möglichst einaxialen Zugspannungszustand orthogonal zur Fügezonenfläche zu erzeugen. Unter den Einschränkungen aus Kap. 4.3.1 werden zwei mögliche Versuchsaufbauten verworfen, die in Abbildung 22

dargestellt sind. Abbildung 22a) zeigt einen an eine Stumpfklebung angelehnten Versuchsaufbau. Hier müssten die Füge Teile auf je einen metallischen Träger geklebt werden, die auseinandergezogen werden. In Vorversuchen trat das Versagen stets in der Grenzschicht des metallischen Trägerbleches zu den verschiedenen verwendeten Klebstoffen (Scotch DP 490, DOW Betamate, Uhu Endfest) auf. Abgesehen davon würden durch die Klebungen der Trägerbleche zusätzliche Freiheitsgrade eingeführt, die in der Versuchsauswertung sehr schwer von den Fügezoneneigenschaften zu trennen sind. Dieser Aufbau erfordert ein extrem hohes Maß an Genauigkeit und von den hier angeführten Versuchen den mit Abstand größten Aufwand bei der Probenvorbereitung. Die trotzdem nicht zu verhindernden Fertigungstoleranzen an der Klebung führen direkt zu Änderungen des Spannungszustandes in der Fügezone, weshalb dieser Aufbau verworfen wird.

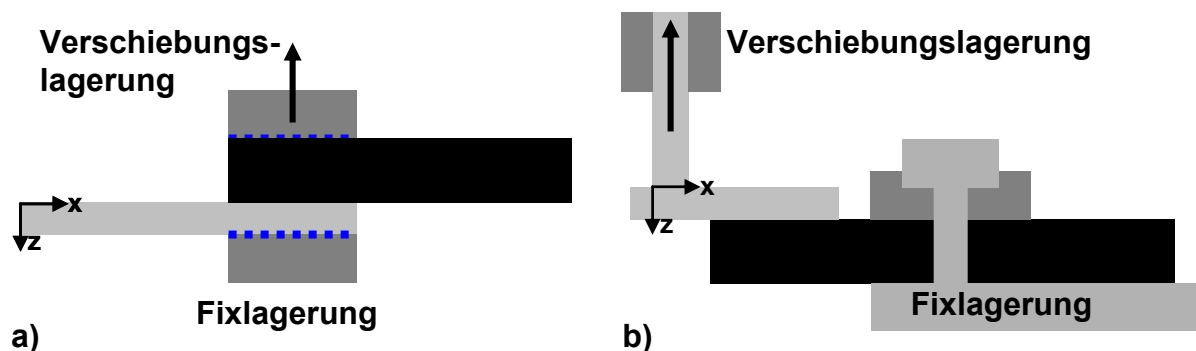


Abbildung 22: Verworfenen Versuchsaufbauten für Quer-Zug-Versuche: Stoßprüfung mit geklebten Fixierungen (a), Schälversuch mit gebogenem Metallfügeteil (b)

Der in Abbildung 22 b dargestellte Versuchsaufbau besteht aus der Standardprobe, deren CFK-Fügeteil flächig eingespannt ist und deren Metallfügeteil herausragt und um 90° abgewinkelt ist. Diese Abwinklung sollte möglichst nah zur Fügezone positioniert sein, um den Einfluss der Metallbiegung minimal zu halten. Das Umbiegen führt häufig zu einem hörbaren Einreißen am Beginn der Fügezone und zu einer Trennung von ausgetretenem PA und dem Metallfügeteil; auch bei größer gewähltem Abstand tritt dieser Effekt auf. Da der Einfluss eines Anrisses auf die Fügezoneneigenschaften nicht quantifiziert werden kann, wird dieser Versuchsaufbau nicht verwendet.

Die Verbesserung besteht darin, das Metallfügeteil nicht umzubiegen und zu ziehen, sondern die Zugspannungen, wie in Abbildung 23 gezeigt, durch Druck über einen Stempel einzuleiten. Ein ähnlicher Versuchsaufbau wird in [37] vorgeschlagen. Diese

Prüfung hat nach [51] besonders bei der Bestimmung der Festigkeit im adhäsiven Bereich von Metall-Kunststoff-Klebungen eine hohe Aussagekraft.

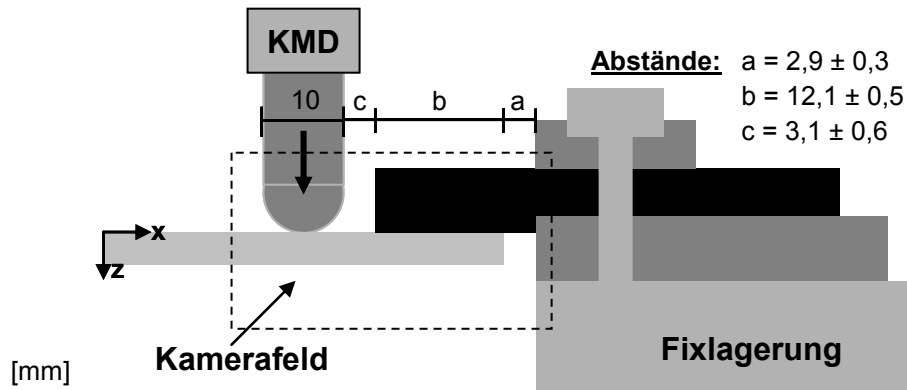


Abbildung 23: Versuchsaufbau bei Quer-Zug-Versuchen

Ein weiterer Vorteil dieses Aufbaus vor allem gegenüber der Stoßprüfung ist, dass eventuelle positionsabhängige Qualitätsunterschiede der Schweißung deutlich werden. Der Aufwand für die Probenvorbereitung ist relativ zu den anderen am geringsten, der Versuch ist auch unter hohen Prüfgeschwindigkeiten und unter Temperaturvariation gut durchführbar.

Das CFK-Fügeteil ist flächig eingespannt und mittels einer Nut in der Probenhalterung geführt, sodass die Probe immer lotrecht zur Stempelachse steht. Die Kraftmessung findet in Verlängerung des Stempels mittels einer Kraftmessdose statt. Der Stempel hat eine zylindrische Spitze mit einem Radius von 5 mm. Um das häufig aus der Fügezone ausgetretene PA nicht mit einzuspannen oder zu belasten, wurde ein konstanter Abstand zwischen Fügezone und Stempel bzw. Einspannung von je 3 mm eingehalten. Wegen der herstellungsbedingten Schwankung der Fügezonlänge und den beengten Verhältnissen beim Einspannen der Proben war eine gewisse Schwankung der Soll-Maße nicht zu verhindern. Die Mittelwerte und Standardabweichungen über alle durchgeführten Versuche sind in Abbildung 23 angegeben. Dabei ist der Abstand zwischen Stempel und Fixlager und damit der Hebelarm der durch die Verschiebung erzeugten Kraft konstant eingestellt.

4.3.3 Schubbeanspruchung

Ziel dieser Versuchsreihe ist es, einen Spannungszustand mit möglichst großem Anteil an Schubspannungen in der Fügezone zu erzeugen. Unter den Einschränkungen, dass ein reiner Schubspannungszustand nur theoretisch existiert und den in Kap. 4.3.1 dargestellten Randbedingungen, werden zwei mögliche Versuchsaufbauten verworfen, die in Abbildung 24 dargestellt sind.

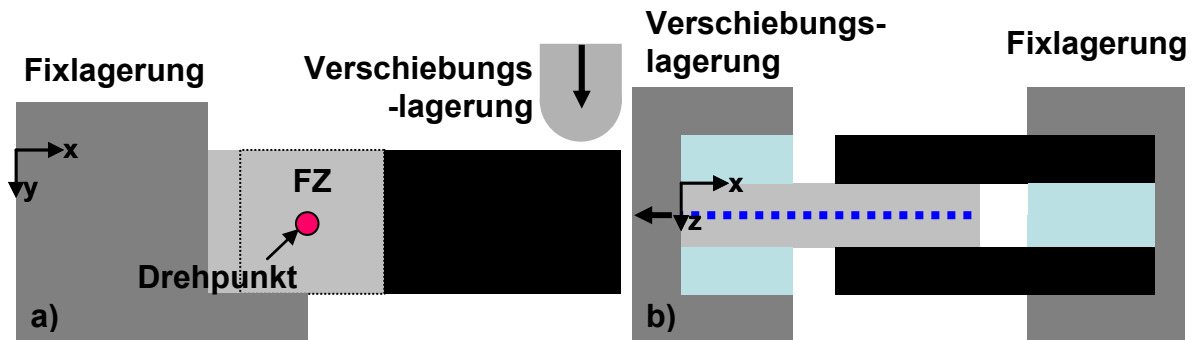


Abbildung 24: Verworfenen Versuchsaufbauten für Schubversuche: Torsionsversuch (a), Doppel-Zug-Scher-Versuch (b)

Torsion wird in der Verbindungsprüfung (z.B.: in [36]) erfolgreich eingesetzt, um Schubspannungszustände in der Fügung zu erzeugen. Der in Abbildung 24a dargestellte Torsionsversuch ist eine Adaption auf die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Proben unter den erwähnten Randbedingungen. Die Füge Teile müssen in Dickenrichtung (z) gestützt sein, um ein Ausknicken der dünnen Strukturen zu verhindern. Ein Füge teil ist fest eingespannt; die Verschiebung sollte möglichst entfernt von der Fügezone stattfinden, damit das aus der Verschiebung resultierende Moment und nicht die Querkraft den dominierenden Einfluss auf die Fügezone hat und so Torsion erzeugen kann. Damit gehen relativ große Massen einher, die die kurzzeitdynamische Prüfung erschweren, und große Abmessungen, die die Platzverhältnisse der Temperierkammer überschreiten. Hinzu kommt, dass der Drehpunkt nicht eindeutig festliegt, was den ohnehin stark inhomogenen Schubspannungszustand noch weniger simulierbar macht. Somit sind auf Torsionsbelastung basierende Versuchsreihen nicht durchführbar.

Abbildung 24b) zeigt einen Doppel-Zug-Scher-Versuch, bei dem sich die aus der Exzentrizität der Lastangriffspunkte resultierenden Momente aufheben. Prinzipiell ist dieser Versuchstyp sowohl bei hohen Geschwindigkeiten als auch in der Temperier-

kammer durchführbar. Die Schwierigkeit hierbei liegt darin, dass dieser Aufbau auf einer perfekten Symmetrie beruht. Diese kann in der Praxis nicht gewährleistet werden. Es gibt Abweichungen z.B. in der Fügezonlänge, der Fügungsdicke oder der parallelen Ausrichtung der Fügeteile. Das führt zu einem unsymmetrischen Kraftfluss, der in der Auswertung nicht berücksichtigt werden kann und somit das Ergebnis verfälscht.

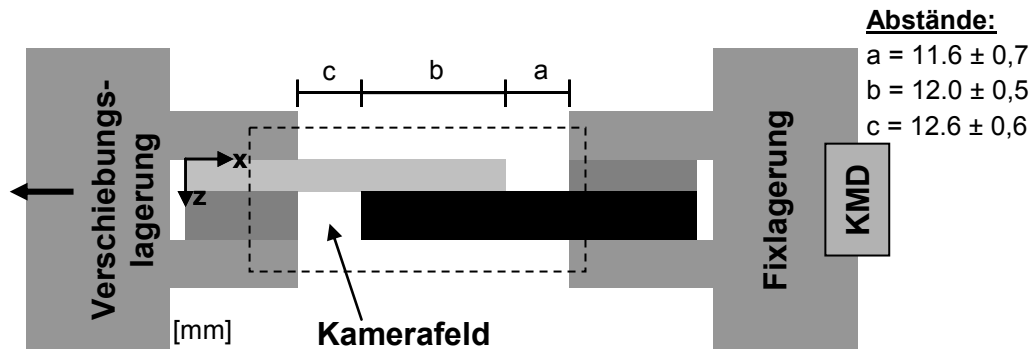


Abbildung 25: Versuchsaufbau bei Schubversuchen

Schließlich wird der in Abbildung 25 dargestellte Aufbau gewählt. Hierbei handelt es sich um einen einschnittigen Zug-Scher-Versuch in Anlehnung an [38] mit stark verkürzter freier Probenlänge. Diese Veränderung der freien Probenlänge verkürzt den Hebelarm des Momentes und führt dazu, dass die Effekte 2. Ordnung verkleinert werden. Die gewählte freie Probenlänge von 12 mm auf jeder Seite ist erforderlich, damit für die optische Auswertung der Versuche genügend Licht zur Verfügung steht. Die freie Soll-Probenlänge außerhalb der Fügezone beträgt 12 mm. Wegen der herstellungsbedingten Schwankung der Fügezonlänge und den beengten Verhältnissen beim Einspannen der Proben ist eine gewisse Schwankung der Soll-Maße nicht zu verhindern.

4.3.4 Temperatur und Prüfgeschwindigkeitsvariationen

Die Grundlagenexperimente werden zusätzlich zu den Versuchen bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit und bei Raumtemperatur unter den in Tabelle 4 angegebenen Bedingungen (vollflächig grau gefüllte Felder) durchgeführt:

Tabelle 4: Prüfbedingungen bei den Grundlagenexperimenten

	PG 1 (v=0,03mm/s)	PG 2 (v=10mm/s)	PG 3 (v=500mm/s)	PG 4 (v=1500mm/s)
T1 (T=-30 °C)				
T2 (T=23 °C)				
T3 (T=80 °C)				
	Universalprüfmaschine		Fallturmanlage	

Der Bereich zwischen -30 °C und 80 °C spannt ein Temperaturfeld auf, in dem sich viele der üblichen technischen Anwendungen befinden. Die Versuche werden an der Universalprüfmaschine in einer Temperaturkammer durchgeführt, deren Versuchsaufbau in Abbildung 17 dargestellt und näher erläutert wird.

Die bei Werkstoffcharakterisierungsversuchen übliche Angabe der (Ingenieur-) Dehnrate im Versuch ist hier nicht möglich, weil die Dehnung nicht konstant über der Probe verteilt und somit positionsabhängig ist. Ein besseres Maß für die Quantifizierung des Geschwindigkeitseinflusses ist deswegen die Prüfgeschwindigkeit des Stempels als Versuchseingangsgröße. Bei der Variation der Prüfgeschwindigkeit werden die Versuche bei 10 mm/s auf der Universalprüfmaschine durchgeführt. Diese Geschwindigkeit stellt die Obergrenze der Leistungsfähigkeit dieser Prüfmaschine dar. Deshalb wird für die höheren Geschwindigkeiten die Fallturmanlage benutzt. Der obere Geschwindigkeitsbereich von 1500 mm/s wird begrenzt durch die maximal technisch mögliche Aufnahmefrequenz der Kamera. Im Quer-Druck-Versuch treten maximale Verformungen im Bereich von 5 mm auf. Bei einer Geschwindigkeit von 1500 mm/s dauert dieser Versuch etwas mehr als 3 ms. Um beispielsweise 30 Stützstellen in der optischen Auswertung zu erhalten, ist also eine Aufnahmefrequenz von 10 kHz erforderlich. Das bedeutet, dass die maximale Bildhöhe der Kamera 100 Pixel ist (Abbildung 20). Hier werden sowohl bei der zeitlichen als auch bei der räumlichen Diskretisierung der Versuche die oberen Grenzbereiche erreicht und somit ist eine weitere Steigerung der Versuchsgeschwindigkeit nicht möglich.

Für den Fall der Schubversuche sind die maximalen Verformungen zwar geringer, jedoch wirkt sich hier positiv aus, dass das Probenseitenverhältnis bezogen auf die Verschiebungsrichtung sehr schlank ist und somit gut einen reduzierten Sensorbereich anpassen lässt. Zudem ist die Verschiebungsrichtung parallel zur Ausrichtung

der Zeilen des Sensors angeordnet, wodurch die vollen 1280 Pixel einer jeden Zeile für die Auflösung der Verschiebung zur Verfügung stehen.

4.4 Validierungsexperimente

Um die Qualität des aufgebauten FE-Modells an einem nicht zur Bestimmung der Parameter verwendeten Belastungsfall beurteilen zu können, werden zusätzlich Validierungsversuche durchgeführt. Dabei ist das Ziel eine möglichst praxisnahe Belastung der Fügung aufzubringen und es wird ein Zug-Scher-Versuch mit maximaler Einspannlänge gewählt. Wegen der deutlich geringeren (Biege-) Steifigkeitsverhältnisse zwischen Einspannung und Fügezone kommt es zu einem im Vergleich zum Schubversuch anderen Belastungszustand. Die Versuche werden bei quasistatischer Geschwindigkeit von 0,03 mm/s und bei Raumtemperatur durchgeführt. Abbildung 26 zeigt den schematisierten Versuchsaufbau und die an den Schweißungen gemessenen Geometrieabweichungen.

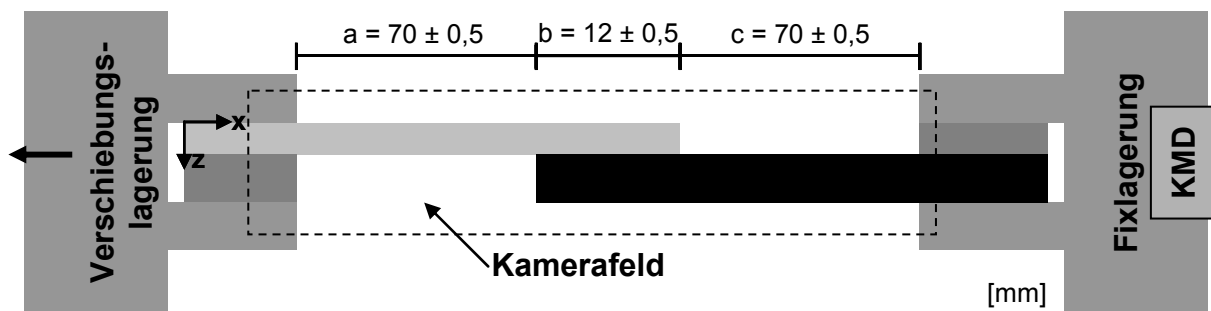


Abbildung 26: Versuchsaufbau bei Validierungsversuchen

5 Experimentelle Ergebnisse

5.1 Überblick

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen und der Analysen an den Probekörpern vorgestellt. Zunächst werden die Charakterisierungen der Fügeteilwerkstoffe CFK, AlMg3 und PA66 präsentiert. Anschließend werden die Ergebnisse der Versuche an den Schweißungen gezeigt und erläutert. Das Ende des Kapitels bilden die Analysen der Bruchflächen repräsentativer Proben.

5.2 Charakterisierung der Fügeteilwerkstoffe

5.2.1 FKV

Auf der Seite des FKV-Fügepartners wird ein Kohlenstofffaser-PA66-Verbund eingesetzt, auf dessen Bestandteile im Folgenden eingegangen wird. Der Matrixwerkstoff Polyamid zählt zu den technischen Kunststoffen. Unabhängig von seinem strukturellen Aufbau zeichnet er sich unter anderem durch hohe Festigkeit, Steifigkeit und Härte, hohe Wärmeformbeständigkeit, hohe Beständigkeit gegen Lösemittel und Öle und eine wirtschaftliche Verarbeitbarkeit aus [78]. Die mechanischen Eigenschaften hängen jedoch auch vom jeweiligen Wassergehalt ab, so dass der E-Modul und die Zugspannung mit steigendem Wassergehalt abnehmen und die Bruchdehnung zunimmt. Unter den Polyamiden weist PA66 die größte Härte, Steifigkeit und Abriebfestigkeit auf [12]. Auf Grund ihrer hervorragenden Eigenschaften finden Polyamide im Bereich der Technik auf vielen Gebieten Anwendung. Hierzu zählen der Maschinen-, Geräte- und Fahrzeugbau, die Elektrotechnik, wie auch die Verpackungsindustrie. Für die Herstellung des FKV ist es notwendig, dass das Polyamid als Folie vorliegt. Dies erfolgt mittels Schmelzgießverfahren, bei der die Schmelze zwischen flachen, wassergekühlten Stahlwalzen gepresst wird [19].

Kohlenstofffasern besitzen in Längsrichtung hohe Festigkeiten bei gleichzeitig hohem E-Modul. Aufgrund ihrer niedrigen Dichte besitzen Kohlenstofffasern im Vergleich zu Glasfasern ein verbessertes Leistungsgewicht. Da Kohlenstofffasern aber unbehandelt sehr spröde und oberflächenempfindlich sind, werden sie oftmals mit einem Epoxidharzgemisch zum Oberflächenschutz überzogen [57]. Die fertigen Kohlenstoff-

fasern sind dann als Halbzeuge zu erhalten. Diese können in Form von Rovings, d.h. Bündelungen mehrerer Tausend parallel nebeneinander liegender, nicht verdrehter Fäden, oder in textiler Form, wie Gewebe und Vliese, vorliegen [45]. Wurden die Kohlenstofffasern in den letzten Jahren überwiegend in der Luft- und Raumfahrttechnik sowie in Spezialanwendungen eingesetzt, so kommen immer mehr Einsatzgebiete wie der Sportgerätebau und auch zunehmend der Automobilbau hinzu [69].

Es gibt mehrere Verfahren, um kohlenstofffaserverstärkte Verbunde herzustellen, deren Einsatzeignung auch vom eingesetzten Matrixwerkstoff (duromer oder thermoplastisch) abhängig ist. Neben Pressverfahren und Injektionsverfahren existieren beispielsweise auch Wickelverfahren und die Autoklavtechnik. Das CF-PA66-Plattenmaterial, das in dieser Arbeit eingesetzt wird, stammt aus einem semikontinuierlichen Pressprozess einer Intervallheizpresse. Die verwendete Intervallheizpresse ist mit den einzelnen Verfahrensschritten in Abbildung 27 dargestellt.

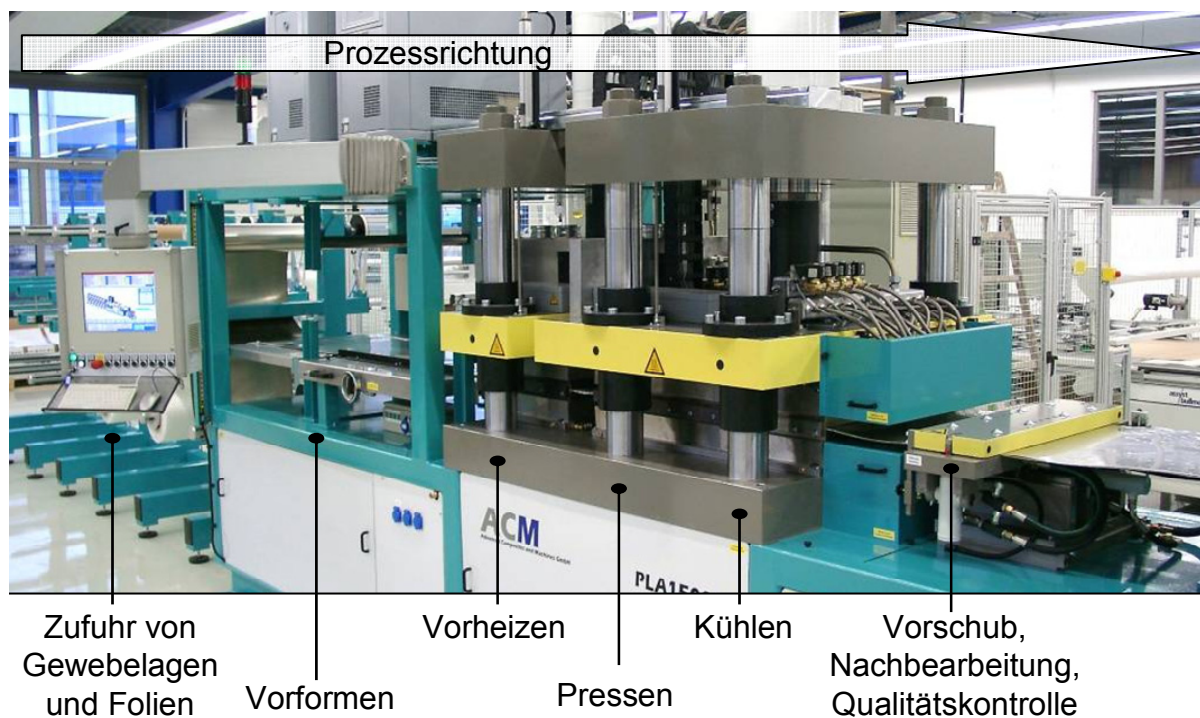


Abbildung 27: Intervallheizpresse

Für die Fertigung der Platten wurde ein Gewebe (Atlas 1-4, 285 g/m²) aus Standard-Kohlenstofffasern (T300) eingesetzt. Bei der Atlasbindung sind die Bindungspunkte gleichmäßig verteilt (Abbildung 28). Dieser Bindungstyp hat sehr gute mechanische Eigenschaften und eine gute Drapierbarkeit.

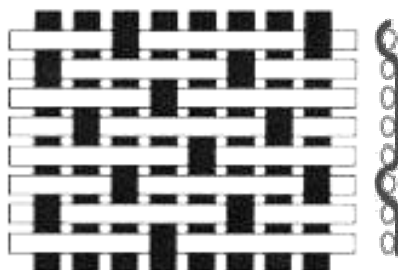


Abbildung 28: Atlas 1-4-Bindung (Skizze)

Um vollständig ebene Platten zu erhalten, ist eine symmetrische und ausgeglichene Anordnung der einzelnen Schichten erforderlich. Zur Herstellung von Laminaten mit 2 mm Materialdicke werden jeweils sechs Lagen CF-Gewebe und PA66-Folien von 100 μm übereinander gestapelt und verpresst.

Die CF-PA66-Verbunde werden in Zug- und Schubversuchen charakterisiert. Dabei wird auch der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit und der Temperatur auf das Werkstoffverhalten untersucht. Es wurden Zugversuche in Anlehnung an [34] und Schubversuche in Anlehnung an [35] durchgeführt. Abbildung 29 zeigt einen Überblick über die eingesetzten Probekörpergeometrien. Bei den Zugversuchen ist die Ausrichtung des Gewebes parallel bzw. normal zur Krafrichtung, während in den Schubversuchen das Gewebe um $\pm 45^\circ$ zur Krafrichtung orientiert ist.

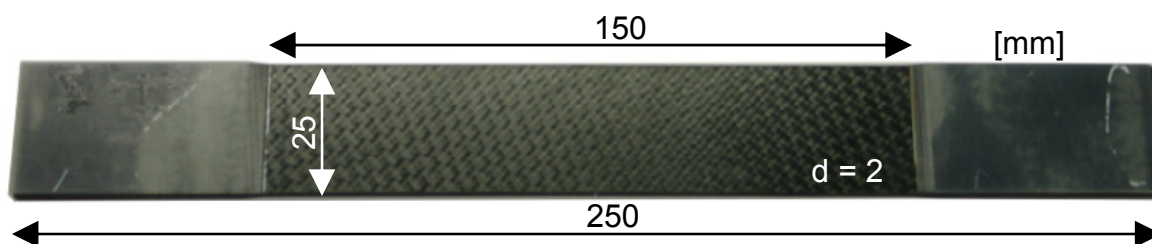


Abbildung 29: Probekörper der Zug- und Schubversuche an CF-PA66

Thermoplaste, besonders Polyamide, ändern bei Variation der klimatischen Prüfbedingungen ihr Kennwertenniveau. Deshalb sind Normklimata als Prüfbedingungen festgelegt worden, die hinsichtlich der Temperatur und Luftfeuchte den Durchschnittsbedingungen der gemäßigten europäischen Klimazone entsprechen und somit einsatz- und praxisnahe Bedingungen simulieren. Die bei Raumtemperatur durchzuführenden Versuche erfolgen bei einer Lufttemperatur von $23\text{ }^\circ\text{C} \pm 2\text{ }^\circ\text{C}$ und einer relativen Luftfeuchte von $50\text{ } \% \pm 10\text{ } \%$ [10]. Um diese Bedingungen während der

Versuche konstant zu halten, ist der Prüfraum mit einer Klimaanlage ausgestattet. Die Versuche bei +80 °C und -30 °C erfordern den Einsatz der Temperierkammer. Beim Konditionieren werden die Proben in einen Gleichgewichtszustand bezüglich ihrer Temperatur und ihres Feuchtegehalts gebracht. Diesen erreichen sie, wenn sie der genormten Atmosphäre ausgesetzt sind. Wie lange das Erreichen des Gleichgewichtszustands dauert, ist abhängig vom Werkstoff, von der Ausgangstemperatur der Proben und deren geometrischen Abmessungen. Eine Konditionierdauer von mindestens 88 Stunden ist einzuhalten [50]. Abbildung 30 zeigt die Ergebnisse der Charakterisierungsversuche an CF-PA66 in Form von Spannungs-Dehnungs-Kurven und Kennwerttabellen. Zusätzlich zu den Temperaturversuchen bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit (0,002 1/s) wurden Versuche bei erhöhter Dehnrates (20 1/s bzw. 40 1/s) und Raumtemperatur (23 °C) durchgeführt.

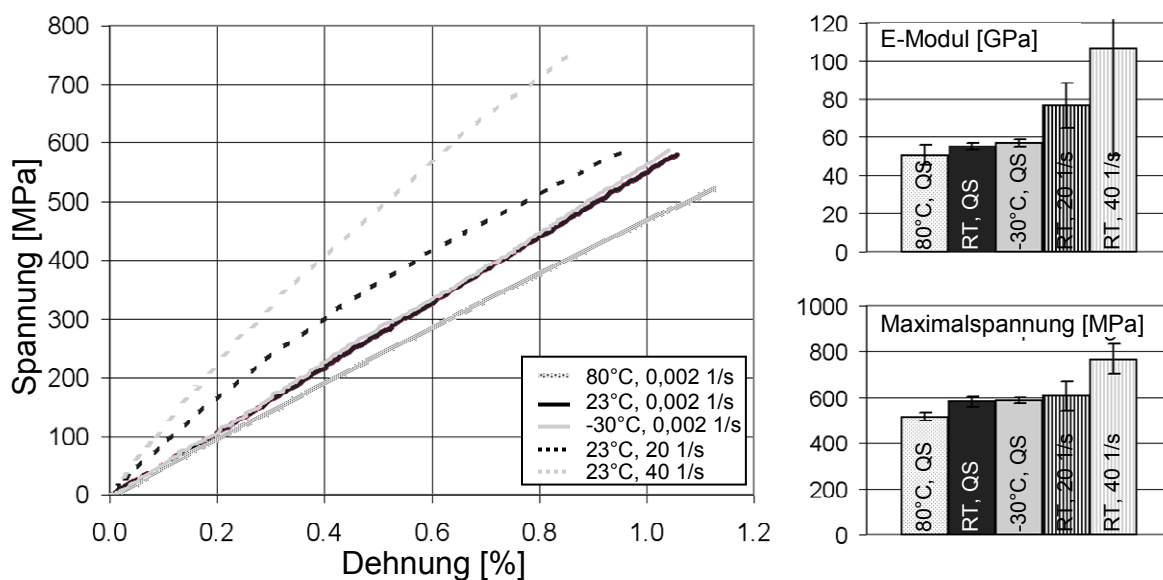


Abbildung 30: Spannungs-Dehnungs-Kurven und Kennwerte der CF-PA66 Füge­teile aus Zugversuchen [72]

5.2.2 Aluminiumlegierung (AlMg3)

Auf metallischer Seite kommt eine Aluminiumlegierung zum Einsatz. Aluminium und dessen Legierungen bilden eine bedeutende Leichtbauwerkstoffklasse, die besonders in den letzten Jahren und gerade im Automobilbau zunehmend an Bedeutung gewonnen hat. Bei der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Aluminiumlegierung handelt es sich um AlMg3 H22, das als wichtigste Legierungselemente einem Anteil

von bis zu 3,6 % Magnesium und verschiedene andere Metalle wie Mangan, Zinn oder Eisen in Anteilen von je unter 1 % enthält. Es wurde am Lehrstuhl für Werkstoffkunde der Universität Kaiserslautern im Anlieferungszustand (walzblank) mechanisch charakterisiert. Abbildung 31 zeigt die Spannungs-Dehnungs-Beziehung und wichtige Kennwerte in Abhängigkeit der Temperatur.

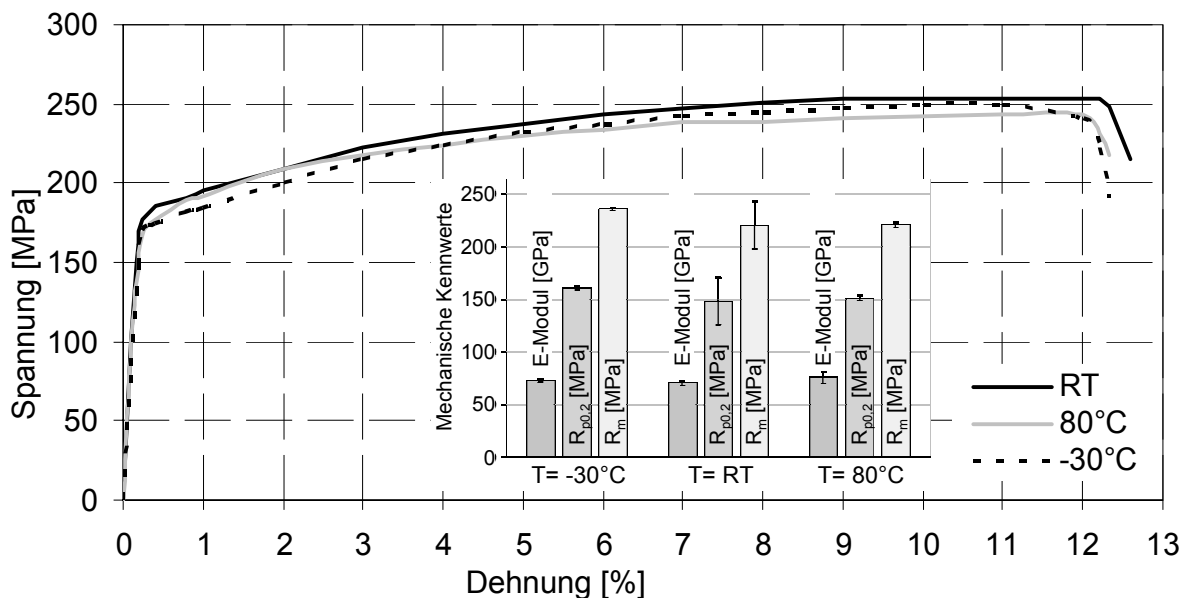


Abbildung 31: Spannungs-Dehnungs-Diagramm AlMg3 H22 [8]

Nach [53], [79], [24], [44] besitzt AlMg3 kein oder nur ein sehr geringes dehnratenabhängiges Steifigkeits- und Festigkeitsverhalten. Lediglich bei der Verformbarkeit wurden bei erhöhten Dehnraten Steigerungen registriert. Daher werden dehnratenvariante Untersuchungen an diesem Werkstoff nicht durchgeführt.

5.2.3 Polyamid 66

Im Rahmen dieser Arbeit wird das Polyamid in unverarbeiteter Form oder als CFK auf Normklima (23 °C, 55 % Luftfeuchte) konditioniert, um vergleichbare Wassergehalte im Werkstoff zu erreichen. Zugversuche an Folien werden in Anlehnung an Norm [34] bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten durchgeführt und ergeben die in Abbildung 33 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Verläufe.

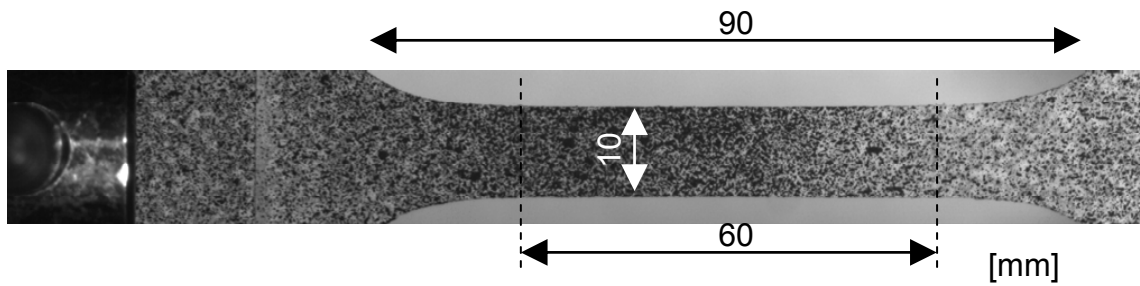


Abbildung 32: Probekörper der Zugversuche an PA66

Sowohl die Steifigkeit als auch die Fließspannung werden stark von der Temperatur und der Dehnrates beeinflusst. Während bei den unter quasistatischer Dehnrates durchgeführten Versuchen bei Raumtemperatur und bei 80 °C die Bruchdehnung deutlich größer als 40 % ist, versagen die Folien in den Versuchen bei -30 °C schon bei ca. 20 % Dehnung. Ein ähnlicher Effekt ist in den Versuchen bei höherer Dehnrates erkennbar. Hier versagen die PA-Folien schon bei ca. 15 % Dehnung.

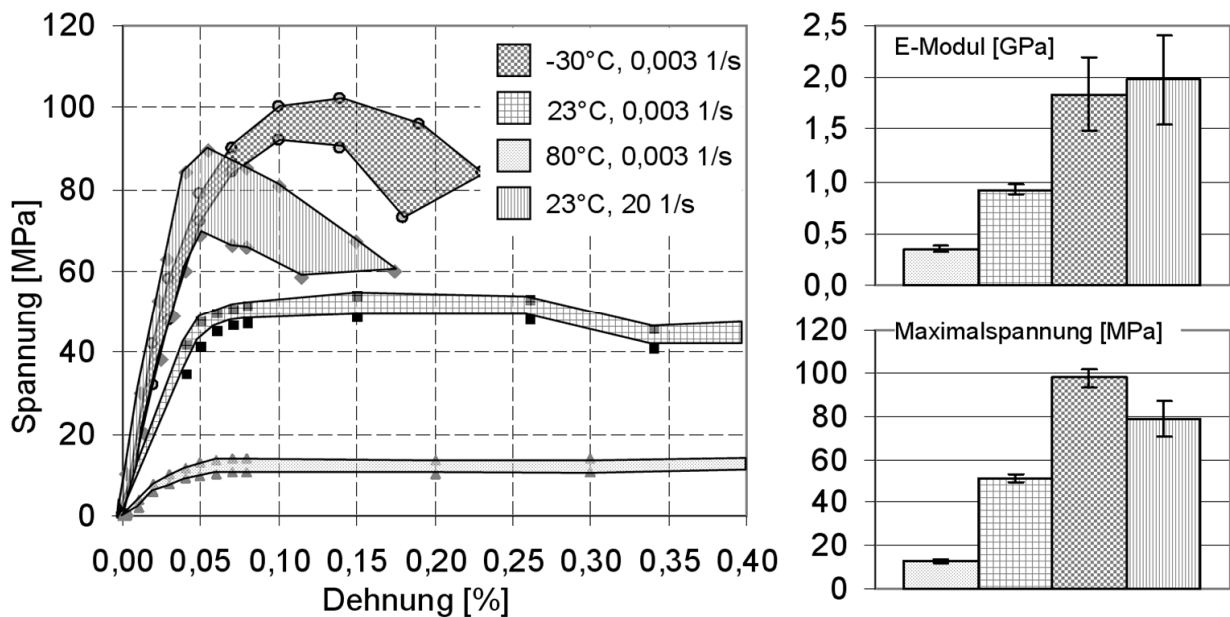


Abbildung 33: Spannungs-Dehnungs-Diagramm sowie Steifigkeiten und Festigkeiten von Polyamid 66 bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnrates

5.3 Mikroskopische Untersuchungen der Fügezone

Eine wichtige Größe für das aufzubauende FE-Modell und damit Hauptziel der mikroskopischen Untersuchungen ist die Geometrie und Beschaffenheit der Fügezone. Zwischen AlMg3 und CFK befindet sich eine Schicht aus Polyamid, die während des Schweißprozesses direkt in das schon im CFK befindliche Polyamid übergeht und die Verbindung herstellt. Beim Schweißvorgang wird ein Teil des Polyamids seitlich aus der Fügezone hinausgedrückt. Es ist also nicht möglich, ausgehend von den Herstdicken auf die tatsächlich nach dem Schweißvorgang vorherrschende Geometriesituation zu schließen. Daher werden an mehreren Proben Querschnittteile entnommen, eingebettet und geschliffen. Von diesen werden im Mikroskop Schliffbilder angefertigt. Das Vorgehen und das aus der Auswertung resultierende Ergebnis werden in diesem Kapitel dargestellt.

Der Querschnitt durch die Fügezone ist geeignet, um die Dicke der Fügezone analysieren zu können. Allerdings würde ein Schnitt parallel zur Orientierung der Rovings ein unvollständiges Bild der Fügezonendicke zeigen. Abbildung 34 zeigt diese Problematik in verschiedenen Detailstufen.

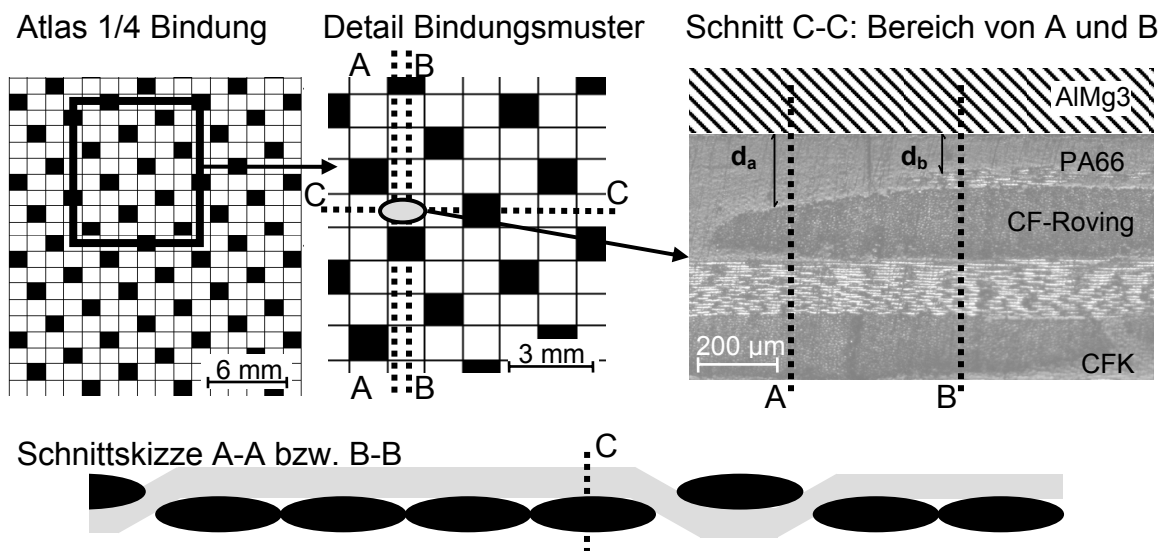


Abbildung 34: Skizze des CFK-Fügeteils im Bereich der Fügezone (Ansicht aus Richtung des AlMg3)

Zunächst ist das Bindungsmuster der fügezonennahen Laminatlage im CFK-Fügeteil skizziert. Weiße Quadrate symbolisieren dabei vertikal verlaufende, schwarze

Quadrate horizontal verlaufende Rovings. Ein horizontaler Schnitt könnte somit entlang A-A oder B-B verlaufen und könnte zu unterschiedlich großen Fügezonendicken führen. Um das zu verdeutlichen, wird imaginär zusätzlich ein Schnitt C-C durchgeführt, der in Schnittbereich A-A und B-B abgebildet ist. Hier ist der Roving, der von A-A und B-B entlang seiner Achse geschnitten wird, im Querschnitt zu sehen. In einem Schlibbild entlang A-A würde als Fügezonendicke, also dem Bereich zwischen Aluminium und CF-Roving, d_a gemessen. Ein Schnitt entlang B-B würde eine Dicke von d_b ergeben, die deutlich kleiner ist.

Bei Schnitten entlang der Rovingorientierung fehlt die Information über die Verhältnisse orthogonal zum Roving. Die Schnitte müssten also in beiden Richtungen durchgeführt werden, was praktisch nicht möglich ist. Abhilfe schafft hier ein Schnittwinkel von 45° zur Rovingorientierung. Bilder von solchen Schlibben zeigen beide Orthotropieebenen angeschnitten und liefern mehr Informationen.

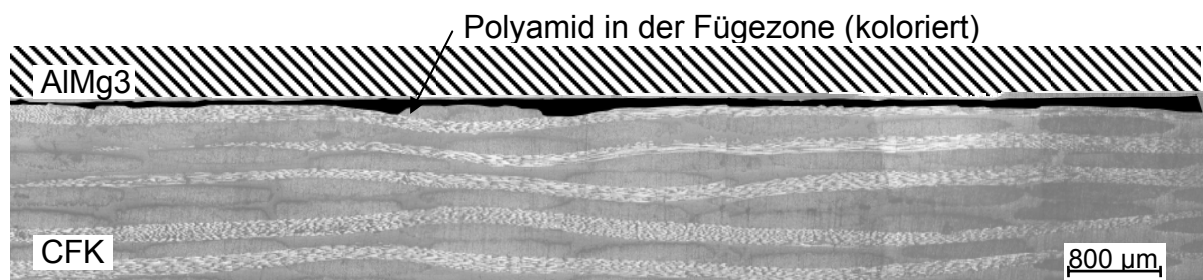


Abbildung 35: Schnitt durch ein verschweißtes CFK-Fügeteil

In diesen Schnitten ist die fügezonennahe Polyamidschicht koloriert, um sie auswertbar zu machen. Abbildung 35 zeigt ein typisches Schlibbild und die Auswertung der Dicke der Polyamidschicht. Es sind Bereiche mit relativ homogener, aber auch inhomogener Schichtdicke zu erkennen. Besonders an den Kreuzungspunkten der Kohlenstoffaservovings sind Dickensprünge erkennbar. Die Polyamid-Schichtdicke schwankt zwischen $15 \mu\text{m}$ und $150 \mu\text{m}$.

5.4 Quer-Druck-Versuche

Im Folgenden werden die Ergebnisse der Einzelversuche nur für den Fall der quasistatischen Versuche bei Raumtemperatur detailliert präsentiert und besprochen. Der charakteristische Kurvenverlauf und Versuchshergang ist bei den Versuchen

unter den Prüfgeschwindigkeits- und Temperaturvariationen vergleichbar, so dass der Übersichtlichkeit wegen Kurvenkennwerte und Kurvenumhüllende angeführt werden.

Im Versuchsverlauf kommt es zu einem Abschälen des AlMg3- vom CFK-Fügeteil. Bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit unter Raumtemperatur zeigt sich der in Abbildung 36 dargestellte Kraft-Verschiebungs-Verlauf. Zusätzlich ist eine exemplarische Kraft-Verschiebungs-Kurve eingezeichnet, um charakteristische Bereiche eindeutig markieren zu können. Eine Verbindung zwischen diesen global ermittelten Kurven und den lokal auftretenden Verformungen kann durch die in Abbildung 37a-e) dargestellten Bilder einer belasteten Probe hergestellt werden. In diesen Abbildungen sind zudem exemplarische Diagramme dargestellt, die die aktuelle Globalverschiebung in einem Kraft-Verschiebungs-Diagramm (F-u) kennzeichnen.

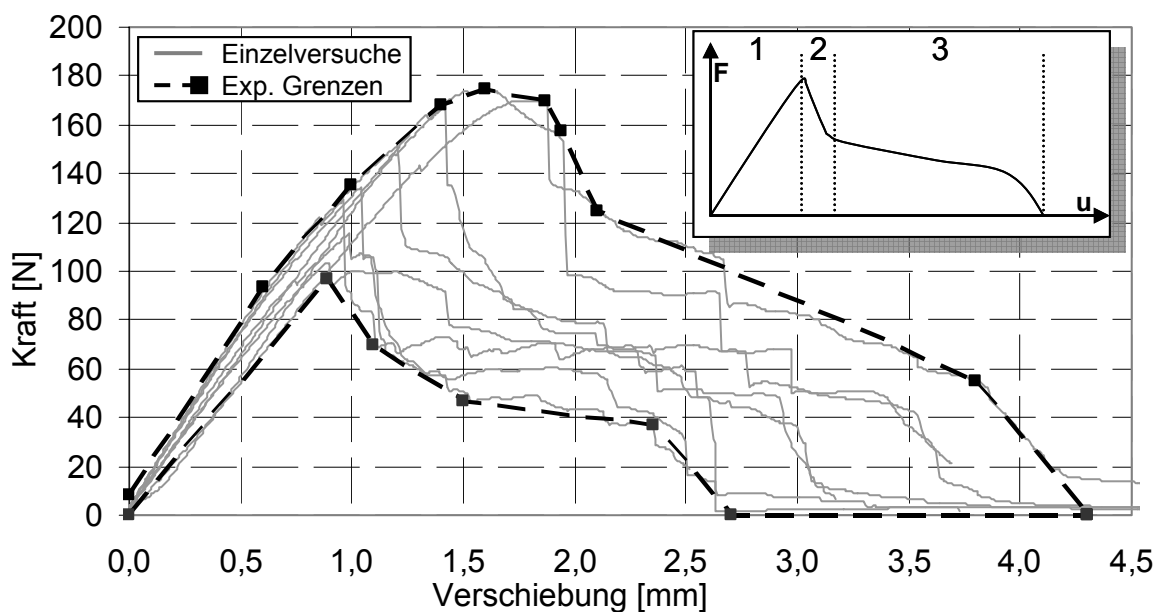


Abbildung 36: Kraft-Verschiebungs-Verlauf bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit im Quer-Druck-Versuch sowie die Einteilung einer Beispielkurve in Bereiche

Zu Beginn des Versuches (Abbildung 37a) steigen die Kurven im Bereich 1 nahezu linear an. Das zunächst ebene AlMg3-Fügeteil beginnt sich mit zunehmender Kraft vor allem am Übergang zwischen Fügezone und AlMg3 (Abbildung 37b) zu biegen. Zu Beginn des zweiten Bereiches bildet sich ein erster Riss in der Fügezone (Abbildung 37c) an dieser Stelle aus. Danach erfolgt ein plötzlicher Kraftabfall

ausgehend vom Kraftmaximum. Mit zunehmendem Risswachstum (Abbildung 37d) fällt die Kraft weiter bis zur vollständigen Separation der Füge Teile (Abbildung 37e). Bei dem Vergleich der Einzelversuche ist die Streuung in den unterschiedlichen Kurvenbereichen auffallend. Während die Unterschiede im ersten Bereich des Anstiegs in den geometrischen Abmessungen z.B. Fügezonlänge und den daraus resultierenden Varianzen in den Abständen der Fügezone zum Stempel bzw. zur Einspannung begründet sind, werden bei der Streuung der Maximalkraft die Unterschiede in der Fügezonbeschaffenheit deutlich. Allerdings ist hier anzumerken, dass der Kraftverlauf bedingt durch die Linienbelastung normal zur Fügezone extrem sensitiv auf kleinste Unterschiede in der Fügezonqualität reagiert.

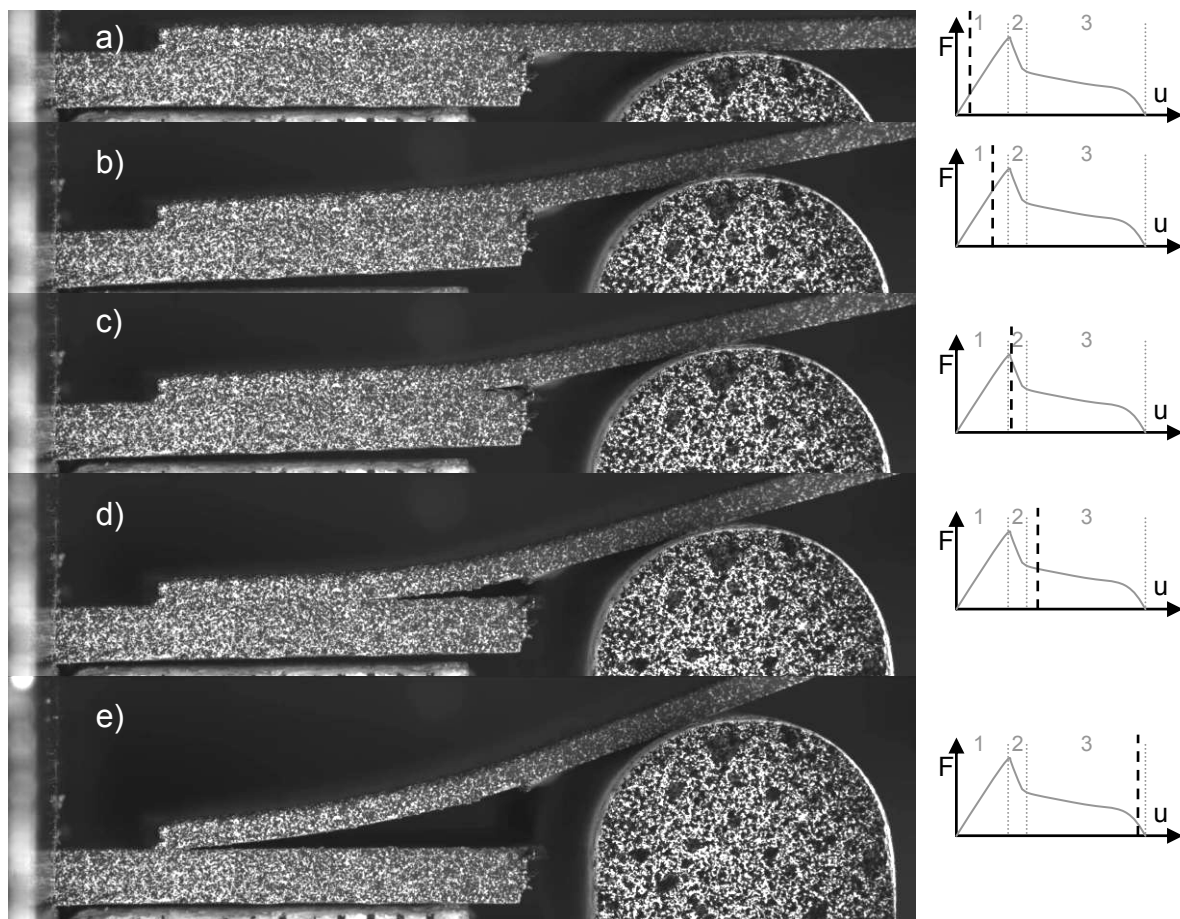


Abbildung 37: Bilder des Quer-Druck-Versuchsverlaufs und Position im Kraft-Weg-Diagramm

Die Beurteilung des Bruchbildes ergibt eine rein adhäsive Bruchfläche. Das AlMg3 ist makroskopisch frei von PA-Rückständen. Kap. 5.9 beschäftigt sich ausführlich mit der Analyse der Bruchbilder.

5.5 Schubversuche

Der in den Schubversuchen bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit gemessene Kraft-Verschiebungs-Verlauf ist in Abbildung 38 dargestellt. Dabei können die Kurven auch hier in drei Bereiche unterteilt werden, die in einem exemplarischen Kraft-Verschiebungs-Diagramm markiert sind. Um die Verformungszustände in diesen Bereichen auch optisch nachvollziehen zu können, ist in Abbildung 39a-d) eine Bildersequenz eines charakteristischen Versuchsablaufs mit dem Bezug zum Kraft-Verschiebungs-Diagramm zusammengestellt.

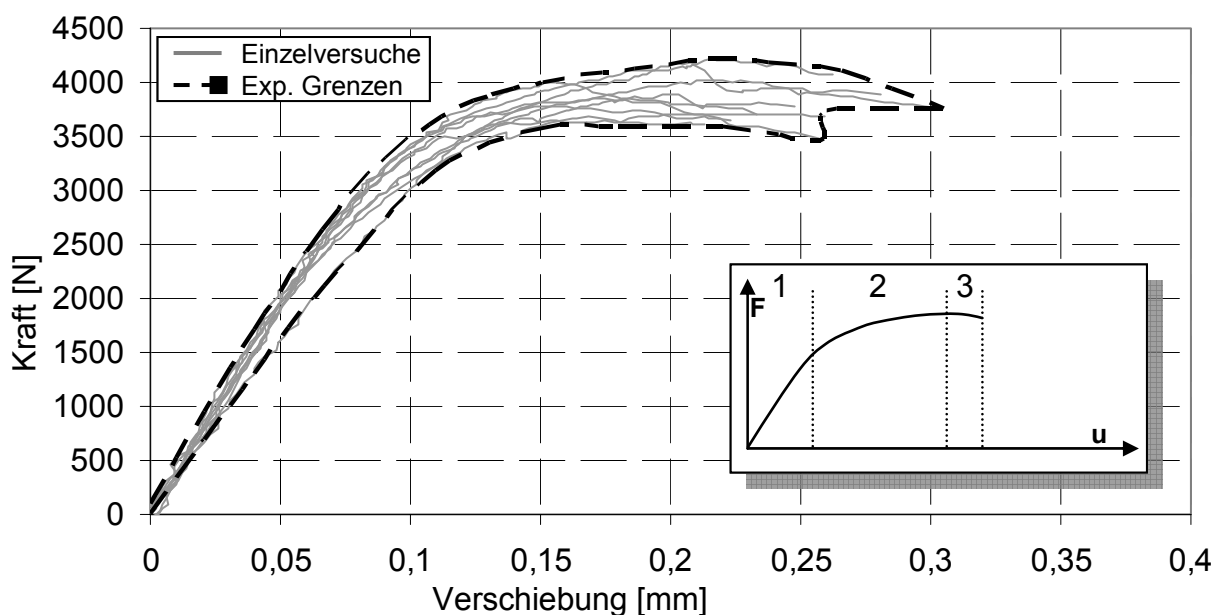


Abbildung 38: Kraft-Verschiebungs-Verlauf bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit im Schubversuch sowie die Einteilung einer Beispielkurve in Bereiche

Im Bereich 1 (Abbildung 39a) stellt sich ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen Kraft und Verschiebung ein, der im Bereich von 3400 N einen deutlichen Abfall der Kurvensteigung erfährt. Unterschiede in der Anfangssteigung sind im Wesentlichen auf die auftretenden geometrischen Abweichungen zwischen den Proben zurückzuführen. Da das CFK-Fügeteil steifer ist als das AlMg3-Fügeteil ($EA_{Al} = 1750 \text{ kN}$, $EI_{Al} = 146 \text{ kNm}^2$, $EA_{CFK} = 2700 \text{ kN}$, $EI_{CFK} = 900 \text{ kNm}^2$), sind die Proben mit einem etwas längerem freien CFK-Fügeteil global betrachtet steifer als die Proben mit einem etwas längerem AlMg3-Fügeteil. Das im Versuch vorherrschende Moment bringt das AlMg3-Fügeteil am Übergang von Fügebereich zu

Fügeteil zur Ausbildung eines „Fließgelenkes“. Dadurch kommt es im Bereich 2 zur Schrägstellung des Fügebereiches (Abbildung 39b) und wegen des geringeren Tangentenmoduls des AlMg3 im plastischen Bereich zu größeren Deformationen des AlMg3-Fügeteils. Das Risswachstum startet in der großen Mehrzahl der Versuche von der Seite des AlMg3-Fügeteils (Abbildung 39c). Zunächst ist es ein langsam fortschreitender Riss, der bei Erreichen des Kraftmaximums deutlich schneller wächst. Im folgenden Bereich 3 kommt es zu keiner weiteren Kraftsteigerung mehr bzw. sogar zu einem leichten Kraftabfall mit fortschreitendem Riss. Kurz vor dem Totalversagen wächst in der Mehrzahl der Versuche auch von der Seite des CFK-Fügeteils ein Riss in der Fügezone, der sich schnell mit dem schon stark fortgeschrittenen Riss von der AlMg3-Seite verbindet und somit die totale Trennung der Fügeteile bedingt (Abbildung 39d).

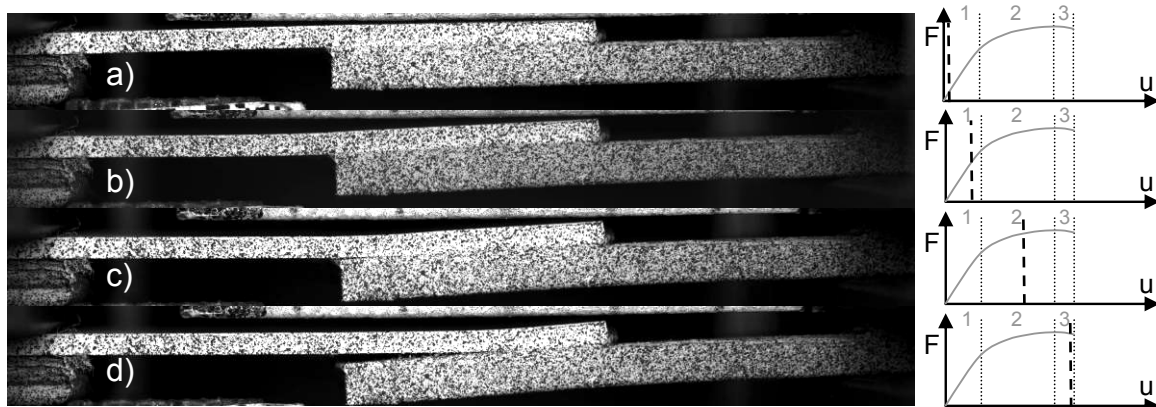


Abbildung 39: Bilder des Schubversuchsverlaufs und Position im Kraft-Weg-Diagramm

Vergleichbar zu den Quer-Druck-Versuchen ist das Bruchbild stark adhäsiv dominiert. Allerdings finden sich hier auf dem AlMg3 im Endbereich des AlMg3-Fügeteils punktuelle Verdunkelungen geringen Ausmaßes, die auf Polymeranhaftungen schließen lassen. Kap. 5.9 und Abbildung 68 beschäftigen sich ausführlich mit diesem Phänomen.

5.6 Validerversuche

Bei den Validerversuchen zeigt sich ein prinzipiell ähnlicher Versuchsverlauf wie bei den Schubversuchen. In Abbildung 40 sind die Kraft-Verschiebungs-Kurven der Versuche und in Abbildung 41a-d Bilder der einzelnen Verformungsstadien abgebil-

det. Zu Beginn des Versuches lässt sich in Bereich 1 (Abbildung 41a) ein nahezu linearer Anstieg der Kurve identifizieren, der im Wesentlichen geprägt ist von der linearen Dehnung des freien AlMg3- bzw. CFK-Fügeteils. Die wegen der geringen Biegesteifigkeit der Schweißprobe schon früh beginnende Schrägstellung lässt sich erst in der Kraft-Verschiebungs-Kurve erkennen, wenn sich das AlMg3 im Übergangsbereich zur Schweißung plastisch verformt (Abbildung 41b). Im weiteren Verlauf kommt es zur Ausbildung eines Risses beginnend von der AlMg3-Seite (Abbildung 41c) und zum Erreichen des Kraftmaximums. Im dritten Bereich (Abbildung 41d) bleibt die Kraft auf diesem Niveau und stärker als bei den Schubversuchen wächst ein Riss auch von der CFK-Seite. Dieser vereinigt sich mit dem schon vorhandenen Riss und führt innerhalb von Sekundenbruchteilen zu einem vollständigen Versagen der Schweißung.

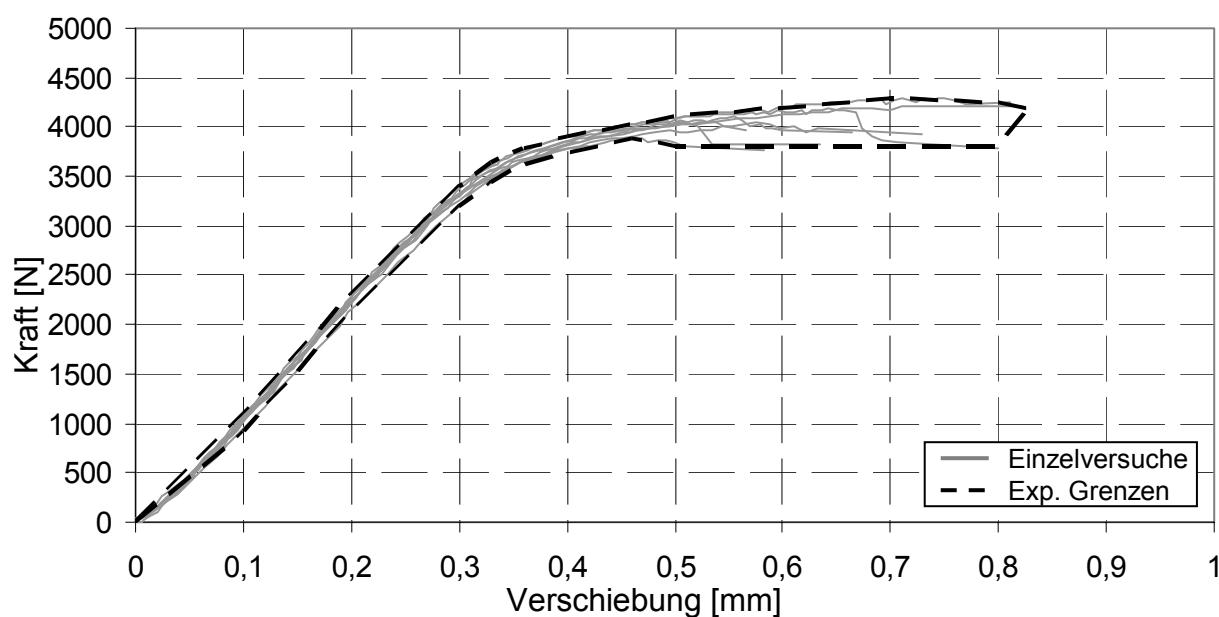


Abbildung 40: Kraft-Verschiebungs-Verlauf bei T2 und PG1 im Validierversuch

Grundsätzlich ist auffallend, dass das Streuband der Kurven schmäler ausfällt als bei den Schubversuchen. Ursache hierfür ist der prozentual geringere Einfluss der geometrischen Schwankungen bei den Schweißungen im Bereich von $\pm 0,5$ mm auf die größere freie Einspannlänge von 70 mm auf jeder Seite. Bei einem Vergleich der Verformungen zwischen Validier- und Schubversuch fällt auf, dass hier deutlich größere Verformungen erreicht werden. Allerdings ist das nicht auf die Schweißun-

gen an sich oder die Art der Belastung zurückzuführen, sondern auf den größeren Anteil der Fügeteilverformung im ungeschweißten Bereich.

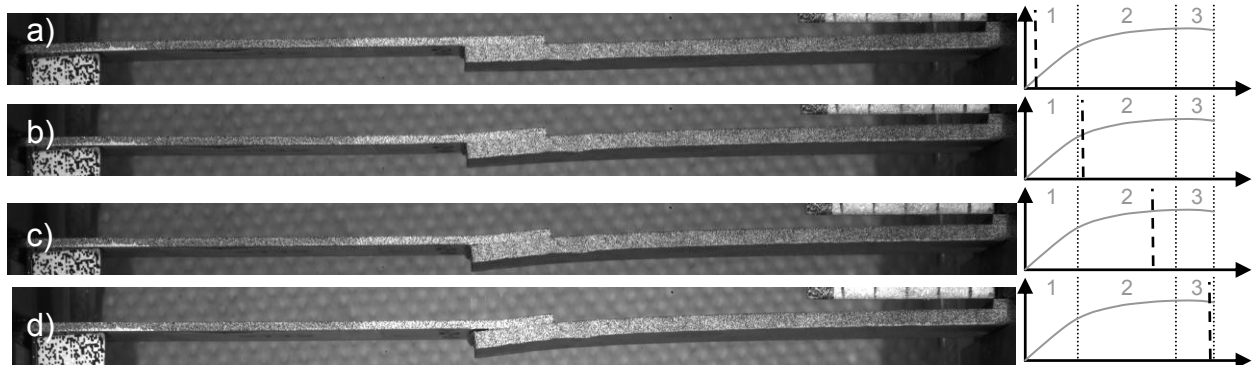


Abbildung 41: Bilder des Validierungsversuchsverlaufs und Position im Kraft-Weg-Diagramm

5.7 Einfluss der Temperatur

5.7.1 Quer-Druck-Versuche

Abbildung 42 zeigt den Einfluss der Temperaturvariation zwischen -30 °C und 80 °C bei Kraft-Verschiebungs-Verläufen der Quer-Druck-Versuche. Hier und in den folgenden Diagrammen zum Einfluss der Temperatur sowie der Prüfgeschwindigkeit werden aus Gründen der Übersichtlichkeit nur die experimentellen Streubänder, also die Einzelkurvenumhüllenden, und nicht die Einzelkurven selbst gezeigt. Die grundsätzliche Kurvencharakteristik, die anhand der quasistatischen Versuche bei Raumtemperatur erläutert und in Bereiche eingeteilt ist, findet sich auch bei den im Folgenden beschriebenen Variationen. Daher kann bei der Beschreibung der Kurven auf die eingeführten Bereichseinteilungen zurückgegriffen werden.

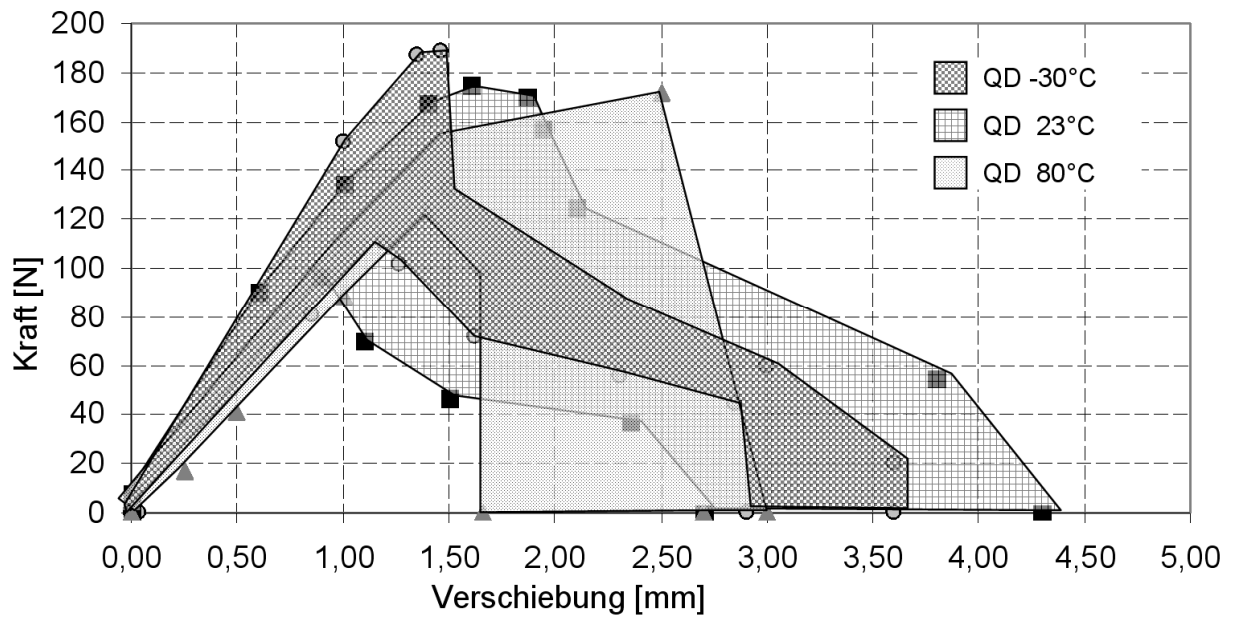


Abbildung 42: Kraft-Verschiebungs-Verläufe der Quer-Druck-Versuche bei unterschiedlichen Temperaturen

Im Bereich 1, dem Anstieg bis zur Maximalkraft lässt sich feststellen, dass die Maximalkraft mit sinkender Temperatur bei kleineren Verschiebungen erreicht wird. Sinkende Temperaturen führen zu einer Versteifung der beteiligten Werkstoffe, was zu diesem Effekt führt.

In Abbildung 43 ist der Einfluss der Temperaturvariation auf die hier und den folgenden Auswertungen als charakteristische Vergleichsgröße herangezogene Maximalkraft aufgetragen. Eingezeichnet sind hier die Mittelwerte der Maximalkräfte aus den durchgeführten Versuchen mit der statistischen Streuung dieser Werte. Weil es sich hierbei um Einzelwerte handelt, ist es im Vergleich zu den Streubändern in Abbildung 42 möglich, eine Mittelung und eine Aussage zur Statistik zu erreichen. Es ist ersichtlich, dass sich hier kaum Unterschiede einstellen bzw. die Unterschiede innerhalb der statistischen Streuung der Versuche liegen. In den untersuchten Temperaturen schwanken die Mittelwerte der Maximalkräfte im Bereich von 145 N bis 155 N.

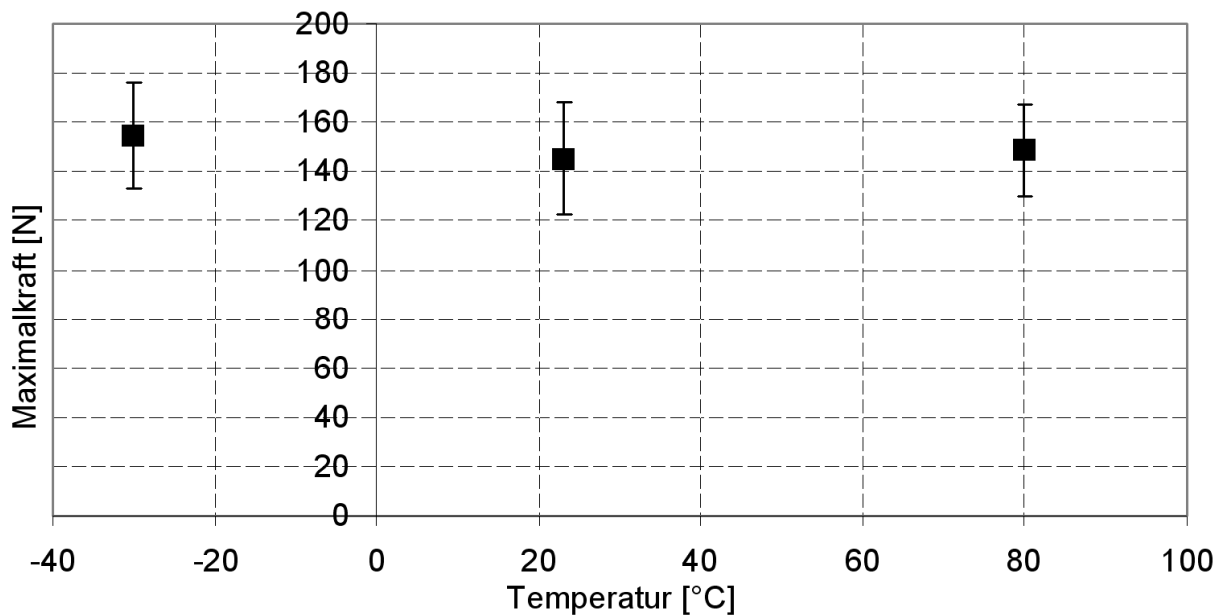


Abbildung 43: Einfluss der Temperatur auf die Maximalkraft bei den Quer-Druck-Versuchen

Das ist nicht unbedingt zu erwarten, denn die Werkstoffeigenschaften von Polyamid sind in großem Maße von der Temperatur abhängig (Abbildung 33). Bei Tieftemperaturen kommt es zu einer Versteifung und Verfestigung bei gleichzeitiger Versprödung des Polyamids, während bei Hochtemperaturen ein Steifigkeits- und Festigkeitsabfall kombiniert mit einem Duktilitätsanstieg auftritt. Die Änderung der Duktilität sorgt dafür, dass sich die erreichten Kräfte nicht deutlicher unterscheiden. Trotz der signifikanten Festigkeitsabnahme von Polyamid bei 80 °C kann die angreifende Kraft wegen der höheren Duktilität auf eine größere Fläche verteilt werden, was die Maximalspannung senkt. Allerdings darf die Fügezone nicht auf die reinen Polyamideigenschaften reduziert werden (Abbildung 54), was weiter unten bei der Analyse der Bruchbilder näher erläutert wird. Die höhere Steifigkeit und Festigkeit bei Temperaturen von -30 °C führen wegen der geringeren Bruchdehnung nicht zu einer höheren übertragbaren Kraft.

Die Unterschiede im Bereich 2 besonders in der Streubandbreite resultieren aus dem frühen Versagen einzelner Proben. Bei den Versuchen bei -30 °C ist das Streuband relativ schmal, was wahrscheinlich aber auf die geringere Zahl an auswertbaren Versuchen zurückzuführen ist. Bei den Versuchen bei -30 °C liegen nur 5 Einzelkurven zugrunde, während bei den anderen Versuchen 10-12 Einzelkurven vorliegen.

Der Bereich 3 ist in den Versuchen bei -30 °C und RT ähnlich, was den charakteristischen Verlauf und die Maximalverschiebungen angeht. Bei den Versuchen bei 80 °C existiert Bereich 3 nicht oder nur in sehr begrenztem Ausmaß. Nach Erreichen der Maximalkraft fällt die Kraft bei keiner bzw. nur noch sehr geringer Verschiebungszunahme auf null ab; der Riss wächst also wesentlich schneller.

Bei der Auswertung der Bruchbilder ist zu beobachten, dass sich unabhängig von der Temperatur in allen Versuchen ein vergleichbares adhäsives Versagen in der Grenzschicht zwischen Polyamid und AlMg3 einstellt. Somit ist also nicht das Erreichen der Festigkeit des Fügeworkstoffs der Versagensgrund, sondern die Haftung zwischen AlMg3 und Polyamid. Auf diese Haftung normal zur Fügezonenebene scheint die Temperaturvariation und auch die deutlichen Eigenschaftsänderungen des Polyamids keinen signifikanten Einfluss zu haben. Einzig das Risswachstum des adhäsiven Versagens der Versuche bei 80 °C ist beschleunigt.

5.7.2 Schubversuche

Abbildung 44 zeigt die Kraft-Verschiebungs-Verläufe bei -30 °C , 23 °C und 80 °C . Es ist zu erkennen, dass sich die experimentellen Bandbreiten bei den unterschiedlichen Temperaturen stark überschneiden.

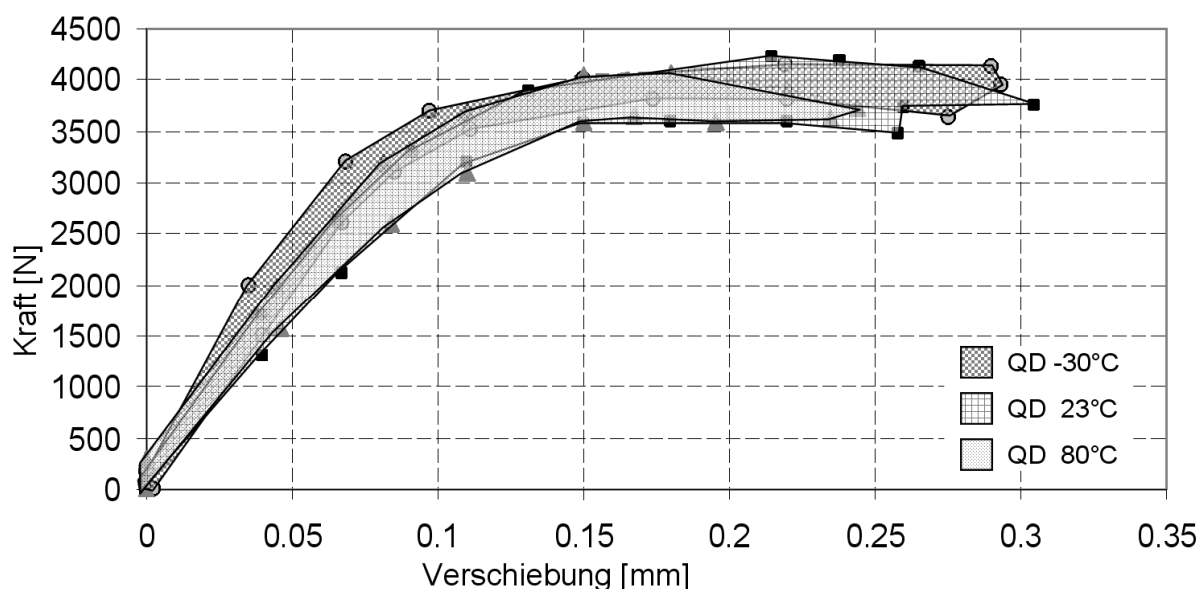


Abbildung 44: Kraft-Verschiebungs-Verläufe der Schubversuche bei unterschiedlichen Temperaturen

Die Versuche bei 23 °C zeigen einen etwas steileren Anstieg in Bereich 1, der wie bei den Quer-Druck-Versuchen dem temperaturbedingten Steifigkeitszuwachs der Fügwerkstoffe anzurechnen ist. Ansonsten ist in den weiteren Bereichen der Versuche eine große Ähnlichkeit feststellbar. Es ist auffallend, dass wie bei den Quer-Druck-Versuchen auch die Maximalverformung bei 80 °C ca. 20 % niedriger ist als bei den anderen Temperaturen, was ebenfalls auf ein bei 80 °C beschleunigtes Risswachstum zurückgeführt werden kann. Die Maximalkräfte liegen bei -30°, bei 23 °C und bei 80 °C im Bereich von 4000 N.

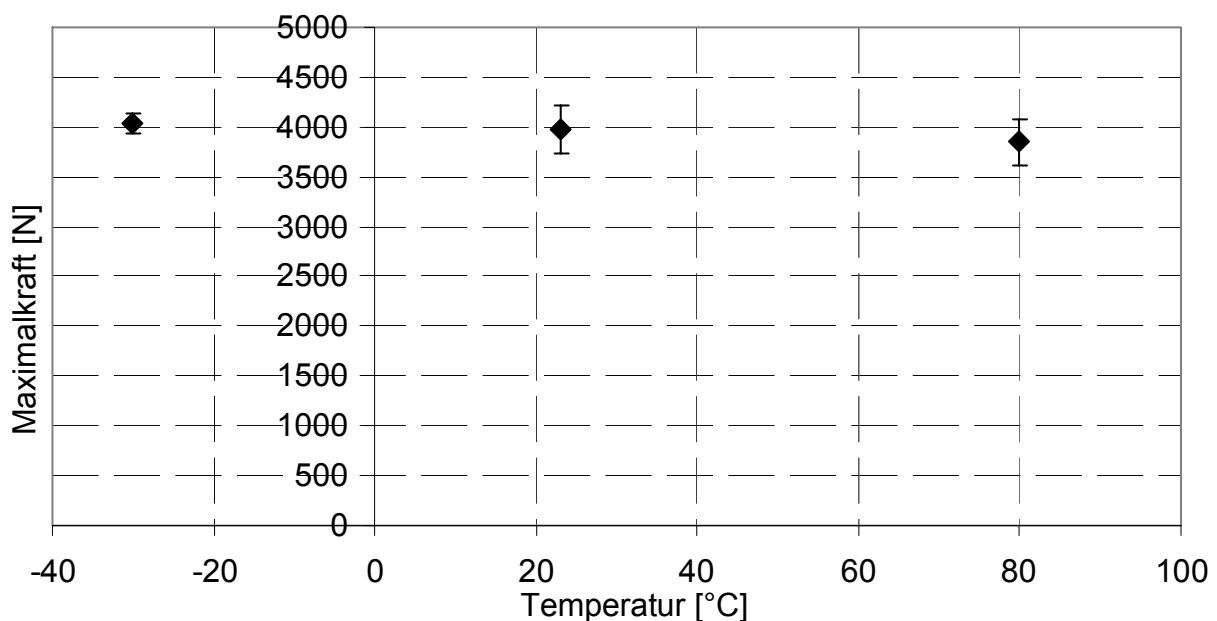


Abbildung 45: Einfluss der Temperatur auf die Maximalkraft der Schubversuche

Bei den Schubversuchen unter Temperaturvariation treten differenzierte Bruchbilder auf. Während die Proben bei 80 °C ähnlich adhäsiv versagen wie die Proben bei Raumtemperatur, finden sich bei den Proben bei -30 °C kohäsive Bereiche am Ende des AlMg3-Fügeteils (Abbildung 68). Trotzdem kommt es zu keiner signifikanten Änderung der maximal übertragbaren Kraft, die nur durch die Versprödung des Polyamids erklärt werden kann.

5.8 Einfluss der Prüfgeschwindigkeit

5.8.1 Quer-Druck-Versuche

Der Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Kraft-Verschiebungs-Kurven ist in Abbildung 46 abzulesen. Hier ist kein Unterschied in der grundsätzlichen Kurvencharakteristik bei den untersuchten Geschwindigkeiten zwischen 0,03 mm/s und 1500 mm/s feststellbar.

Der Kurvenanstieg in Bereich 1 ist über die untersuchten Geschwindigkeiten neben einer etwas breiteren Streuung bei höheren Geschwindigkeiten nahezu unverändert.

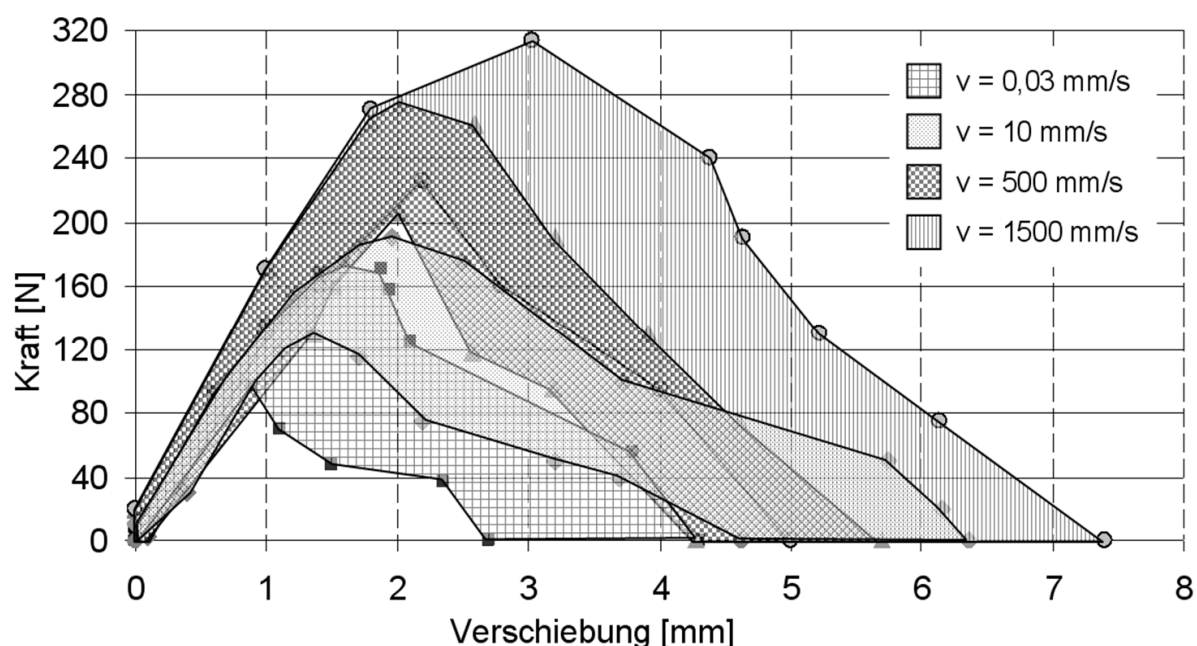


Abbildung 46: Kraft-Verschiebungs-Verläufe der Quer-Druck-Verläufe bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten

Der auffälligste Unterschied ist im Bereich der Maximalkräfte zu verzeichnen. Abbildung 47 zeigt die gemittelten Maximalkräfte aller Versuche mit deren statistischer Abweichung im untersuchten Bereich zwischen 0,03 mm/s und 1500 mm/s. Die maximal erreichte Kraft zeigt mit steigender Prüfgeschwindigkeit einen Anstieg um bis zu 90 %. Bedingt durch die größere übertragene Kraft ist die plastische Verformung der abgetrennten AlMg3-Fügeteile deutlich stärker ausgeprägt als bei den quasistatischen Versuchen. Die Streuung der Maximalkräfte ist bei den untersuchten Geschwindigkeiten ähnlich.

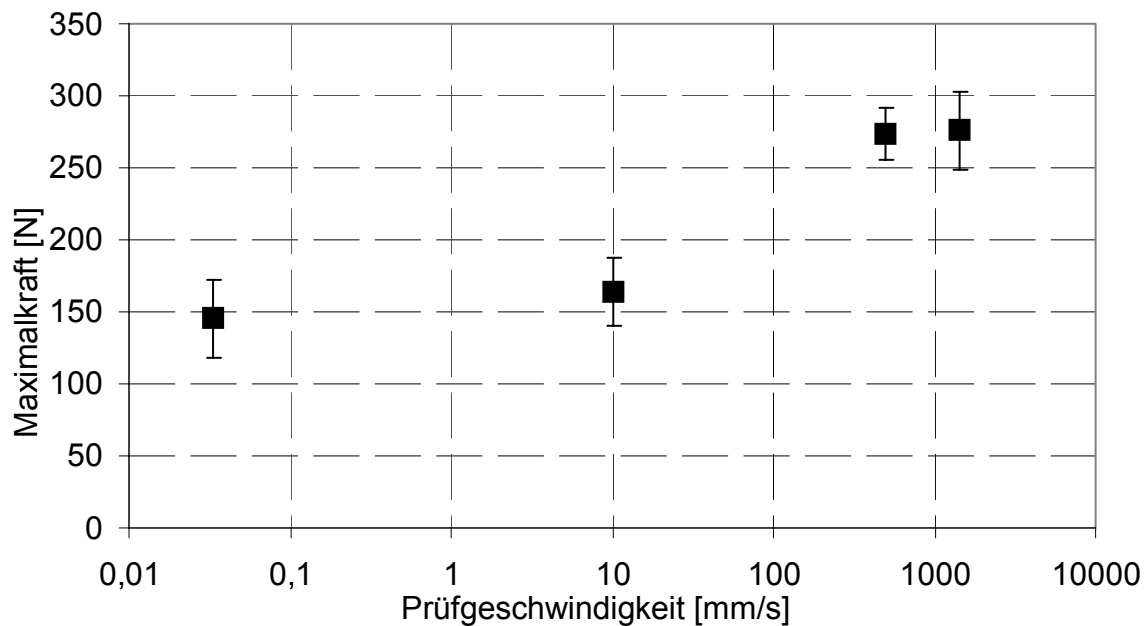


Abbildung 47: Einfluss der Prüfgeschwindigkeit auf die Maximalkraft bei den Quer-Druck-Versuchen

Auch im Bereich 3, dem degressiven Verlauf bis zum Versagen, sind bei den Geschwindigkeiten von 500 mm/s und 1500 mm/s Unterschiede feststellbar zu den Verläufen bei den Geschwindigkeiten von 0,03 mm/s und 10 mm/s: Der Bereich ist relativ zu den niederen Geschwindigkeiten kürzer und stärker abfallend. Die Maximalverschiebung ist durch die ausgeprägtere plastische Verformung des AlMg3 im Übergang zur Fügezone absolut betrachtet größer.

Erklärungen für die stark angestiegene Maximalkraft sind im Bruchbild zu finden. Während in den Versuchen bei quasistatischer Geschwindigkeit durch das adhäsiv dominierte Versagen makroskopisch nicht sichtbare Polyamidrückstände am AlMg3 haften, sind bei den größeren Geschwindigkeiten großflächig Polyamidreste auf der AlMg3-Seite zu finden. Abbildung 51 zeigt diese Unterschiede bei Bruchflächen einzelner charakteristischer Versuche. Es tritt bedingt durch die Prüfgeschwindigkeit ein stärker kohäsives Versagen auf. Zurückzuführen ist das auf den Bindemechanismus in der Grenzschicht zwischen Polyamid und korundgestrahltem AlMg3, der ausführlicher in Kap. 5.9 beleuchtet wird.

Zusätzlich beeinflusst wird die geschwindigkeitsabhängige Festigkeitssteigerung der Schweißungen durch die Eigenschaft, dass Polyamid mit steigender Dehnrage an Steifigkeit und Festigkeit zunimmt. Es ist allerdings anzumerken, dass der zweite

genannte Effekt der Polyamidverfestigung alleine ohne den Verhakeffekt nicht zu einer Maximalkrafterhöhung der Schweißung in genannter Größenordnung führen würde. Die limitierende Größe in der Kraftschlusskette AlMg3-Grenzschicht-Polyamid-Grenzschicht-CFK wäre die maximal übertragbare Kraft in der Grenzschicht zwischen AlMg3 und Polyamid. Ein Hinweis, dass auch der dehnratenbedingte CFK-Steifigkeitsanstieg einen Einfluss auf die maximal übertragbare Kraft hat, ist bei den erreichten Maximalkräften in den Versuchen bei -30 °C zu finden. Hier ist keine Erhöhung der Maximalkraft zu verzeichnen, obwohl das Polyamid hier ebenfalls steifer und fester ist als bei Normaltemperatur.

5.8.2 Schubversuche

Die Streubänder der untersuchten Geschwindigkeiten sind in Abbildung 48 dargestellt. Auch hier ist der charakteristische Kurvenverlauf über die untersuchten Geschwindigkeiten unverändert, allerdings verschieben sich die Anteile an der Gesamtverschiebung zwischen den drei Bereichen deutlich.

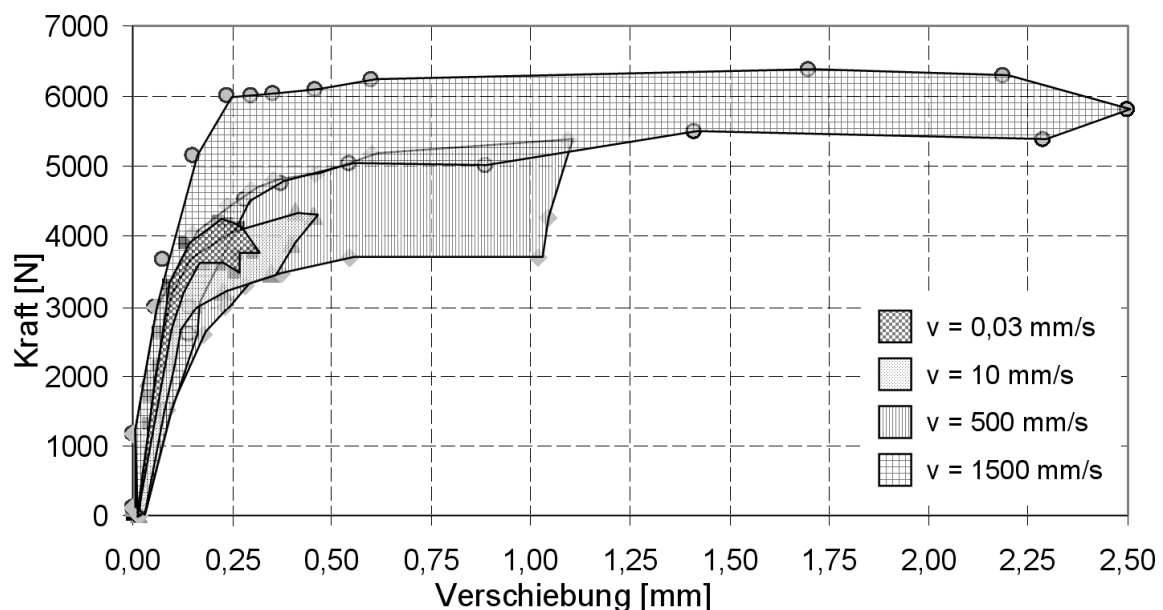


Abbildung 48: Kraft-Verschiebungs-Verläufe der Schubversuche bei unterschiedlichen Prüfgeschwindigkeiten

Im Bereich 1 sind abgesehen von den breiten Streuungen bei höheren Geschwindigkeiten keine signifikanten Steifigkeitsunterschiede feststellbar. Bei den Schubversuchen sind im Bereich der Maximalkräfte ähnliche Effekte erkennbar wie bei den

Quer-Druck-Versuchen, der Anstieg ist jedoch nicht ganz so ausgeprägt (Abbildung 49). Im untersuchten Prüfungsbereich zwischen 0,017 mm/s und 1500 mm/s erhöht sich die Maximalkraft mit steigender Prüfungsgeschwindigkeit um bis zu 60 %. Allerdings kommt es in der Mehrzahl der durchgeführten Versuche bei 1500 mm/s zu einem Fügegliedversagen im AlMg3, weswegen hier eigentlich eine etwas höhere in der Fügezone übertragbare Kraft erwartet werden kann. Bei den dazwischen liegenden Prüfungsgeschwindigkeiten ist der Anstieg geringer.

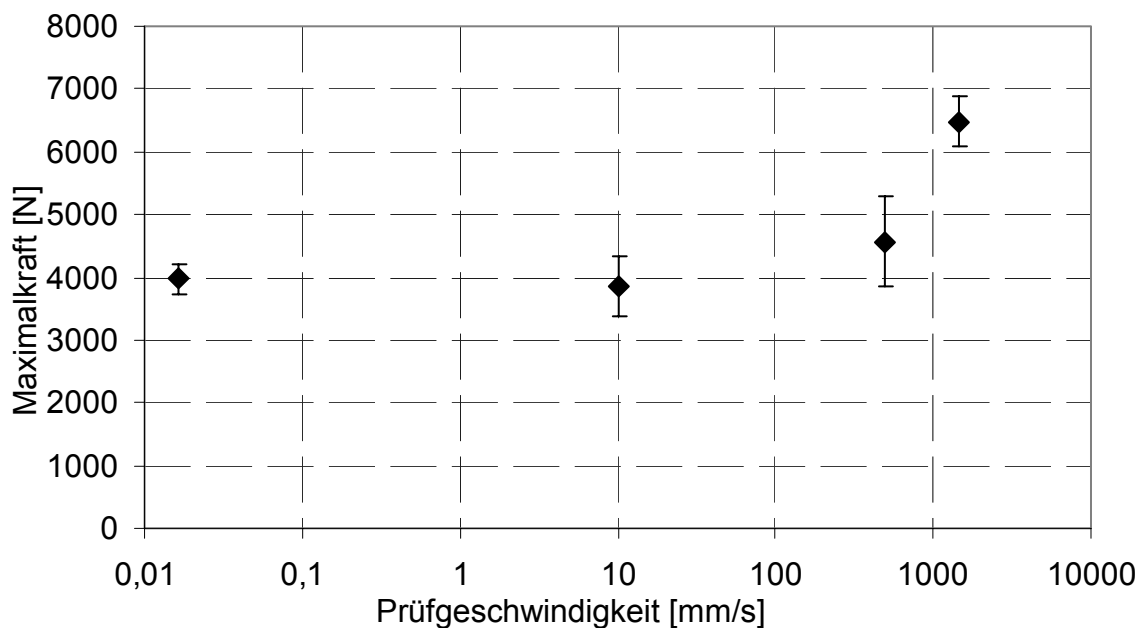


Abbildung 49: Einfluss der Prüfungsgeschwindigkeit auf die Maximalkraft bei den Schubversuchen

Auffallend sind die etwas größere Anfangssteigung der Versuche bei 1500 mm/s und der plötzlichere Übergang in den Bereich 2. Die Gründe hierfür sind der Steifigkeitsanstieg des CFK und auftretende Trägheitseffekte, die dazu führen, dass sich die Fügezone erst bei einem fortgeschritteneren Versuchsverlauf schrägstellt. Dadurch tritt der Steigungsabfall durch die Schrägstellung relativ zu den anderen Versuchen bei größeren Verschiebungen auf.

Den signifikantesten Einfluss hat die Prüfungsgeschwindigkeit auf die Verschiebung zum Zeitpunkt des Versagens. Im Vergleich zu den Versuchen bei 0,03 mm/s ist hier in den Versuchen bei 1500 mm/s eine Steigerung um bis zu 830 % zu verzeichnen. Wegen der höheren Kräfte kommt es im AlMg3-Fügeglied zu einer großflächigen Plastizierung, die den Großteil dieses Verschiebungszuwachses verantwortet.

Anschaulich wird dies, wenn man die Schweißprobe, wie in Abbildung 50 dargestellt, in 3 Sektionen aufteilt und die Verschiebungen der Punkte an den Sektionsübergängen messtechnisch erfasst. Die Sektionen sind der freie Teil des AlMg3 (S1), der Fügebereich, in dem AlMg3 und CFK verbunden sind (S2), und der freie Teil des CFK-Substrates (S3). Die Messpunkte 1 und 2 liegen an den beiden Enden des Fügebereiches und der Punkt 3 stellt die globale Verschiebung an der Einspannung dar. Die Verschiebungen dieser Messpunkte sind bezogen auf die Verschiebungen der Einspannung am AlMg3 (Messpunkt 0). Somit können die Anteile der unterschiedlichen Sektionen an der Globalverschiebung sichtbar gemacht werden.

Abbildung 50 zeigt die Verschiebungen an diesen Messpunkten in zwei charakteristischen Versuchen bei Geschwindigkeiten von 0,03 mm/s und 1500 mm/s. Die Achsen sind aus Vergleichsgründen normiert; die Verschiebung ist normiert auf die Verschiebung beim Versagen (entspricht 100 %) und die Versuchszeit ist normiert auf den Zeitpunkt des Versagens (entspricht 100 %). Um einen zeitlichen Bezug zu den übertragenen Kräften herstellen zu können, ist zusätzlich auch ein Kraft-Zeit-Diagramm dieser Versuche abgebildet.

Es ist zu erkennen, dass der Dehnungsanteil des AlMg3 in Sektion 1 zum Zeitpunkt des Versagens zwischen den Versuchen bei Geschwindigkeiten von 0,03 mm/s und 1500 mm/s von 40 % auf 60 % steigt. Der große Anteil der AlMg3-Verschiebung liegt einerseits an den im Vergleich zum CFK-Fügeteil geringeren Grundsteifigkeiten ($EA_{Al} = 1750 \text{ kN}$, $EI_{Al} = 146 \text{ kNmm}^2$, $EA_{CFK} = 2700 \text{ kN}$, $EI_{CFK} = 900 \text{ kNmm}^2$) des AlMg3-Fügeteils und andererseits daran, dass das AlMg3 schon früh im Versuchsverlauf beginnt sich plastisch zu verformen. Bei einer die Biegung vernachlässigenden Betrachtung der Sektion 1 als einachsiger belasteter Zugstab wäre $R_{p0,2}$ bei einer Kraft von etwa 3750 N erreicht. In der Realität liegt allerdings ein über die Fügeteildicke inhomogen verteilter Spannungszustand im AlMg3 vor, der dazu führt, dass das AlMg3-Fügeteil bereichsweise schon früher plastiziert.

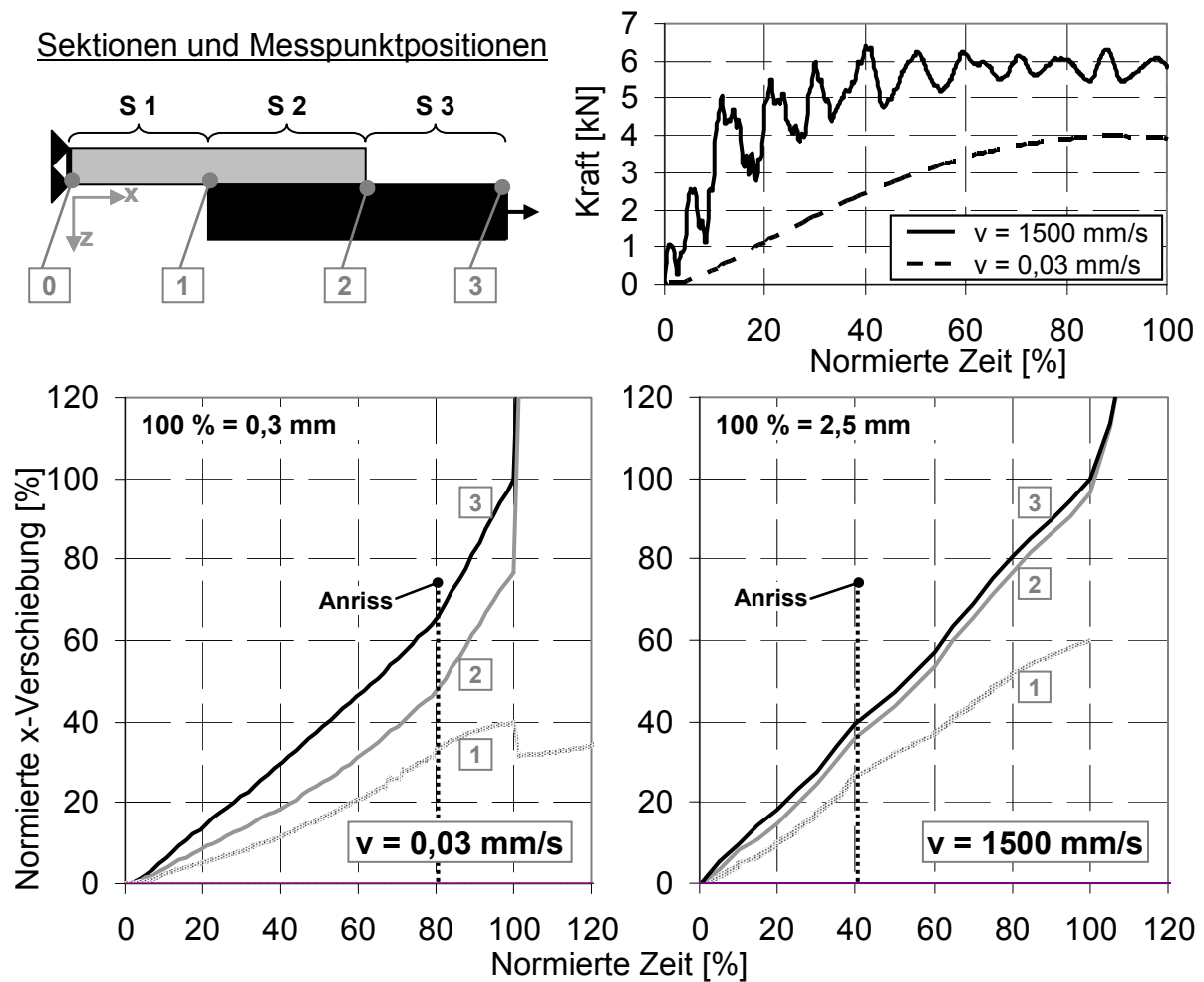


Abbildung 50: Vergleich der Verschiebungsanteile in den Probensektionen in je einem exemplarischen Versuch bei 0,03 mm/s und bei 1500 mm/s

Sektion 2 hat in den Versuchen bei beiden Geschwindigkeiten einen Anteil von ca. 35 % an der Gesamtverschiebung. Hierbei ist zu beachten, dass sich zu der wirklichen Dehnung dieser Sektion im Verlauf des Versuches auch Anteile aus der Verdrehung dieser Sektion überlagern, die in dieser Art von Messpunktverfolgung als Längsverschiebung aufgefasst werden. Hinzu kommt, dass die Sektion 1 nach dem Beginn des Anrisses wegen der fortschreitenden Separation der Fügeteile wächst und demzufolge der intakte Fügebereich in Sektion 2 schrumpft. Zum Zeitpunkt des Versagens ist diese Separation der Fügeteile auf bis zu 50 % der ursprünglichen Fügelänge gewachsen. Das bedeutet für die Zeit nach dem Anriss, dass in dem Verschiebungsanteil des Messpunktes 2 auch Anteile stecken, die auf die Dehnung

von separiertem AlMg3 zurückzuführen sind und demzufolge eine zusätzliche prozentuale Vergrößerung dieses Bereiches stattfindet.

Die Verschiebung in Sektion 3 nimmt prozentual mit steigender Geschwindigkeit von 25 % auf fast 5 % stark ab und entspricht der elastischen Dehnung, die das CFK unter der jeweiligen Last erfährt. Im Abgleich zwischen den jeweiligen Verschiebungs-Zeit- und Kraft-Zeit-Kurven ist zu erkennen, dass ab dem Zeitpunkt, an dem die übertragenen Kräfte konstant bleiben, auch die Anteile der Sektionen 3 konstant bleiben. Nach dem ersten Anriss ist es bei 1500 mm/s prozentual gesehen noch sehr viel länger möglich Last zu übertragen und Verformungen in die Probe einzubringen. Mit einem Anteil von 95 % an der Gesamtverformung dominieren hier die Sektionen 1 und 2, also im Wesentlichen das AlMg3-Fügeteil.

Grundlage für diesen Verformungszuwachs ist die höhere übertragbare Kraft, die auf die bessere Haftung des Polyamids am AlMg3 die Steifigkeitssteigerung des CFK und die Steifigkeits- und Festigkeitssteigerung des Polyamids zurückzuführen ist. Der Steifigkeitsanstieg des CFK unterstützt von Trägheitseffekten führt zudem dazu, dass die Schiefstellung der Fügezone erst später im Versuchsverlauf auftritt. Die Bruchbilder der Versuche bei einer Geschwindigkeit von 500 mm/s und 1500 mm/s zeigen einen ähnlichen bzw. größeren Unterschied zu den adhäsiv dominierten Bruchbildern bei den niedrigeren Geschwindigkeiten als bei den Quer-Druck-Versuchen (Abbildung 52). Die Proben bei 1500 mm/s haben große Bereiche kohäsiven Versagens am Ende des AlMg3-Fügeteils. Abbildung 68 erläutert Zusammenhänge beim Auftreten der Polymeranhaftungen.

5.9 Bruchflächenanalyse

Aus der Analyse der Bruchflächen lassen sich die Versagensart feststellen und Rückschlüsse auf den Versagenshergang ziehen. Um zusätzlich zur Analyse mit dem bloßen Auge detaillierte Informationen zu erhalten, werden von repräsentativen Proben Aufnahmen mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) angefertigt. Dabei ist es von besonderem Interesse, Indizien zu finden, die eine mechanische Verhakung der polymeren Matrix an dem korundgestrahlten AlMg3 belegen. Dass physikalische Bindungen ebenfalls einen Beitrag leisten, wurde in [87] nachgewiesen.

Zur Unterscheidung zwischen AlMg₃ und Polyamid trägt die bei REM-Aufnahmen eigentlich ungewünschte Eigenschaft von Kunststoffen bei, sich wegen der schlechten Leitfähigkeit bei Elektronenbeschuss aufzuladen. Die Primärelektronen können nicht abgeleitet werden, wodurch es bei Isolatoren zu Abschirmeffekten kommt, welche die im Normalfall gewünschte Oberflächenanalyse dieses Bereiches durch Überstrahlung verhindern. Je höher der Vergrößerungsfaktor und je dicker die Isolationsschicht dabei ist, desto intensiver laden sich Isolatoren auf. Diese Effekte sind normalerweise unerwünscht und werden durch Kathodenbedampfung oder sogenanntes „Sputtern“ durch einen dünnen Überzug von leitendem Material (z.B. Gold oder Platin) verhindert. Wenn die Leitfähigkeit durch „Sputtern“ in allen Bereichen angeglichen wird, sind polymere Oberflächen nur noch sehr schwer von metallischen zu unterscheiden. Im Rahmen dieser Arbeiten wurde bewusst auf das „Sputtern“ verzichtet und so dieser Überstrahleffekt ausgenutzt, um Polymer von AlMg₃ unterscheiden zu können.

Abbildung 51a zeigt die Bruchfläche einer Probe aus einem Quer-Druck-Versuch auf Seiten des AlMg₃- und des CFK-Fügeteils in Form eines Digitalkamerabildes. Die abgebildete Probe stammt aus einem Versuch bei einer Prüfgeschwindigkeit von 0,3 mm/s und Raumtemperatur. Sie ist aber auch charakteristisch für Versuche bei 80 °C und -30 °C sowie bei Prüfgeschwindigkeiten von 10 mm/s. Es ist ein makromechanisch adhäsiv erscheinendes Bruchbild zu erkennen, das sehr wenige kleine eingedunkelte „Flecken“ aufweist, die auf singuläre Polymerrückstände schließen lassen.

Des Weiteren sind Detailaufnahmen dieser Probe in REM-Bildern dargestellt. In einer Vergrößerungsstufe von 100 (Abbildung 51a REM-Bild a1) ist eine großflächig „blanke“ AlMg₃-Fläche zu erkennen, an der sehr vereinzelt, punktförmig und singulär Polyamidrückstände mit einem Durchmesser von bis zu 50 µm haften. Bei einer weiteren Vergrößerung um den Faktor 10 eines Polyamidrückstandes mit einem Durchmesser von wenigen Tausendstel Millimetern in Abbildung 51a REM-Bild a2, werden in der Nachbarschaft weitere noch kleinere punktuell verteilte Polymerrückstände sichtbar. Zudem wird jetzt die durch das Korundstrahlen stark zerklüftete Oberflächenstruktur des AlMg₃ deutlich erkennbar. Durch die stärkere Vergrößerung eines polymerfrei erscheinenden Bereiches werden in der flächenmäßig dominierenden zerklüfteten Oberfläche des AlMg₃ weitere Polymerrückstände von wenigen Mikrometern Größe in Vertiefungen sichtbar (Abbildung 51a REM-Bild a3).

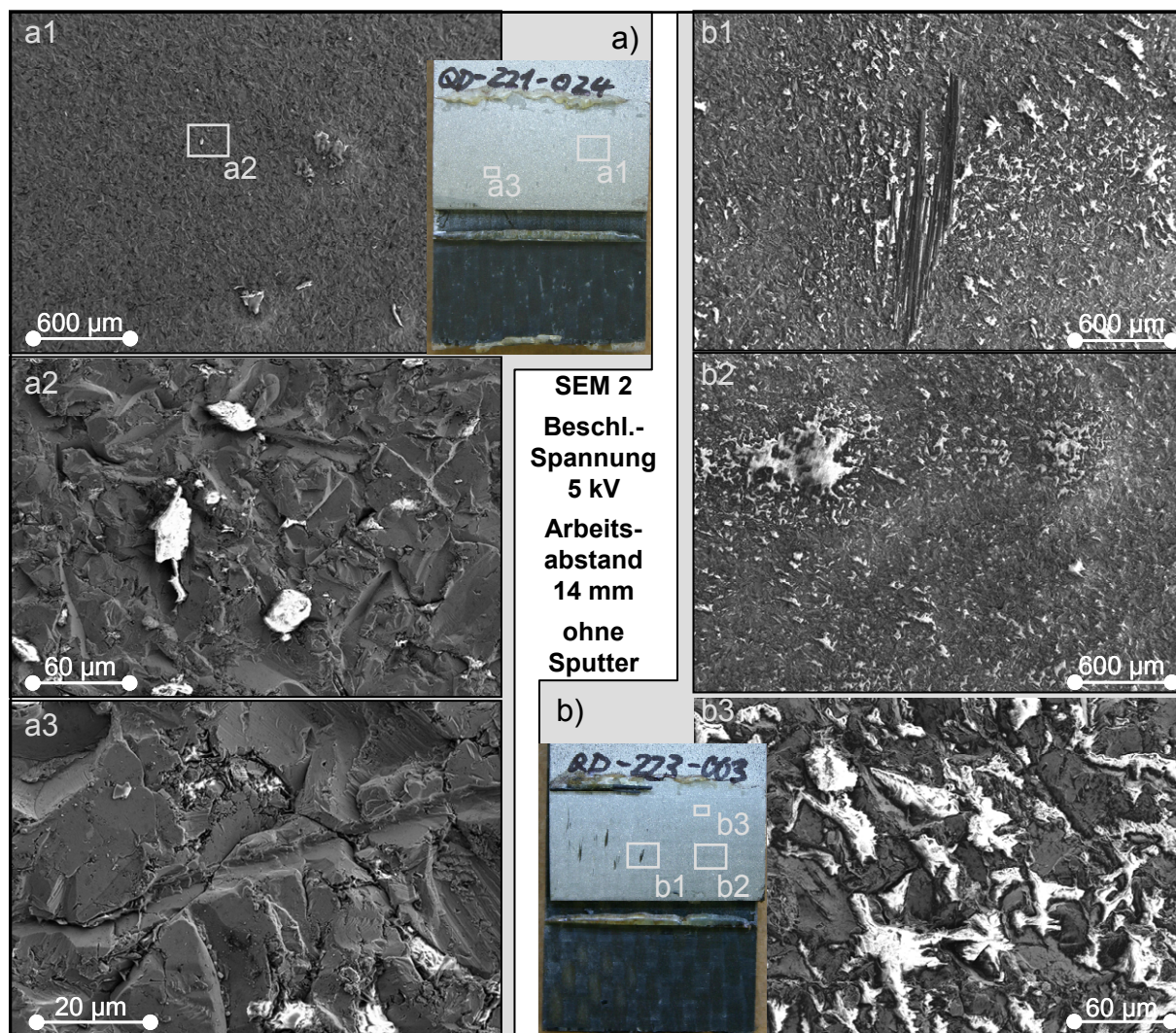


Abbildung 51: REM-Bilder von Bruchflächen auf dem AlMg3-Fügeteil nach Quer-Druck-Versuchen bei Raumtemperatur und 0,03 mm/s (a) sowie Raumtemperatur und 1500 mm/s (b)

Bei der Analyse eines Bruchbildes aus einem bei einer Prüfgeschwindigkeit von 1500 mm/s resultierenden Quer-Druck-Versuch in Abbildung 51b, sind schon makroskopisch große Unterschiede zu dem vorangegangenen Bruchbild erkennbar. Einerseits sind Faserrückstände und andererseits großflächig verteilte eingedunkelte Bereiche zu finden. Hierbei ist anzumerken, dass die Faserrückstände bei diesen Versuchen selten zu beobachten und nicht für alle Versuche charakteristisch sind. Im Abbildung 51b REM-Bild b1 wird ein solcher Faserrückstand bei einer Vergrößerungsstufe von 100 näher betrachtet und zeigt in der unmittelbaren und größeren Umgebung der

Faserrückstände punktförmige und nahezu homogen verteilte Polymerrückstände. In der Abbildung 51b REM-Bild b2 ist eine Stelle ohne Faserrückstände zu erkennen, die für alle bei diesen Bedingungen und auch bei Prüfgeschwindigkeiten von 500 mm/s durchgeführten Versuchen charakteristisch ist. In der Abbildung 51b REM-Bild b3 zeigt eine weitere Stelle bei 1000-facher Vergrößerung. Auch hier ist deutlich zu erkennen, dass die Polyamidrückstände wie „Wurzelreste“ in den Vertiefungen des AlMg3 zurückgeblieben sind. Die Rückstände sind konzentriert auf Vertiefungen und bilden keine durchgehende Schicht. Das lässt den Schluss zu, dass es sich bei der Haftungsursache neben den physikalischen Bindungen primär um mechanisches Verhaken des Polyamids in Hinterschneidungen der gestrahlten AlMg3-Oberfläche handelt.

Bei dem Vergleich zwischen den hier gezeigten Bruchbildern von Quer-Druck-Versuchen bei unterschiedlichen Geschwindigkeiten fällt auf, dass bei 1500 mm/s deutlich mehr Polymerrückstände zu finden sind und diese auch dichter beieinander liegen. Durch die höhere Prüfgeschwindigkeit muss sich das Polyamid unter der Belastung schneller verformen und kann in viel geringerem Maße aus der mechanischen Verhakung in den mikroskopischen „Kratern“ des korundgestrahlten AlMg3 abgleiten. Dadurch werden die Kräfte weiter ins Innere der Fügezone hineingetragen. Je mehr sich diese Stellen häufen, umso mehr Last kann übertragen werden und umso mehr Polyamid haftet am AlMg3. Diese Bereiche sind im Vergleich zu den stärker adhäsiv versagten Bereichen mit bloßem Auge als dunkler wahrzunehmen. Es ist davon auszugehen, dass bei besonders niedrigen Geschwindigkeiten auch Krieeffekte während der Abgleitvorgänge involviert sind, was zu einer verminderten übertragbaren Adhäsionskraft führt.

Bei den Bruchflächenanalysen aus Schubversuchen können ähnliche Beobachtungen allerdings bei anderen Lastniveaus angestellt werden. Abbildung 52a zeigt einerseits die Bruchzonen des CFK-Fügeteils und andererseits die des AlMg3 aus einem Schubversuch bei Raumtemperatur und einer Prüfgeschwindigkeit von 0,03 mm/s in einem Übersichtsfoto unvergrößert und in REM-Detailaufnahmen. Diese Bruchflächen sind charakteristisch für die Versuche bei Raumtemperatur und 80 °C sowie bei Prüfgeschwindigkeiten bis 10 mm/s.

Die Abbildung 52a REM-Bild a1 stammt aus einem Bereich außerhalb der Fügezone und bildet als nachweislich reine AlMg3-Oberfläche die Referenz zu den gefügten

Bereichen. Hier ist sehr deutlich die kantige und stark zerklüftete Oberfläche des korundgestrahlten AlMg3 zu erkennen. Abbildung 52a REM-Bild a2 zeigt einen für die gesamte Fügezone typischen Bereich. Auf der Oberfläche des AlMg3 sind nur sehr vereinzelt kleine, punktförmige Polyamidreste erkennbar. Abbildung 52a REM-Bild a3 zeigt einen Bereich aus Abbildung 52a REM-Bild a2, in dem hier wegen der höheren Vergrößerung weitere singuläre Polyamidreste in Vertiefungen im AlMg3 sichtbar werden. Eine Besonderheit stellt der in Abbildung 52a REM-Bild a4 dargestellte Bereich dar. In einigen Schubversuchen ist an unterschiedlichen Stellen am Ende des AlMg3-Fügeteils eine Polyamidrückstandsflächen von bis zu 15 - 20 mm² Ausdehnung schon mit bloßem Auge zu finden. Abbildung 52a REM-Bild a4 zeigt in 1000-facher Vergrößerung eine homogen verteilte Ansammlung punktförmiger Polymerrückstände in deutlich erhöhter Anzahl. Das lässt darauf schließen, dass bei der Fügung der Fügeteile in diesem Bereich eine bessere Verzahnung erzeugt werden konnte, und hier höhere Kräfte übertragen wurden.

In Abbildung 52b sind Bruchbilder einer Schubprobe aus einem Versuch bei 1500 mm/s zu sehen. Schon ohne Vergrößerung sind die Polyamidreste besonders am Ende des AlMg3-Fügeteils erkennbar, die ein kohäsives Versagen in diesem Bereich belegen. Hier kommt es teilweise sogar zum Herausreißen ganzer Polymerblöcke, die auf der Seite des CFK die Kohlenstofffasern freilegen. Diese Bereiche treten in geringerem Maße auch bei den Bruchflächen der Proben bei -30 °C auf. Auf den Bruchflächen der Proben bei 500 mm/s sind die Bereiche mit stark kohäsiven Versagen und anhaftenden Polymerblöcken nicht zu finden. Hier ist das Versagen grenzschichtnäher am AlMg3.

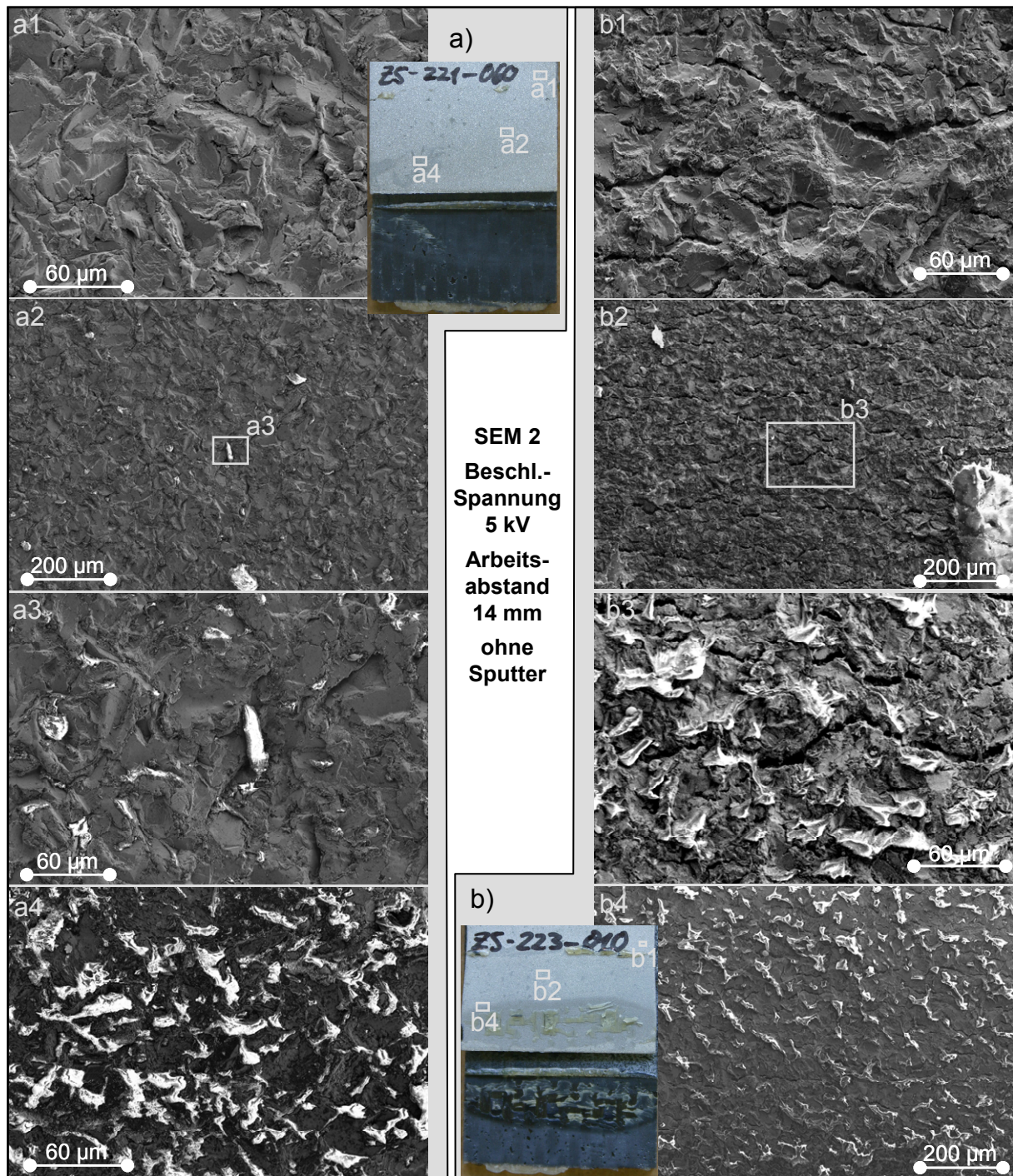


Abbildung 52: REM-Bilder von Bruchflächen auf dem AlMg3-Fügeteil nach Schubversuchen bei a) Raumtemperatur und 0,03 mm/s sowie b) Raumtemperatur und 1500 mm/s

In Abbildung 52b REM-Bild b1 ist hier zunächst als Referenz eine ungefügte AlMg3-Oberfläche untersucht. Erkennbar ist eine zerklüftete Oberfläche, die normal zur Krafrichtung orientierte Risse im AlMg3 aufweist. Vergleichbare Risse treten auch im

gefügten Bereich in Abbildung 52b REM-Bild b2 auf. Bei einer detaillierteren Betrachtung eines Ausschnittes in Abbildung 52b REM-Bild b2 sind neben den Rissen im AlMg3 große Polyamidreste in deutlich größerem Ausmaß als bei den Versuchen bei 0,03 mm/s zu finden. Bei einer Vergrößerung von 3500 in Abbildung 52b REM-Bild b3 sind sehr deutlich die tentakelartigen Polymerrückstände und die tiefen Risse im AlMg3 zu erkennen. Die Risse im AlMg3 zeigen, dass bei den in diesen Versuchen erreichten Kraftniveaus auch das AlMg3 in den Bereich der ertragbaren Last gebracht wurde. Tatsächlich kommt es in der Mehrzahl der Versuche bei 1500 mm/s zu einem Versagen des AlMg3-Fügeteils (Kap. 5.8.2). In Abbildung 52b REM-Bild b4 ist ein Übergangsbereich zu den makroskopisch erkennbaren Polymeranhaftungen abgebildet. Im Vergleich zu Abbildung 52a REM-Bild a2 sind hier deutlich größere Polymerreste erkennbar. In den Bereichen mit noch größeren und dickeren Polymeranhaftungen kommt es ohne die Sputter-Schicht zu einer völligen Überstrahlung des Bildes, weil die Elektronen nicht abgeleitet werden können. Das belegt eine auch makroskopisch sichtbare flächendeckende Polymerschicht.

Grundsätzlich kann bei den Bruchbildern der Quer-Druck-Versuche keine Lokalisierungspräferenz der Polyamidanhafungen erkannt werden. Bei besserer Anhaftung sind die Anhaftungsstellen relativ homogen über die Bruchfläche verteilt. Im Gegensatz dazu finden sich die Polyamidreste bei den Schubversuchen immer am Ende des AlMg3-Fügeteils. Die Ergebnisse der Simulationen in Kap.6.2.1 und Kap. 6.2.2 zeigen die wirkenden Spannungen und können Erklärungen dafür liefern.

6 Simulation

6.1 Modellbeschreibung und Annahmen

6.1.1 Allgemeines

Ein Modell stellt eine Vereinfachung der Realität dar, wobei im Modell die wesentlichen Effekte der Realität abgebildet werden sollen. Deshalb sollen in diesem Kapitel einige geometrische oder werkstoffliche Annahmen vorgestellt werden und auf die damit verbundenen Vereinfachungen hingewiesen werden.

In der Simulation wird wegen der auftretenden Nichtlinearitäten im Bereich der Schädigung und der Rissausbreitung ABAQUS/Explicit® in der Version 6.7 verwendet. Zum Einsatz kommt ein mikromechanisches Modell der Proben, wobei der Faser-Matrix-Verbund im CFK homogenisiert als ein Kontinuum dargestellt wird. In dieser Arbeit sollen im Rahmen der simulativen Analysen die Versuche bei Raumtemperatur und quasistatischer Belastungsgeschwindigkeit detailliert untersucht werden. Grundsätzliche Rückschlüsse von diesen Spannungsanalysen auf die Versuche bei anderen Bedingungen sind möglich. Das Modell ist so aufgebaut, dass es auch zur Simulation anderer Versuchsbedingungen eingesetzt werden kann. Um keine Spannungsanteile a priori zu vernachlässigen, werden 3D-Volumenelemente verwendet. Häufig werden 2D-Modelle eingesetzt, die die Spannungs- bzw. Dehnungsanteile in Schalendickenrichtung nicht oder nur teilweise abbilden können. Durch die Querdehnung und die unterschiedlichen Querdehnzahlen der verschweißten Werkstoffe sind aber gerade hier Spannungsanteile zu erwarten.

6.1.2 Geometrische Modellbildung

In Kap. 5.3 wurden die mikroskopischen Untersuchungen zur Geometrie der Fügezone dargestellt. Um diese Geometrieverhältnisse in ein FE-Modell überführbar zu machen, muss ein Modell gefunden werden, das den wesentlichen Charakter der Fügezone abbildet, ohne sich dabei in der Abbildung zu kleiner mikroskopischer Rauigkeiten zu verlieren. Auffallend ist hier die mikroskopische Zerklüftung der Oberfläche des AlMg3 im Sub-Mikrometer-Bereich. Im Modell ist es nicht möglich, Geometrievorgaben aus einer solchen Detaillierungsstufe zu machen und gleichzeitig eine Gesamtmodellgröße im zweistelligen Millimeter-Bereich abzudecken. Die

Gründe liegen im Bereich der FEM in der stark erhöhten Anzahl an Elementen und der damit verbundenen langen Rechenzeit. Erschwerend wirkt sich in diesem Bezug die CFL-Restriktion aus, die den Zeitschritt nach dem kleinsten im Modell auftretenden Element ausrichtet. Die Bestimmung der werkstofflichen Parameter ist auf diesem Detaillierungsgrad weder experimentell noch simulativ zu bewerkstelligen. Auf der anderen Seite würde ein solch detailliertes Modell nicht einen, sondern eine Vielzahl von lokalen Spannungszuständen zeigen, die eine globalere Interpretation erschweren. Diese ist aber erforderlich, um sich den Belastungszustand im Bereich zwischen AlMg3 und CFK vorstellen und ein auch allgemeiner einsetzbares Verständnis entwickeln zu können. Im Modell wird deshalb eine Homogenisierung der Fügezone vorgenommen, die in Abbildung 53 am Beispiel eines Schliffes abgebildet und im Folgenden erläutert wird.

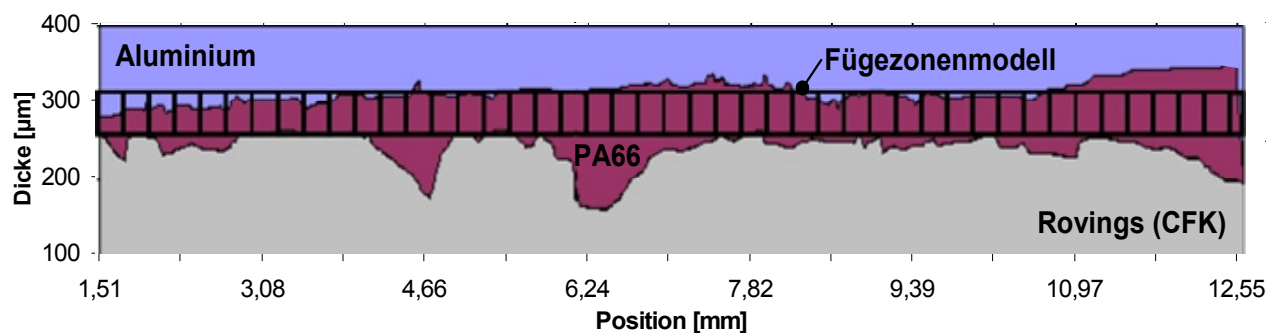


Abbildung 53: Schliffbild und resultierende Auswertung mit Modellschicht

Die Grenze zwischen AlMg3 und Polyamid ist klar erkennbar und stellt die obere Begrenzung der Fügezone dar. Das Polyamid der Fügezone (zusätzlich eingelegte Polyamidfolie) verbindet sich nahtlos mit dem Polyamid des CFK, wodurch die Frage aufgeworfen wird, welche Bereiche als Fügezone definiert werden können und somit als solche zu modellieren sind. Als Beginn des CFK-Verbundes wird die obere Grenze der fügezonennahen Kohlenstoffrovings definiert. In guter Näherung kann so bei einem tangential an den Rovingoberseiten definierten Schichtbeginn eine homogen über der Fügezonlänge verteilte Modellschichtdicke von ca. $35 \mu\text{m}$ identifiziert werden, die in Abbildung 53 als Fügezonenmodell eingetragen ist. Das unterhalb dieser Modellschicht platzierte Polyamid wird dem Verbund des CFK zugeordnet, da es von Faserbündeln umgeben ist. Das oberhalb der Fügezonenmodelschicht befindliche Material wird als AlMg3 abgebildet. In Abbildung 54 ist das daraus

resultierende Modell einerseits als Prinzipskizze und andererseits in seiner konkreten Modellierung mit finiten Elementen gezeigt.

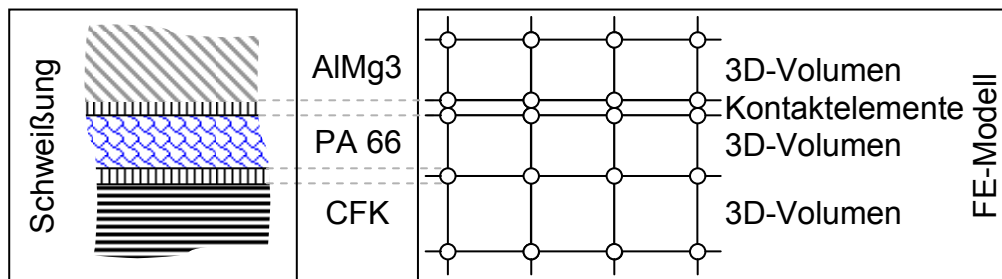


Abbildung 54: Modellierung der Fügezone (unmaßstäblich)

Die Schweißproben und der Fügebereich im Speziellen kann in 5 Phasen aufgeteilt werden. Neben den Fügepartnern CFK und AlMg3 und der polyamidreichen Füge-schicht existieren zusätzlich eine Kontaktschicht zwischen CFK und der polyamidreichen Fugeschicht sowie zwischen AlMg3 und polyamidreicher Fugeschicht. Im Modell kann auf die Berücksichtigung der Kontaktschicht zwischen CFK und Fügezone verzichtet werden, da das typengleiche Polyamid aus beiden Phasen miteinander verschmilzt und im Rahmen der zu simulierenden Versuche bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit keine Trennung bzw. ein Versagen in diesem Bereich beobachtet werden kann. Die Kontaktschicht zwischen AlMg3 und polyamidreicher Zwischenschicht wird gesondert modelliert, um das adhäsive bzw. grenzschichtnahe Versagen abbilden zu können, das in den Experimenten auftritt. Für die Simulationen wird aus den durchgeführten Versuchen ein Vergleichsversuch gewählt, dessen Rahmenbedingungen wie die geometrischen Abmessungen und die Verschiebungen bestmöglich übernommen werden. Wie in den Erläuterungen zu den Versuchsaufbauten (Abbildung 23 bzw. Abbildung 25 und Abbildung 26) angegeben, treten im Rahmen der Schweißung und der Prüfung Geometrieabweichungen im Bereich von +/- 500 µm auf. Diese Schwankungen beeinflussen die lokalen Versuchsergebnisse in starkem Maße. Indem ein einzelner charakteristischer Vergleichsversuch ausgewählt und vollständig mit seiner spezifischen geometrischen Schwankung und seinem Verschiebungsfeld simuliert wird, können vergleichbare Bedingungen zwischen Simulation und Experiment hergestellt werden.

6.1.3 Elementwahl und Werkstoffsimulation

In Abbildung 55 ist das FE-Modell einer Schweißprobe zu sehen, wie es in allen Simulationen zum Einsatz kommt. Die einzelnen Modellteile werden im Folgenden näher erläutert.

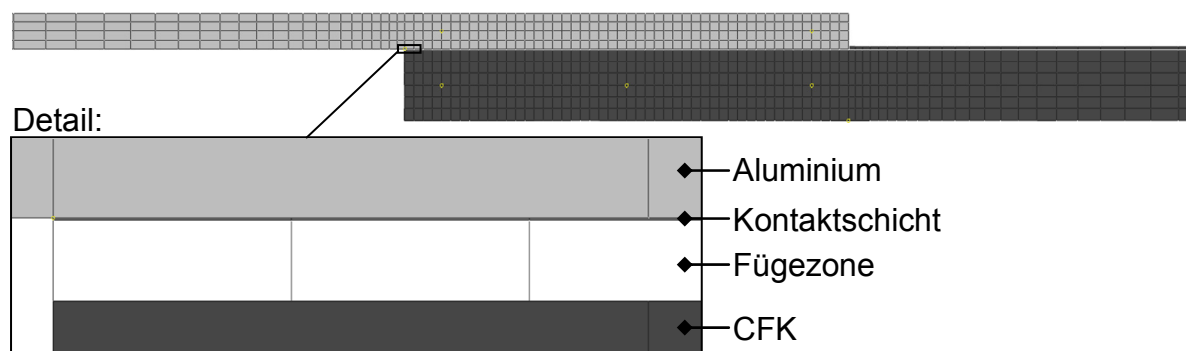


Abbildung 55: Elementierung des FE-Modells in Übersicht und Detail

AlMg3:

Eingesetzt werden vollintegrierte Volumenelemente mit linearem Verschiebungsansatz. Es kommt ein elastisch plastisches Materialgesetz zum Einsatz. Als Plastizitätskriterium wird das Mises-Plastizitäts-Kriterium gewählt, indem die Fließfläche über wahre Spannungen und wahre plastische Dehnungen vorgegeben wird. Die Werkstoffdaten basieren auf den Versuchsergebnissen aus Abbildung 31 und sind mit den Kennwerten der anderen Werkstoffe und der Kontaktschicht in Tabelle 5 angegeben. Auf die Formulierung eines Versagenskriteriums wird verzichtet, da in den zu simulierenden Versuchen bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit und bei Raumtemperatur kein Versagen auftritt. Die Elemente haben im Bereich der Fügezone eine Größe von $250 \times 250 \times 500 \mu\text{m}^3$, in den freien Bereichen zur Einspannung hin werden die Elemente vergrößert, um Rechenzeit zu sparen.

CFK:

Das CFK wird mit einem linear elastischen orthotropen Materialgesetz beschrieben. Es werden 9 Parameter gesetzt, nämlich die Elastizitäts- und Schub-Moduln sowie die Querdehnzahlen in den drei Raumrichtungen. Ein Versagensmodell wird nicht eingesetzt, da das CFK in den Experimenten nicht versagt. Im Bereich der Fügezone haben die Elemente Kantenlängen von $333 \times 250 \times 500 \mu\text{m}^3$, auch hier werden aus

Effizienzgründen die Elemente zwischen Fügezone und Auflager kontinuierlich vergrößert.

Tabelle 5: Werkstoffkennwerte der Materialmodelle

Werkstoff: CFK		Werkstoff: Aluminium			
Matrix :	PA66	Legierung:	AlMg3		
Faser:	Torray T300	Type:	H22		
Gewebe:	Atlas 1-4 (50 % 0°)	Dichte	2,7 kg/dm ³		
Lagen:	6	Kennwerte			
Faservol.:	48 %	E	73000 MPa		
Dichte	1,43 kg/dm ³	v	0,3 -		
Kennwerte		$\sigma_{\text{Fließ}}$	150 MPa		
E ₁	54000 MPa	$\sigma_w(\epsilon_w, pl)$	gemäß Abb. 31		
E ₂	54000 MPa	Werkstoff: Polyamid PA66			
E ₃	2800 MPa	Hersteller:	Dupont		
v ₁₂	0,09 -	Type:	Dartek SF Nylon 6,6		
v ₂₃	0,46 -	Dichte	1,13 kg/dm ³		
v ₁₃	0,46 -	Kennwerte			
G ₁₂	2800 MPa	E	900 MPa		
G ₂₃	700 MPa	v	0,4 -		
G ₁₃	700 MPa	$\sigma_{\text{Fließ}}$	43 MPa		
Kontaktschicht		$\sigma_w(\epsilon_w, pl)$	gemäß Abb. 33		
Steifigkeiten		Versagen		Schädigung	
E ₃₃	1000 N/m	$\sigma_{33, \text{Versagen}}$	49 MPa	Typ	Verschiebung
G ₁₃	1000 N/m	$\sigma_{13, \text{Versagen}}$	48 MPa	Evolution	linear
G ₂₃	1000 N/m	$\sigma_{23, \text{Versagen}}$	48 MPa	Maximum	0,008 mm

Tabelle 5 zeigt eine Übersicht über die in der Simulation für die Füge­teile aus CF-PA66 verwendeten Kennwerte. Dabei konnten für den CFK nicht alle Kennwerte experimentell bestimmt werden. Die fehlenden Kennwerte für Querdehnzahlen und Schubmoduln, die einen geringeren zu erwartenden Einfluss auf die Simulationsergebnisse besitzen, wurden unter Einsatz eines dreidimensionalen Einheitszellenmodells (EHZ) basierend auf Grundlagen der Laminattheorie ermittelt. Die experimentell basierten sind im Gegensatz dazu in Tabelle 5 mit exp. gekennzeichnet. Genauere Angaben zur eingesetzten Technik finden sich in [74] und [75].

Polyamidreiche Fügeschicht:

Zur Abbildung auftretender plastischer Verformungen wird ein elastisch plastisches Materialgesetz zum Einsatz gebracht, wobei das in Kap. 2.7 beschriebene Plastizitätsmodell nach Mises verwendet wird. Grundlage der Materialdaten ist die Spannungs-Dehnungs-Beziehung bei Raumtemperatur aus Abbildung 31.

Die Elemente sind $34 \times 100 \times 200 \mu\text{m}^3$ groß. Das Versagen in dieser Schicht, das ein kohäsives Versagen simulieren würde, ist in den Experimenten bei Raumtemperatur und quasistatischer Geschwindigkeit nicht aufgetreten, ist aber in dem FE-Modell vorgesehen und könnte beispielsweise über ein „Ductile Damage Kriterium“ aktiviert werden.

Kontaktschicht zwischen AlMg3 und Fügezone:

In dieser Schicht findet in allen Experimenten Versagen statt. Im FE-Modell wird sie als eine $1 \mu\text{m}$ dicke Schicht abgebildet. Für die Schichtdicke wird dieser geringe Wert gewählt, weil es sich um eine reine Kontaktschicht handelt; er basiert nicht auf Messungen. Die Elemente haben eine Größe von $1 \times 100 \times 200 \mu\text{m}^3$. Der gewählte Elementtyp ist speziell für ungünstige Elementkantenverhältnisse ausgelegt. Sie werden durch ein elastisches Materialgesetz gesteuert und das Versagen wird durch ein Maximalspannungskriterium ausgelöst. Ein solches Festigkeitskriterium benötigt wenige Parameter, die zudem einen einfach erfassbaren physikalischen Bezug haben. Bei Betrachtung der Spannungskomponenten lässt sich im Allgemeinen gut erkennen, welche Komponente versagensauslösend ist, was bei kombinierten Versagenskriterien nicht der Fall ist.

In dieser Schicht kommen Kontaktelemente zum Einsatz, welche die Normal- und Schubspannungen (σ_{11} , σ_{22} und τ_{12}) vernachlässigen und so Rechenzeit sparen. Aufgrund der Funktion der Schicht als lösbarer Kontakt und der geringen Dicke sind die Werte für die Steifigkeit von untergeordneter Bedeutung. In den Grundlagenelementen sollen vor allem die Versagensspannungen und die Parameter des Nachversagens ermittelt werden und dann in Validierungsversuchen zusammenfassend überprüft werden.

6.2 Simulation der Grundlagenexperimente

6.2.1 Quer-Druck-Versuche

Die Simulation ist gut an die Versuche angepasst, wie Abbildung 56 in Form eines Overlayplots als qualitativer Vergleich zeigt. Ein genauerer globaler Ergebnisvergleich (Abbildung 57) zwischen den gemessenen Kräften am Stempel und der Verschiebung des Stempels relativ zum Auflager bestätigt diesen Eindruck aus den Verformungsbildern.

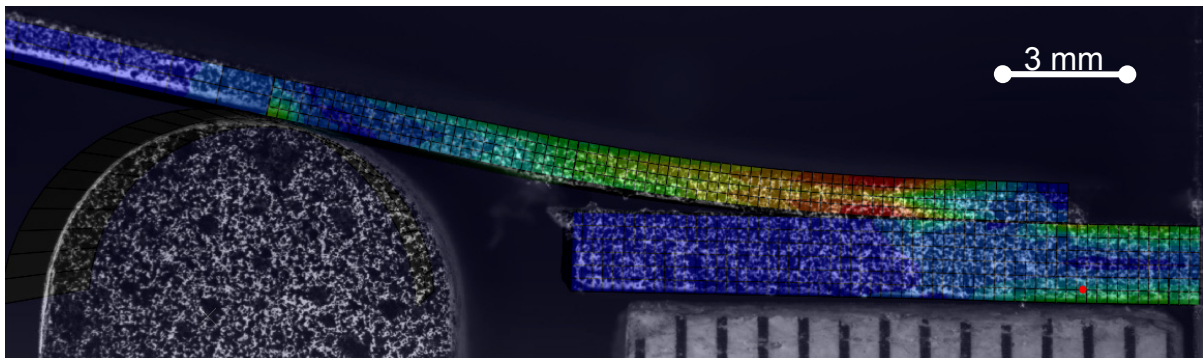


Abbildung 56: Collage des Simulationsergebnisses und des realen Quer-Druck-Versuchs

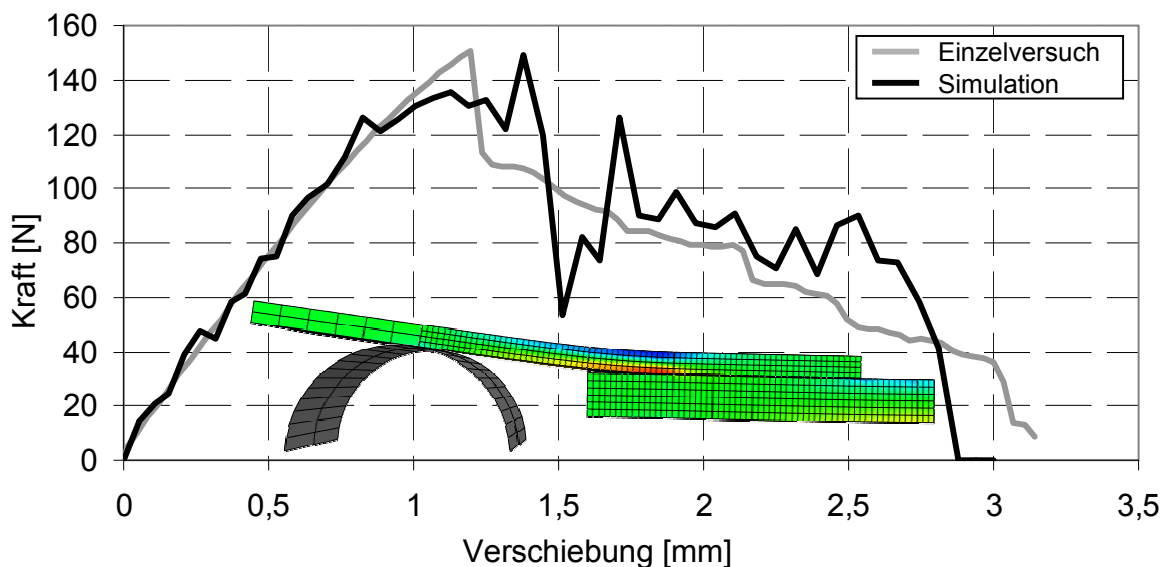


Abbildung 57: Quer-Druck-Versuch: Globaler Vergleich zwischen Simulation und Experiment

Im Bereich 1 sind Simulation und Experiment deckungsgleich. Die Maximalkraft ist identisch, wird aber in der Simulation erst bei einer minimal größeren Verschiebung

erreicht. Der Abfall in Bereich 2 ist größer als im Experiment, das Degressionsniveau im Bereich 3 ist dem experimentellen Verlauf sehr ähnlich. Hierbei und auch bei den anderen Simulationen, in denen Versagen simuliert wird, muss berücksichtigt werden, dass Elemente bzw. diskrete Verbindungsabschnitte gelöscht werden. Das bedeutet, dass nach einer Elementlöschung für Millisekundenbruchteile ein Kraftabfall entsteht, der wieder umso stärker ansteigt, wenn die Verformung das Nachbar-element erreicht. Simulatives Versagen ist also ebenso wie das experimentelle Versagen von Schwingungen begleitet, nur nicht zwingend in gleichem Maße. Bei der Beurteilung von versagensbehafteten Kurvenbereichen ist es deshalb entscheidender auf das Niveau der Kurve zu achten, als auf jeden konkreten Kraftausschlag in der Simulationskurve.

Einen weiteren Schritt bei der Simulationsanpassung stellt der lokale Vergleich von experimentellen und simulativen Verschiebungsdaten dar, der an sechs Messpunkten durchgeführt wird. Hierzu sind in Abbildung 58 die Verschiebungen in Belastungsrichtung über der Zeit aufgetragen. Auch hier ist eine prinzipiell gute Übereinstimmung erreicht. Erkennbar sind wieder der Bereich der linearen Belastung (Bereich 1), des Rissbeginns und der Totaltrennung der Fügeteile. Solange die lokalen Sektionen keine Trennung erfahren haben, verlaufen die CFK- und AlMg3-Verschiebungen deckungsgleich. Die größten Verschiebungen und das erste Versagen treten an der stempelnahen Achse 3 auf. Nach ungefähr 40 s divergieren die Verschiebungen der Messpunkte auf dem AlMg3- und CFK-Fügeteil sichtbar. Dieser Punkt ist bei der Achse 2 nach ca. 65 s und bei Achse 1 erst unmittelbar vor dem Kurvenende erreicht.

Bei der Simulation treten diese Effekte ebenfalls zu diesen Zeiten auf, was zeigt, dass der Rissfortschritt gut wiedergegeben wird. Während die Verschiebungen an der auflagnahen Position 1 prozentual etwas stärker abweichen als an den auflagerfernen Positionen, sind die Verschiebungsdifferenzen absolut betrachtet konstant im Bereich von ca. 30 μm .

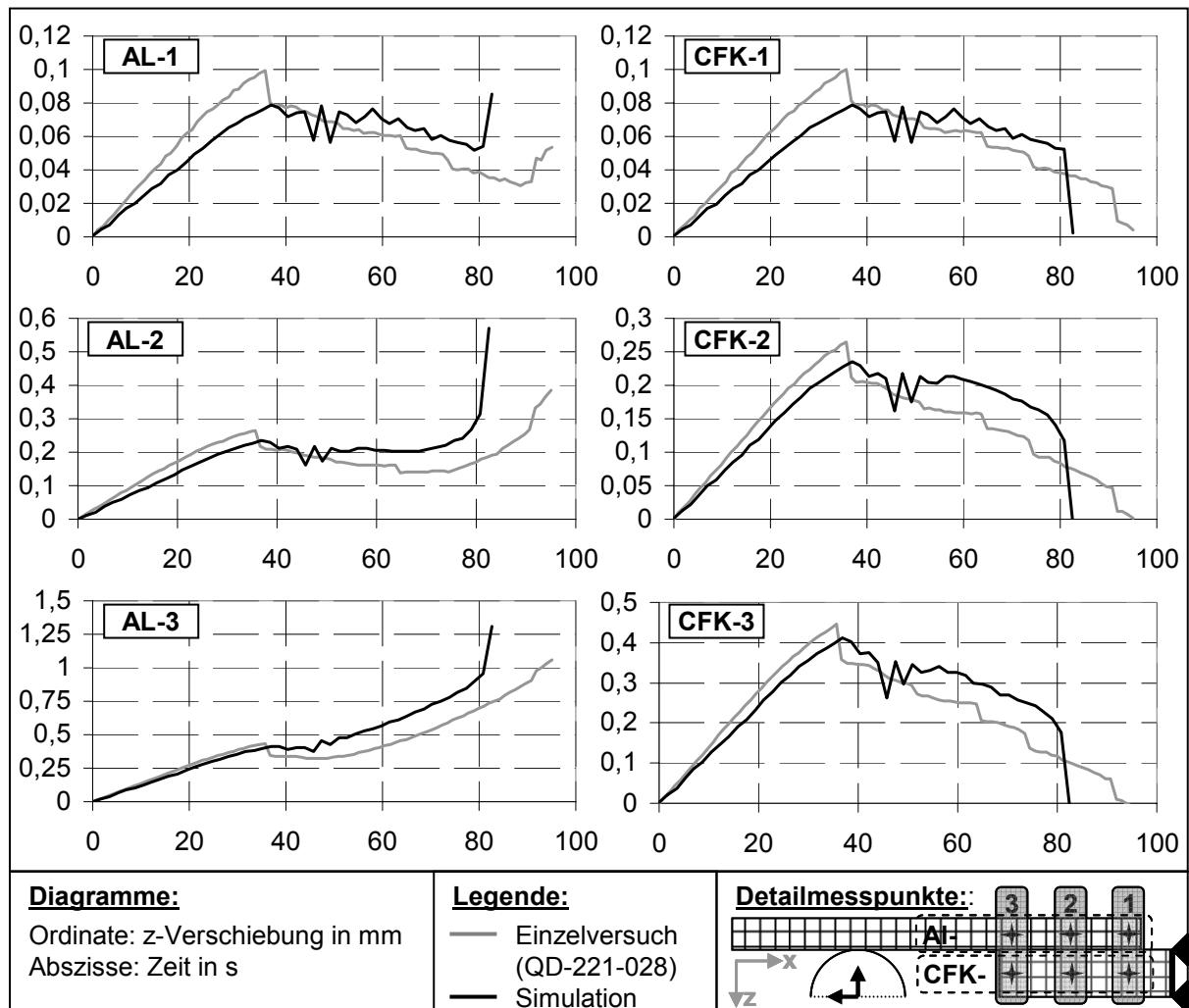


Abbildung 58: Vergleich der Detailmesspunktverschiebungen zwischen Experiment und Simulation bei den Quer-Druck-Versuchen

Angepasst wurden in diesen Versuchen nur die Parameter der Kontaktschicht. Hier haben die Versagensspannungen und der Nachversagensbereich den größten Einfluss auf die Ergebnisse. Allerdings bestehen auch Verknüpfungen zwischen den Parametern der Kontaktschicht, den Elementabmessungen und dem Simulationshergang, die im Rahmen dieser Arbeit sinnvoll gewählt (Tabelle 5), konstant gehalten, aber nicht im Detail vorgestellt werden. Im Vordergrund sollen hier die Spannungen in der Fügezone stehen. Bei der Beurteilung der Spannungen ist zu beachten, dass hier aus Darstellungsgründen die Spannungen an den Elementknoten der Fügezonelemente entlang der Fügung angezeigt werden. Die Entscheidung, ob eine Trennung der Elemente eingeleitet werden muss, wird an den Integrationspunkten

der Kontaktelemente gefällt. Welche Spannungskomponente zum Versagen führt, kann an diesen Stellen im Modell nachgeschaut werden. Allerdings ist dies in Einzelfällen nicht ganz eindeutig zu beantworten. Einerseits beeinflussen versagende Nachbarelemente den Versagensablauf der auszuwertenden Elemente und andererseits ist der zeitliche Ablauf im Modell in endliche Abschnitte unterteilt. Das bedeutet, dass eine Spannungskomponente versagensrelevant sein kann, obwohl sie in dem letzten Ergebnisplot vor dem Versagen nicht den Grenzwert erreicht und beim nächsten Ergebnisplot das Element gelöscht ist. Wenn hier mehrere Spannungskomponenten in der Nähe des Grenzwertes sind, kann die Identifikation der versagensrelevanten Spannungskomponente in diesem Bereich in wenigen Einzelfällen nicht eindeutig vorgenommen werden. Prinzipiell kann aber ein gutes Bild des Spannungszustandes im Innern der Fügezone gezeichnet werden. An der Mittelachse wird entlang der Fügezone ein Pfad gewählt, über dessen Koordinaten die Spannungskomponenten geplottet werden. In Abbildung 59 sind die Spannungskomponenten im Quer-Druck-Versuch unmittelbar vor der Rissentstehung (Zeitpunkt 22,8 s) abgebildet.

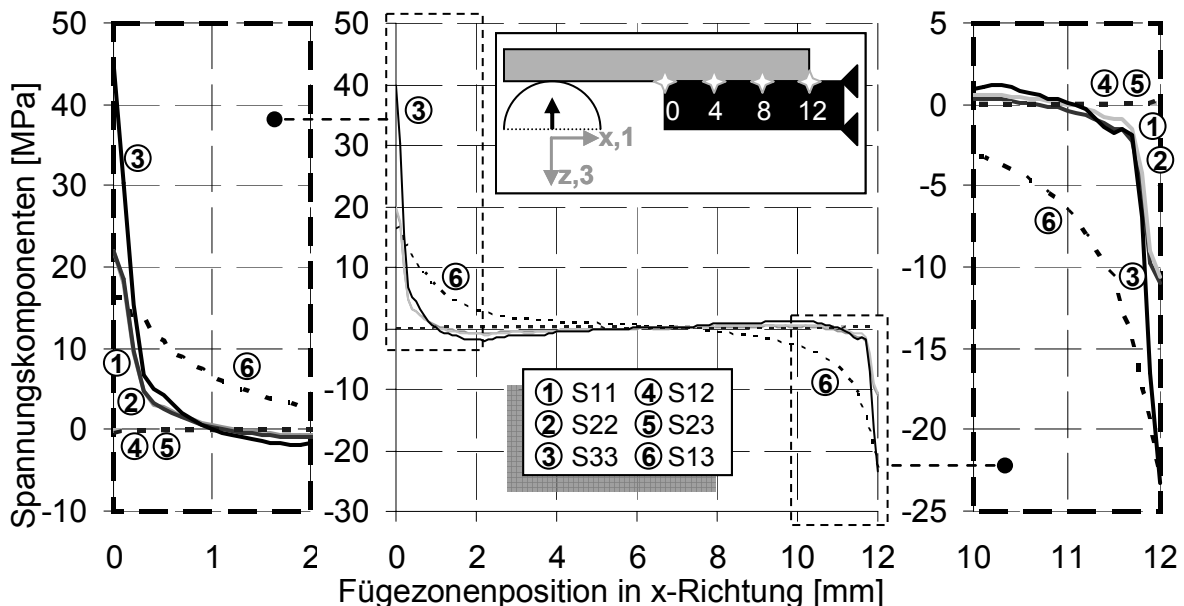


Abbildung 59: Komponenten des Spannungstensors vor Rissentstehung im Quer-Druck-Versuch

Die dominante Spannungskomponente ist erwartungsgemäß die Normalspannung in Dickenrichtung (S33). Hier bildet sich am Beginn der Fügezone (AlMg3-Seite) bei x-

Koordinate 0 eine ausgeprägte Zugspannungsspitze aus, die schon nach ca. 1 mm Fügezone wieder abgebaut ist und dann wegen der Biegung des AlMg3-Fügeteils leicht in den Druckbereich wechselt. Die Spannungsspitze ist ausschlaggebend für das Versagen am Fügezonenbeginn. Auch am Fügezonenende kommt es zu einer allerdings unkritischen Spannungsspitze im Druckbereich. Ursache ist hierfür die aus der eingebrachten Querkraft resultierende Biegung und der Dicken sprung des AlMg3 auf null. Durch die Biegung entsteht zusätzlich eine Schubspannung (S13) in der Fügezone, die allerdings im gesamten Fügebereich unterkritisch bleibt. Der Spannungsverlauf in der Fügezone ist punktsymmetrisch zur Fügezonenmitte ausgerichtet. Bei Rissbeginn treten im Bereich der Spannungsextreme plastische Dehnungen auf.

Weiterhin sind Normalspannungen in x und y-Richtung (S11 und S22) an den Fügezonenrändern messbar. Diese resultieren aus den durch das angrenzende AlMg3 und CFK behinderten Querdehnungen. Die Schubspannungen S12 und S23 sind abgesehen von den sehr kleinen numerischen Schwankungen in der gesamten Fügezone nicht vorhanden. In Abbildung 60 ist die diesen Versuch dominierende Normalspannung S33 in Abhängigkeit der Fügezonenposition zu verschiedenen Zeitpunkten dargestellt.

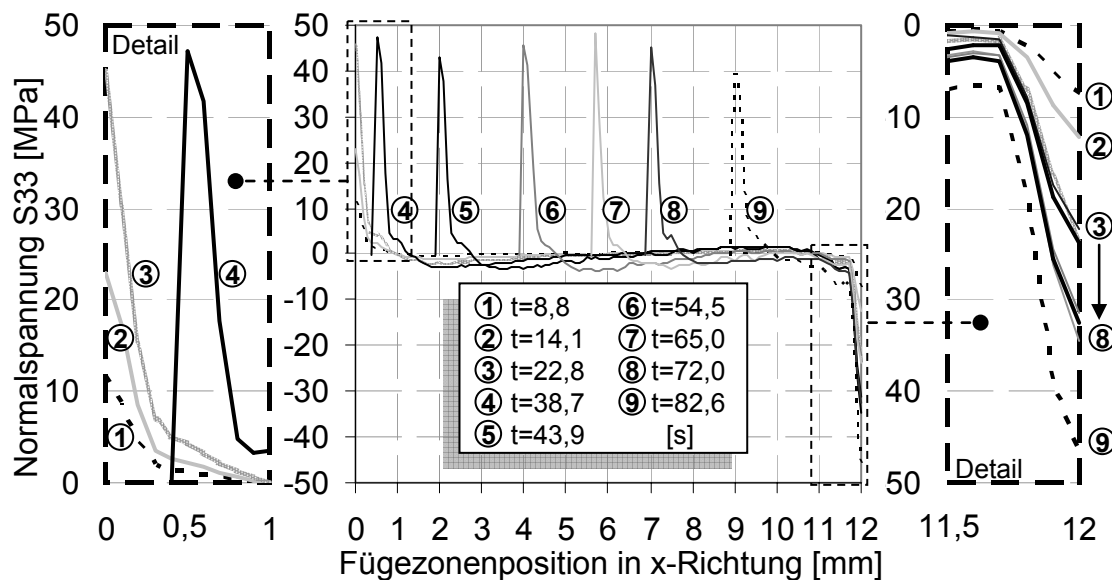


Abbildung 60: Quer-Druck-Versuch: Normalspannung S33 in der Fügezone zu unterschiedlichen Zeitpunkten

Nach 22,8 s kommt es in der Simulation zur Ausbildung des ersten Risses. Die davor auftretenden Spannungen bleiben unterkritisch. Im weiteren Verlauf der Belastung wächst der Riss, was sich im Diagramm durch ein Wandern der Zugspannungsspitze in Richtung des Fügezonendes bemerkbar macht. Dabei werden die Zugspannungen in allen Zeitpunkten schon nach ca. 1 mm abgebaut und münden in einen Druckbereich mit niedrigen Spannungswerten. Bis zu einer Versuchszeit von 54,5 s werden die durch den Zugspannungspeak erzeugten Druckspannungen nach ca. 4 mm wieder vollständig abgebaut, bis sie ca. 1 mm vor dem Fügezonende in einem Druckspannungspeak enden. Nach 54,5 s können die Druckspannungen nicht mehr vollständig abgebaut werden und gehen direkt in den Druckspannungspeak am Ende der Fügezone über. Dieser Peak steigt mit fortschreitendem Riss.

Bei der Zeit von 82,6 s wird der letzte Spannungsplot geschrieben. In der folgenden Ergebnisstufe trennen sich die Fügeteile vollständig. Hier ist erkennbar, dass die vorzeichenungleichen Spannungsspitzen an den Rändern auf den verbleibenden 3 mm Fügezone direkt ineinander übergehen und auch am Ende der Fügezone die kritische Spannung fast erreicht ist. Deshalb kommt es am Ende der Kraft-Verschiebungs-Kurve zu einem plötzlichen Abfall der Kraft.

6.2.2 Schubversuche

Hier kann die Simulation ebenfalls in gute Übereinstimmung mit dem Experiment gebracht werden. Abbildung 61 zeigt dies qualitativ in Form einer Collage zu einem fortgeschrittenen Zeitpunkt des Versuchs. Sowohl das Risswachstum als auch die Deformationen der Fügeteile weisen in der Simulation und dem Versuch große Übereinstimmungen auf. Allerdings erreicht die Simulation diesen Verformungszustand ca. zwei Sekunden früher.

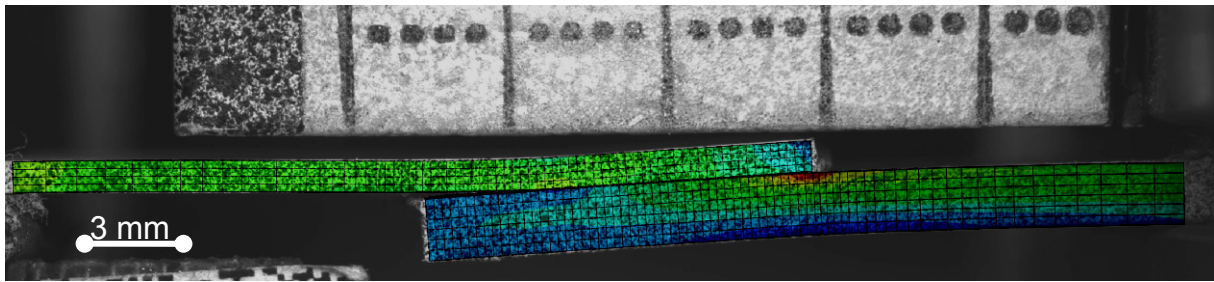


Abbildung 61: Collage des Simulationsergebnisses und des realen Schubversuchs

Abbildung 62 zeigt einen Vergleich der simulierten und der im Experiment gemessenen Kraft-Verschiebungs-Kurven. Auch hier lässt sich eine grundsätzlich große Ähnlichkeit feststellen.

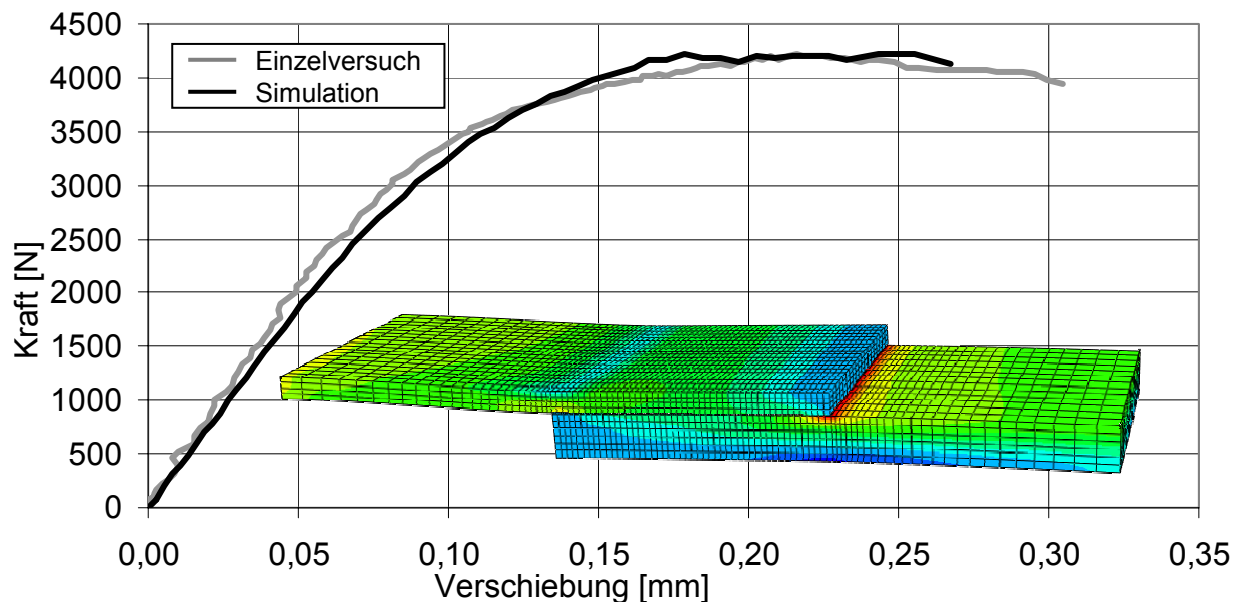


Abbildung 62: Schubversuch: Globaler Vergleich zwischen Simulation und Experiment

Am Ende des ersten Bereiches kommt es zu minimalen Abweichungen zwischen Simulation und Experiment. Der Bereich der beginnenden Plastizierung des AlMg3 und der Schrägstellung der Fügezone beginnt in Simulation und Experiment fast gleichzeitig, allerdings sind in diesem Bereich geringe Abweichungen in den Verläufen der Kurven feststellbar. Im Bereich des Plateaus um die Maximalkraft sind die Simulations- und die Versuchskurve nahezu deckungsgleich. Die globale Maximalverschiebung in der Simulation erreicht dabei nicht vollständig den Wert des Experimentes und liegt etwa 10 % niedriger. Die größere globale Maximalverschiebung im

Experiment resultiert daraus, dass die simulierte Fügung ca. 3 s früher versagt. Die Tatsache, dass das Experiment größere Verformungen erreicht als die Simulation, ist zurückzuführen auf die Inhomogenität der Fügezone. Die Bruchbilder in Abbildung 63 zeigen punktuelle und flächenmäßig kleine Bereiche (meist deutlich kleiner als 10 % der Fügefläche), die sich vom allgemeinen Bruchbild der restlichen Fügezone unterscheiden (siehe REM-Bild a4 in Abbildung 52a). In diesen Bereichen kommt es zu einem weniger adhäsiven Versagen, was darauf schließen lässt, dass die Steifigkeit und Festigkeit hier im Vergleich zur restlichen Fügezone erhöht ist. Dadurch kommt es zu unsymmetrischen Kraftumleitungen, die zu einer Erhöhung der Maximalverformung und zu einem etwas „langsamer“ ablaufenden Versagenshergang führen.

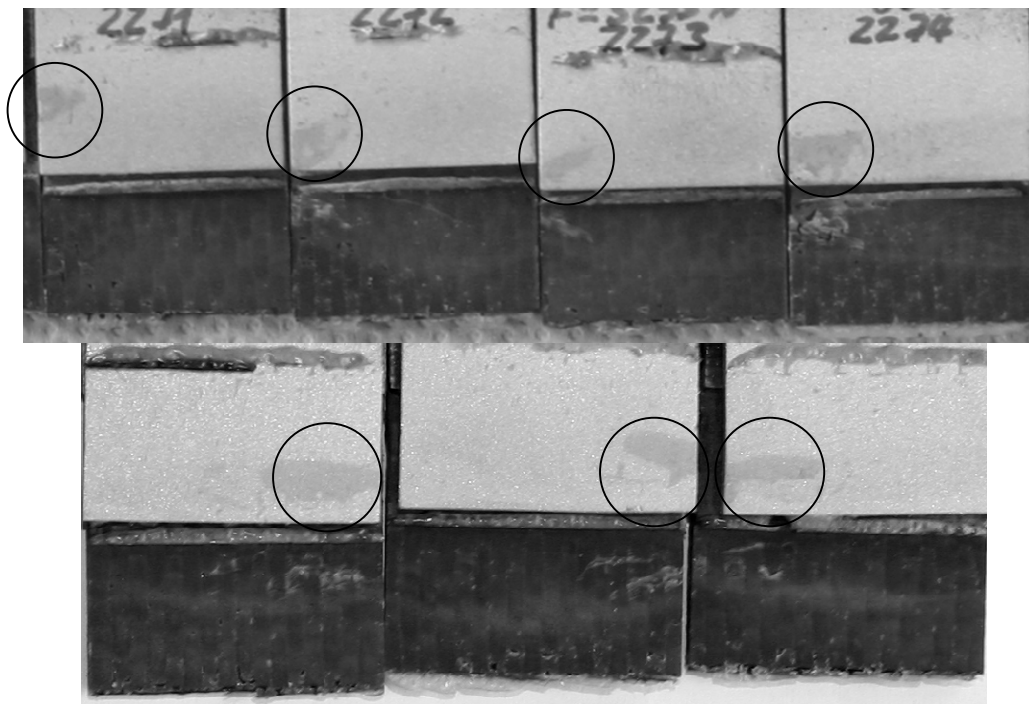


Abbildung 63: Inhomogene Bereiche der Bruchflächen aus den Schubversuchen

Solche Effekte, die vermutlich in den nicht immer vollständig konstanten Herstellungsbedingungen begründet sind, lassen sich mit einer homogenen Fügezone nicht abbilden, weshalb das Versagen bei diesen Simulationen etwas früher als im Experiment auftritt. Grundsätzlich sollen im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht die spezifischen Einflüsse von Inhomogenitäten untersucht werden. Das würde die Vorstellung des Spannungszustandes erschweren und die Verallgemeinerung der in der Arbeit

vorgestellten Erkenntnisse einschränken. Deshalb wird an der homogenen Fügezonegestaltung festgehalten.

In dem Detailvergleich an den Messpunkten der Fügezone sind die in der globalen Kraft-Verschiebungs-Kurve erkennbaren Unterschiede im Bereich der Fügezone analysierbar. Die zeitlichen Abweichungen und die größere Maximalverschiebung im Experiment sind auch im Bereich der Fügezone feststellbar. Grundsätzlich zeigt sich jedoch eine große Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment, was eine passende Simulationsparameterwahl für die Fügezone bestätigt. Entscheidend hierbei ist, dass die wesentlichen Effekte und Kurvenverläufe aus dem Experiment auch in den Simulationskurven identifizierbar sind.

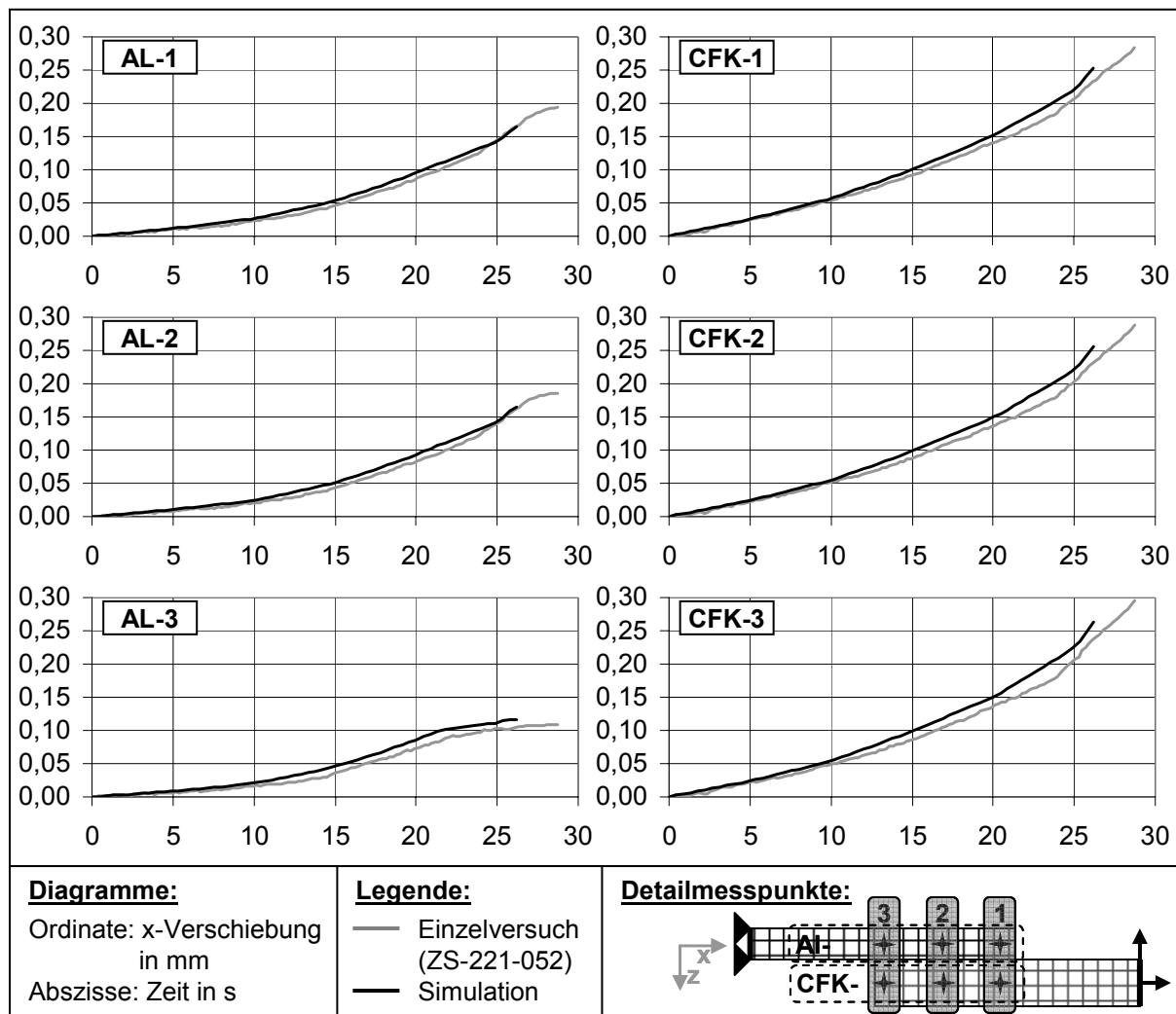


Abbildung 64: Vergleich der Detailmesspunktverschiebungen zwischen Experiment und Simulation bei den Schubversuchen

Die Verschiebungen des AlMg3-Fügeteils (Al-1 bis Al-3) sind kleiner als die des CFK-Fügeteils (CFK-1 bis CFK-3), da an dessen eingespanntem Ende gezogen wird. Auffallend sind die großen Unterschiede zwischen den auf einer Achse liegenden Messpunkten mit gleicher Nummerierung (z.B. CFK-3 und Al-3). Gründe dafür lassen sich in einer Kumulation von Effekten finden. Da sich die Messpunkte jeweils in der Mitte der Fügeteile befinden, haben sie im Ausgangszustand einen z-Abstand von ca. 1,5 mm (1 mm CFK + 0,5 mm AlMg3 + 0,035 mm Fügezone). In Kombination mit der durch die Belastung entstehenden Scherung γ_{13} entsteht ein Verschiebungsanteil in x-Richtung. Hinzu kommt die einsetzende Verdrehung der Fügezone, die durch den „Hebelarm“ des z-Abstandes die x-Verschiebung zusätzlich beeinflusst.

Die x-Verschiebungen der Messpunkte auf einem Fügeteil (z.B. CFK-1 bis CFK-3) weisen geringe Unterschiede untereinander auf, die im Verhältnis zur Verschiebung des Abschnitts nicht sichtbar werden. Lediglich die x-Verschiebung des Messpunktes Al-3 unterscheidet sich sichtbar von den x-Verschiebungen der Messpunkte Al-2 und Al-1. Ab ca. 15 s wächst ein Riss in der Fügezone. Bei 20 s (Simulation) bzw. 22 s (Experiment) hat der Riss die Achse des Messpunktes Al 3 passiert. Die plastischen Deformationen im AlMg3 sorgen ab hier für einen geringeren Verformungszuwachs dieses Messpunktes.

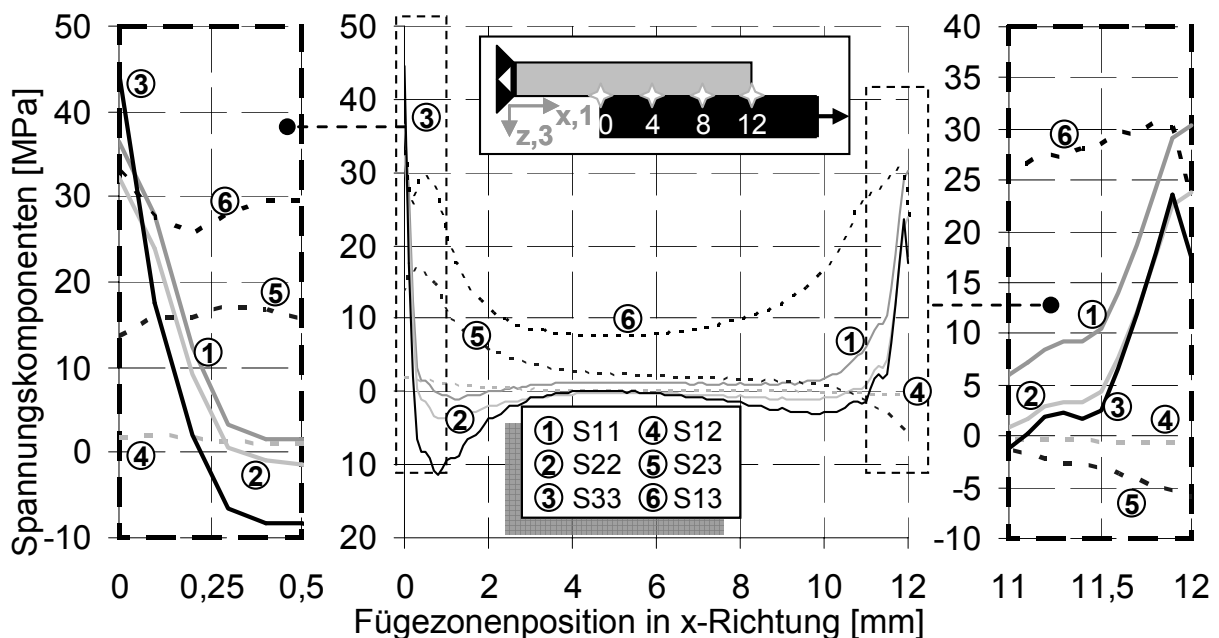


Abbildung 65: Komponenten des Spannungstensors vor Rissentstehung im Schubversuch

Abbildung 65 zeigt die Komponenten des Spannungstensors zum Zeitpunkt $t=15,2$ s unmittelbar vor Rissbeginn auf der Seite des AlMg3-Fügeteils. Da der Kraftfluss im Fügebereich von einem auf das andere Fügeteil übergeht, wird in den Randbereichen nicht der vollständige Fügezonenschnitt (CFK- und AlMg3-Fügeteil) zur Lastabtragung herangezogen, sondern zu den Rändern hin in zunehmendem Maße lediglich ein Fügepartner. Die Fügezone muss zwischen diesen beiden Bestrebungen der Fügeteile ausgleichen und deshalb werden die höchsten Werte der Schubspannungen S_{13} in den Randbereichen erreicht. S_{13} ist in den Randbereichen auf einem hohen Niveau von ca. 30 MPa, wobei die Spannungen auf der CFK-Seite etwas größer sind und etwas weniger stark zur Mitte hin abfallen. Zu diesem Zeitpunkt kommt es in den Randbereichen zu einem Abbau der Spannungsspitzen durch plastische Verformungen im Polymer, was sich in einem geringeren Anstieg der Spannungen zu den Fügeteilrändern bemerkbar macht und im Vergleich zu einem rein elastischen Werkstoff spannungsspitzenmindernd wirkt. In der Mitte der Fügezone werden ca. 8 MPa erreicht. Diese Spannungswerte lassen vermuten und die genaue Analyse an den Integrationspunkten bestätigt es, dass zu diesem Zeitpunkt die Schubspannungen nicht versagensrelevant sind. Die Zug-Normalspannungen S_{33} sind an der AlMg3-Seite, an der der Riss entsteht, unmittelbar unterhalb der Versagensgrenze von 49 MPa. Wenige 100 μm von dem Fügezonenschnitt bzw. der Risspitze entfernt bilden sich bedingt durch die Biegung des AlMg3-Fügeteils Druckspannungen aus, die nach ca. 4 mm abgebaut sind. Der Verlauf an der Seite des CFK-Fügeteils ist spiegelbildlich aufgebaut. Allerdings sind die Spannungen wegen der weniger lokalen und insgesamt geringeren Biegung an dieser Fügezonenseite breiter verteilt und kleiner.

S_{11} resultiert aus der Zugbelastung in 1-Richtung. Wegen des Übergangs des Kraftflusses von einem auf das andere Fügeteil werden auch die Normalspannungsanteile S_{11} zu den Rändern hin größer. Die durch die Längsdehnung der Fügezone in Krafrichtung hervorgerufenen Querkontraktion, führt in diesem Versuch zu Schubspannungen S_{23} . Diese erreichen an den Enden der Fügezone ein Maximum, weil hier der Unterschied der Längsdehnungen und somit auch der Querkontraktion zwischen den Fügeteilen am größten ist. Die Fügezone muss hier zwischen diesen beiden Bestrebungen der Fügeteile vermitteln und entwickelt somit Schubspannungen S_{23} . Auf der Seite des AlMg3 sind diese höher, weil das AlMg3 die höhere

Querdehnzahl besitzt und somit die Fügezone zum CFK-Fügeteil hin stärker vermiteln muss. Positive Schubspannungen S_{23} zeigen eine größere Querkontraktion des AlMg3 an, bei auftretenden negativen Schubspannungen ist das CFK-Fügeteil einer größeren Querkontraktion unterworfen. S_{22} in der Fügezone entsteht aus der behinderten Querkontraktion infolge Längsdehnung in 1-Richtung. Die Fügezone hat die größte Querkontraktionszahl im Verbund, aber die geringste Steifigkeit und Materialstärke. Somit dominieren die Verformungen der Fügeteile die Verformung der Fügezone, wodurch in diesem Falle Spannungen in 2-Richtung entstehen.

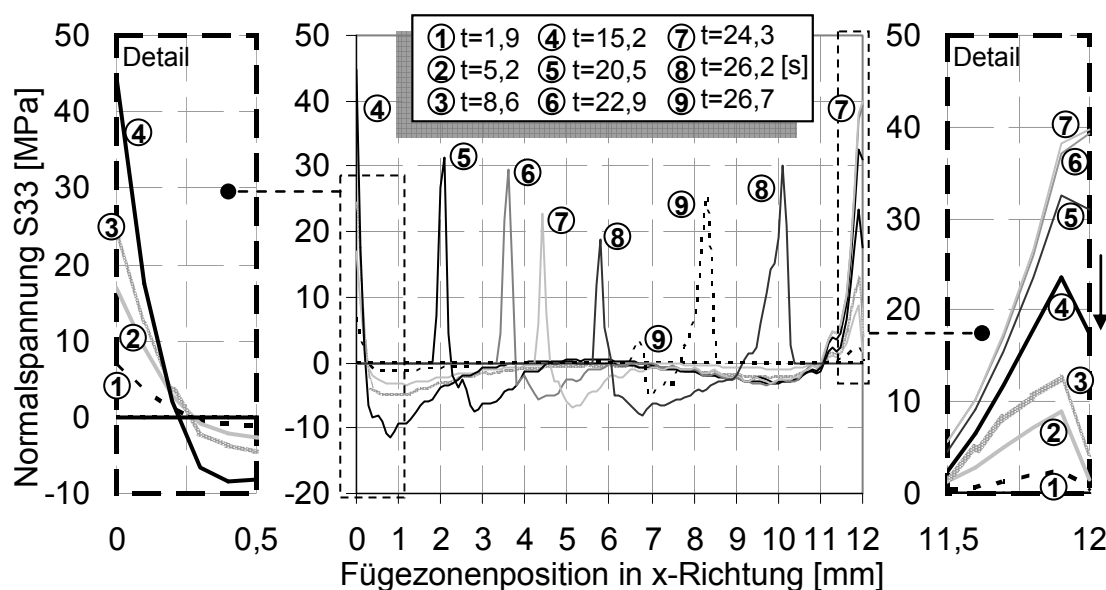


Abbildung 66: Schubversuch: Normalspannung S_{33} in der Fügezone zu unterschiedlichen Zeitpunkten

Bei der Analyse der Normalspannungen S_{33} zu verschiedenen Zeitpunkten ist auffallend, dass die Normalspannungen an der Risspitze mit der Zeit sinken. Bis zum ersten Riss bei 15,2 s steigen die Randspannungen an beiden Rändern und verursachen den Rissbeginn an der Seite des AlMg3, was Analysen der Spannungen an den Integrationspunkten ergeben. Bis zu einer Zeit von ca. 24 s sind die S_{33} -Spannungen am Integrationspunkt wahrscheinlich versagensauslösend. Das ist nicht eindeutig zu bestimmen, denn die Spannungen S_{13} sind an den Integrationspunkten ebenfalls in einem kritischen Bereich. Ab 24 s jedoch werden die Schubspannungen versagensrelevant. Die Normalspannungen haben jetzt auf der CFK-Seite ein höheres Niveau als auf der AlMg3-Seite, auf der sie im weiteren Verlauf immer

stärker abfallen. Durch die Angabe der Zeiten wird deutlich, dass für das Versagen aufgrund von S33, also dem Schalen, das kontinuierlich zeitlich eher langsam fortschreitende Versagen charakteristisch ist, wie es auch bei den Quer-Druck-Versuchen zu beobachten ist. Kommt es jedoch zu einem Schubversagen, tritt dieses schlagartig unter einer großen Rissausbreitungsgeschwindigkeit auf.

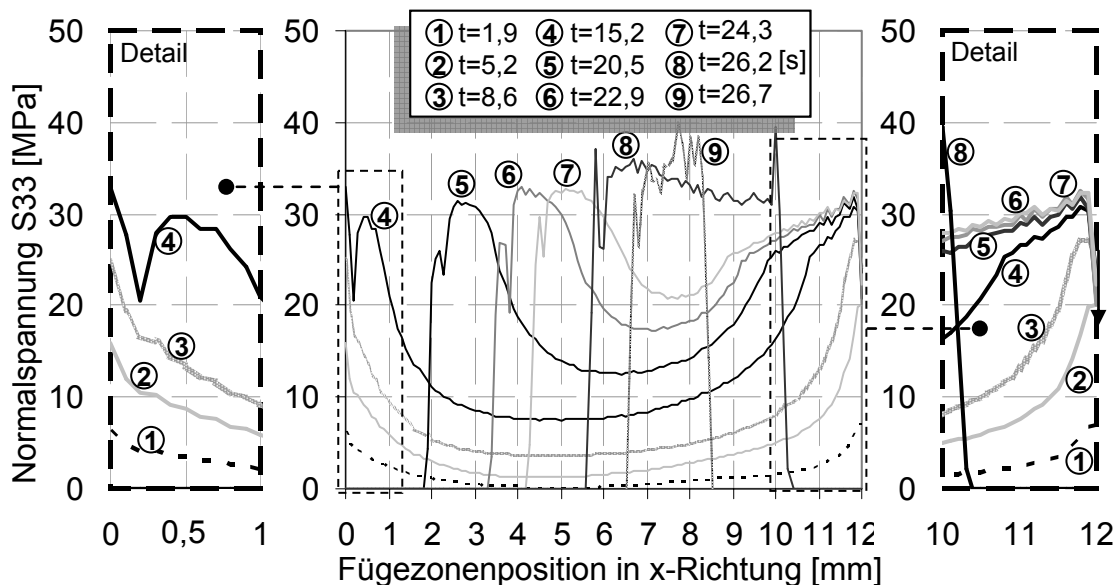


Abbildung 67: Schubversuch: Schubspannung S13 in der Fügezone zu unterschiedlichen Zeitpunkten

Abbildung 67 zeigt den Verlauf der Schubspannung zu verschiedenen Zeitpunkten des Versuchs. Bis zum Zeitpunkt $t=15,2$ s ist die Fügezone ungeschädigt und die Spannungen sowohl an den Rändern als auch in der Mitte der Fügezone wachsen stetig an. Es ist auffallend, dass mit wachsendem Riss und kleiner werdender Restfügezone die Maximalschubspannungen an den Restrandbereichen und der Fügezonenmitte steigen. Die Schubspannungen in der Mitte der Restfügezone wachsen dabei deutlicher als am Rand und kurz vor dem totalen Versagen erreichen die Spannungen in der Mitte sogar die Werte der Randspannungen.

Der oben beschriebene Wechsel der versagensauslösenden Spannungskomponente von S33 zu S13 tritt bei einem Rissfortschritt auf, der sich etwa über die erste Hälfte der Fügezone erstreckt. In Abbildung 68 werden charakteristische Bruchflächen aus Schubversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen bzw. Prüfgeschwindigkeiten gezeigt. Einerseits ist hier noch mal der in Kap 5.9 dargestellte Zusammenhang

zwischen Temperatur bzw. Prüfgeschwindigkeit und mechanischem Interlocking visuell nachzuvollziehen, andererseits fällt auf, dass die makroskopisch auffindbaren Polymerreste ausschließlich im Endbereich des AlMg3-Fügeteils platziert sind.

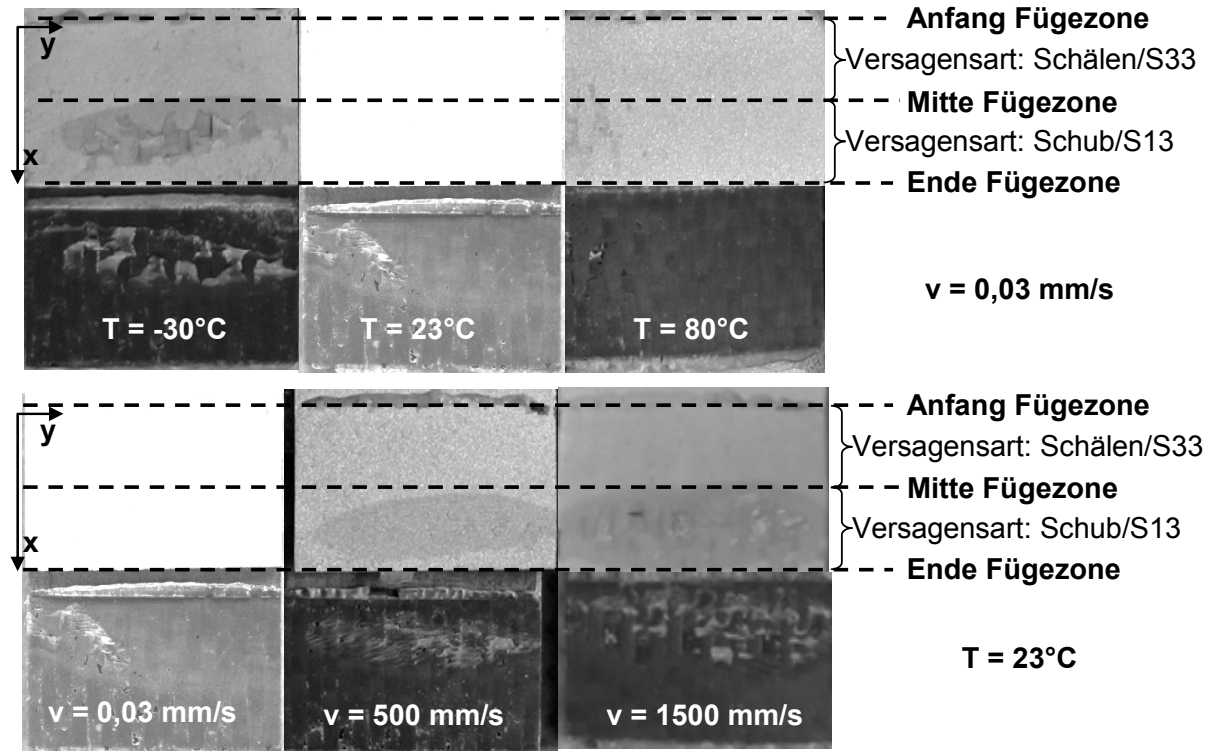


Abbildung 68: Bruchflächen aus Schubversuch bei unterschiedlichen Versuchsbedingungen

Das gehäufte Auffinden von Polymerresten in diesem Bereich führt zu dem Schluss, dass hier ein schubspannungsdominierter Spannungszustand vorherrscht. Im Gegensatz zum Schälen, wo das Verhältnis der Polymerzugfestigkeit/Haftung (normal zur Fügezone) groß ist, ist unter Schub das Verhältnis Polymerscherfestigkeit/Haftung (tangential zur Fügezone) geringer. Dabei ist zu berücksichtigen, dass die Haftung wegen der punktuellen mechanischen Verhakung in Hinterschneidungen lokal stark unterschiedlich ist. Das bedeutet, dass das Versagen bei einem geringeren Unterschied zwischen Festigkeit und Haftung zu einem grenschichtnahen Versagen mit Polymeranhaftung führt, weil das Polymer an vielen Stellen am AlMg3 haftet, während ein großer Unterschied dieser beiden Größen zu einem adhäsiven Versagen führt und nur an sehr punktuellen Stellen Polymer am AlMg3 haftet.

Dieses Phänomen tritt in den Versuchen bei unterschiedlichen Randbedingungen (Geschwindigkeit und Temperatur) zwar in unterschiedlichem Ausmaß, aber an den

gleichen Positionen auf. Das zeigt, dass die Ergebnisse der Spannungsanalyse bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit prinzipiell zum Verständnis der Vorgänge bei anderen Prüfbedingungen übertragen werden können.

Überraschend ist, dass die Bereiche mit kohäsivem Versagen in den Bruchbildern der Versuche bei -30 °C zwar etwas kleiner, aber prinzipiell ähnlich strukturiert sind. Trotzdem ist keine Steigerung der übertragbaren Kraft erkennbar. Die Steifigkeits- und Festigkeitsänderungen im Polyamid treten sowohl bei Abkühlung als auch bei einer Erhöhung der Dehnrates auf. Das bedeutet, dass andere Effekte als die Steifigkeits- und Festigkeitsanstiege des Fügezonenwerkstoffs ebenfalls einen Einfluss haben. Hier ist die Steifigkeitserhöhung im CFK zu berücksichtigen, die ausschließlich bei einer Dehnraterhöhung resultierend aus dem Prüfgeschwindigkeitsanstieg auftritt. Diese führt unterstützt von Trägheitseffekten dazu, dass die Schrägstellung erst bei größeren Globalverformungen auftritt und somit zunächst weniger Normalspannungen S_{33} auftreten. Die Steifigkeitssteigerung des CFK sorgt zudem für günstigere Spannungszustände im Inneren der Fügezone, was in Kap. 6.4.3 in Simulationen gezeigt wird.

6.3 Validierung an Zug-Scher-Versuchen

Die Validierungsversuche werden von dem in den Simulationen der Grundlagenversuche angepassten Fügezonmodell global sehr gut wiedergegeben. Abbildung 69 zeigt sowohl ein Bild einer kompletten Probe, sowie zum besseren Vergleich zwischen Simulationsmodell und Versuchsbild einen Ausschnitt um die Fügezone. Sowohl in Simulation als auch im Experiment startet der Riss von der Seite des AlMg3.

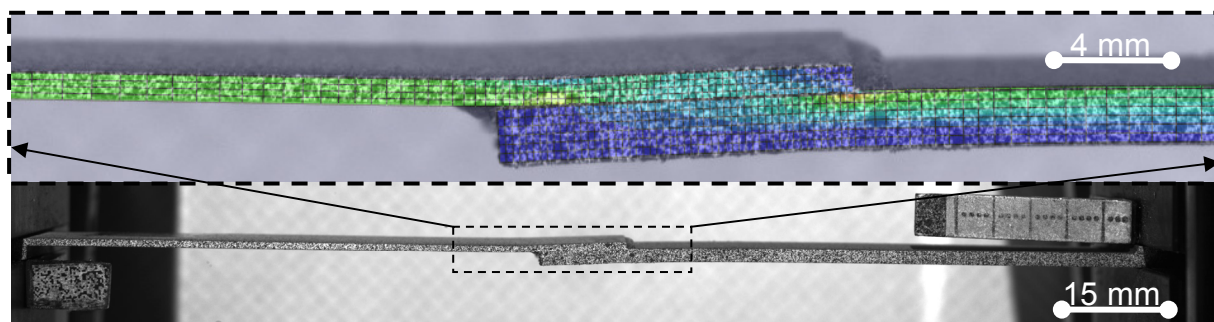


Abbildung 69: Collage des Simulationsergebnisses und des realen Validierversuchs im Detail und der Seitentotalen

Im Diagramm in Abbildung 70 sind die Kraft-Verschiebungs-Kurven des Experimentes und der Simulation aufgetragen. Im Bereich 1 liegen Simulation und Experiment deckungsgleich. Die Simulation wechselt bei im Vergleich zum Experiment etwas kleineren Kräften in den Bereich 2 und bleibt dann für den Rest des Versuches auf einem ca. 5 % niedrigeren Niveau. Zum Ende des Versuches gleichen sich die Kräfte in Simulation und Experiment wieder mehr an, bis die Simulation bei einer ca. 3 % kleineren Globalverschiebung versagt.

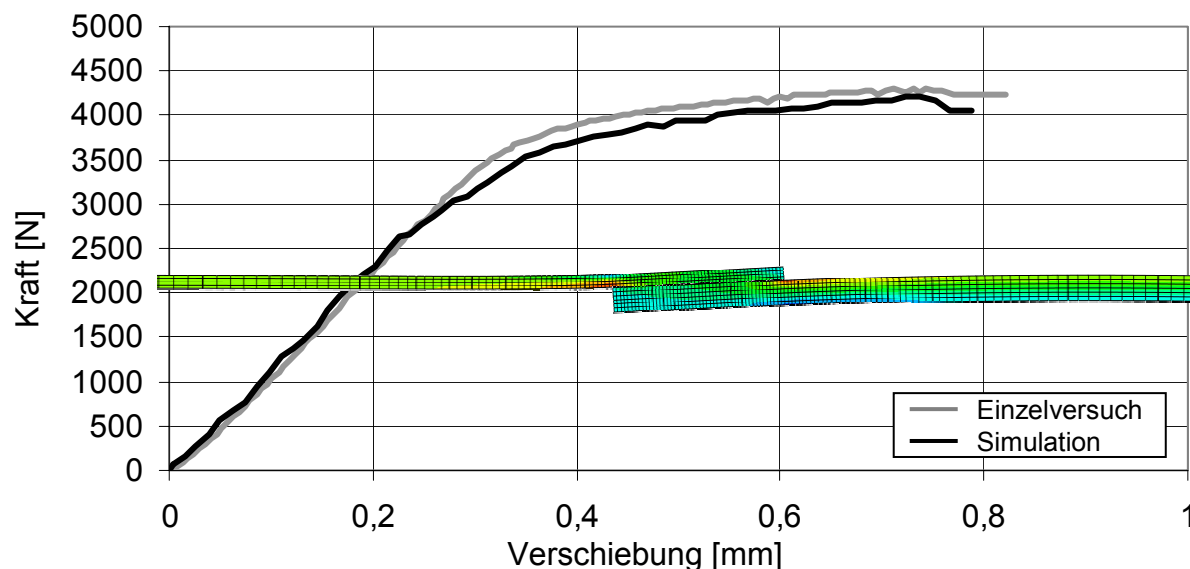


Abbildung 70: Validierversuch: Globaler Vergleich zwischen Simulation und Experiment

Beim Vergleich der Detailmesspunktverschiebungen im Fügezonesbereich aus Simulation und Versuch ist ebenfalls eine gute Übereinstimmung zu erkennen. Abbildung 71 zeigt die entsprechenden Verschiebungs-Zeit-Kurven in Diagrammen.

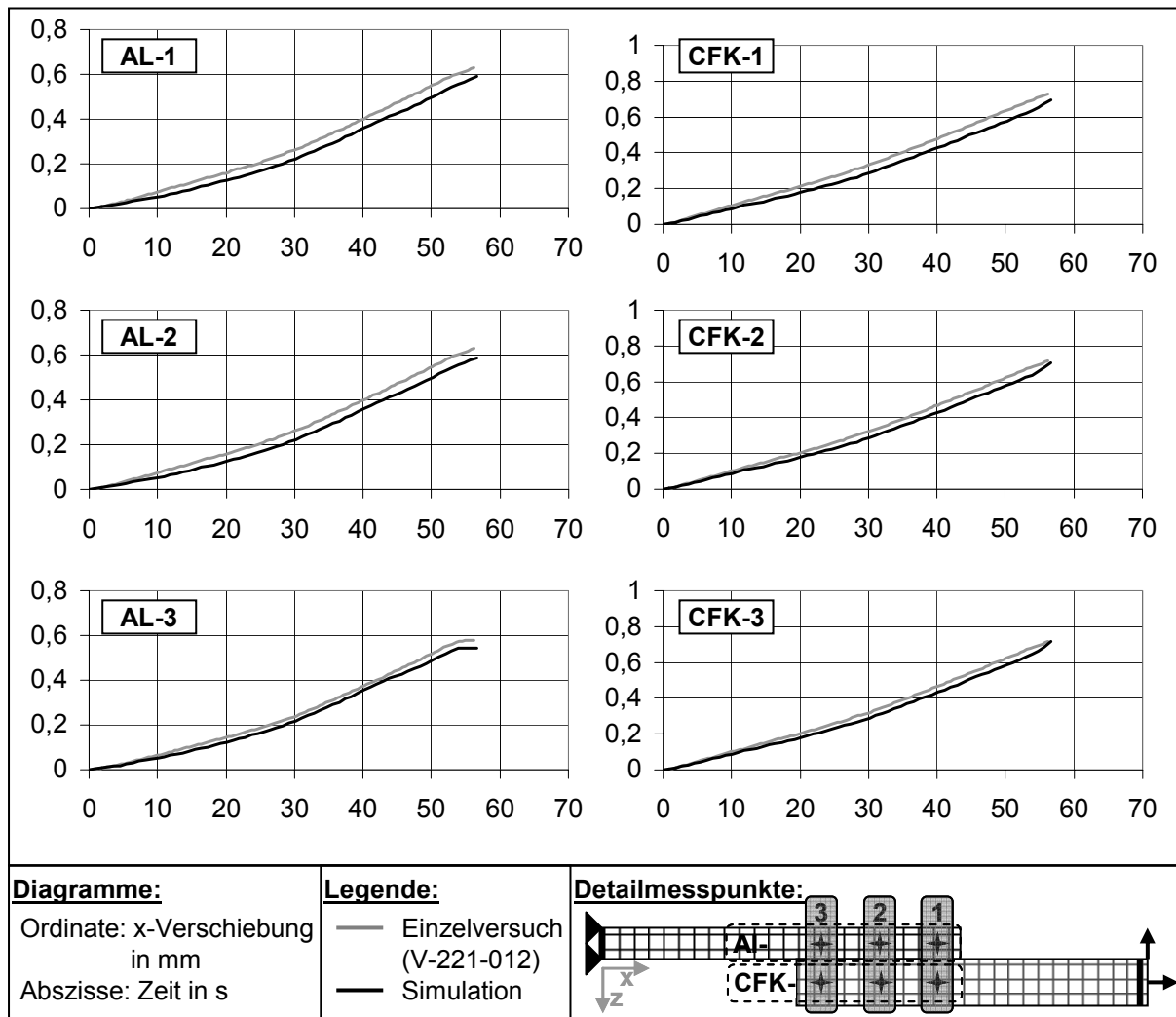


Abbildung 71: Vergleich der Detailmesspunktverschiebungen zwischen Experiment und Simulation bei den Validiersuchen

Die Simulation liegt in den Verschiebungs-Zeit-Kurven weniger als 5 % unterhalb des Experiments. Die CFK-Messpunkte verschieben aus den gleichen Gründen wie bei den Schubversuchen stärker als die AlMg3-Punkte. Die Verschiebungen der Punkte auf dem gleichen Fügeteil sind sehr ähnlich. Bei ca. 28 s ist ein Steigungsprung in den Kurven erkennbar. Hier beginnt das AlMg3 zu plastizieren, was zu einer verstärkten Zunahme der Verdrehung führt. Nahezu gleichzeitig beginnt der

erste Riss zu wachsen. Bei ca. 52 s steigt die Verschiebung des Messpunktes 3 auf dem AlMg3-Fügeteil kaum noch an, hier gleichen durch den schnell wachsenden Riss die plastischen Verformungen im ablösenden AlMg3 die globalen Verschiebungszuwächse aus, bevor es dann binnen weniger Sekunden zur totalen Trennung kommt.

Abbildung 72 zeigt den Spannungszustand kurz vor Rissbeginn. Es ist zu erkennen, dass die Normalspannungen S33 am Ende des CFK-Fügeteils am höchsten sind, sie sind in diesem Abschnitt des Versuchs versagensrelevant. Die Normalspannungen S33 fallen im weiteren Verlauf der Fügezone in den Druckbereich ab und steigen am Ende der Fügezone auf ein unkritisches Niveau. Die Normalspannungen S11 und S22 nehmen keine versagenskritischen Werte an, jedoch entstehen nicht zu vernachlässigende Spannungsanteile an den Fügezonenrandbereichen, die im Wesentlichen auf die aufgezwungenen Verschiebungen der Fügeteile bzw. die behinderten Querdehnungen zurückzuführen sind. Aus diesem Grund entstehen auch Schubspannungen S23.

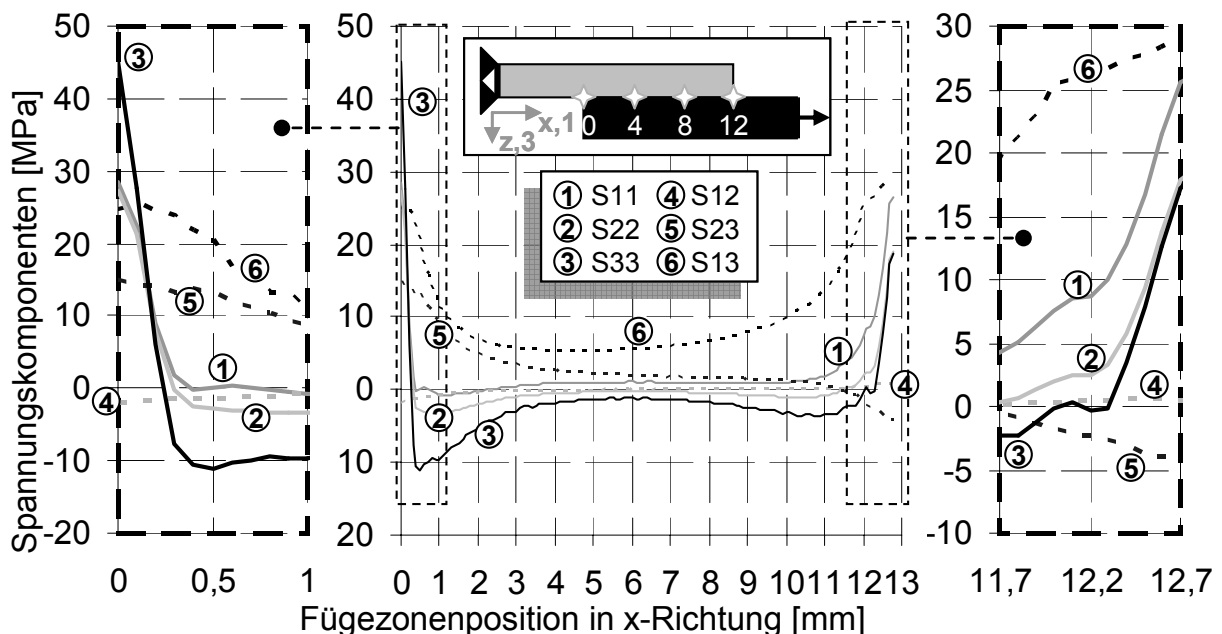


Abbildung 72: Komponenten des Spannungstensors vor Rissentstehung im Validierversuch

Die Schubspannungen S12 entwickeln keine signifikanten Spannungsanteile. Die Schubspannungen S13 sind an beiden Enden auf einem hohen Niveau annähernd gleich groß, aber zu dem Zeitpunkt noch nicht versagensrelevant. Ab ca. 15 s

beginnen sich die Spannungsspitzen durch plastische Verformung im Polymer abzubauen, was sich in einem geringeren Anstieg zu den Fügeiteilrändern bemerkbar macht. In Abbildung 73 ist der zeitliche Verlauf der Schubspannungen S13 dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass der Riss hier im Gegensatz zu den Schubversuchen deutlich langsamer wächst, was nicht nur mit der relativ gesehen langsameren Verformung zu tun hat. Nach ca. 90 % der Versuchszeit ist der Riss etwas mehr als 1 mm lang. Im Validiersuch mit den 70 mm langen freien Fügeiteilen können Spannungsspitzen, die sich aus dem Moment ergeben, wegen der geringeren Biegesteifigkeit besser abgebaut werden. Der Schubspannungszustand, der sich hier ausbildet, ist an den Rändern maximal und fällt zur Fügezone mit ab. Hier wird die Schubspannung S13 schon bei etwa 3 mm Risslänge versagensrelevant. Dabei wird es anders als bei den Schubversuchen nicht geschafft, die Schubspannungen zu Ende des Versuchs in der Fügezone mit auf das Niveau der Ränder zu erhöhen und so ein konstantes Niveau über der Fügezone zu erreichen. Außerdem kommt es zu keinem Risswachstum am Ende des AlMg3-Fügeiteils.

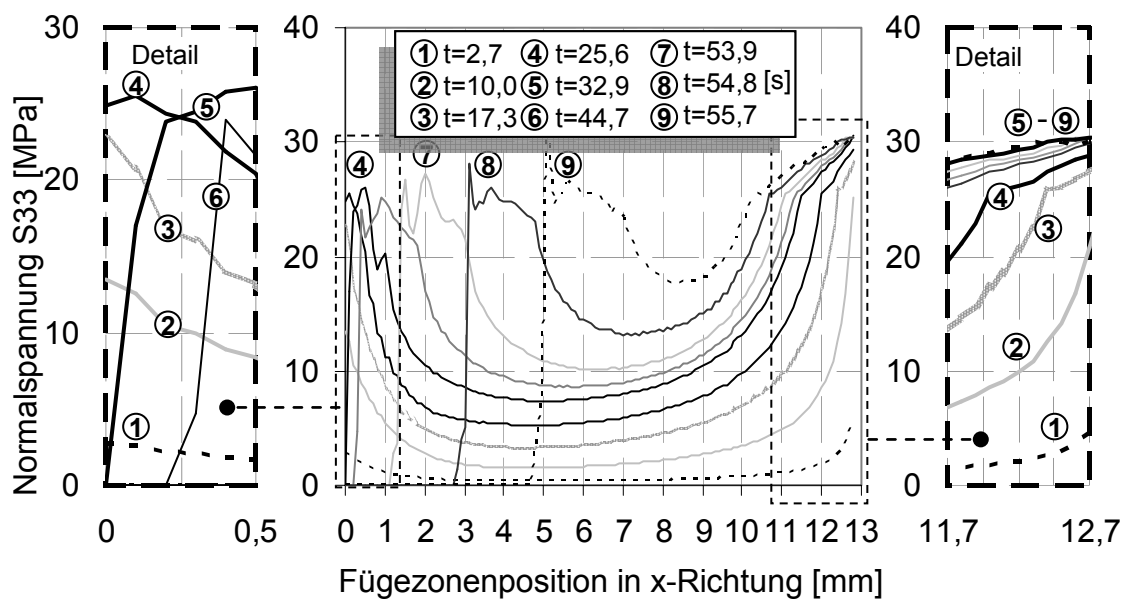


Abbildung 73: Validiersuch: Schubspannung S13 in der Fügezone zu unterschiedlichen Zeitpunkten

Dass S13 in diesem Versuchstyp schon bei etwa 3 mm versagensrelevant ist, kann auch am Bruchbild abgeleitet werden. Die makroskopisch sichtbaren Polymeranhafungen sind nicht nur am Ende des AlMg3-Fügeiteils zu finden, sondern erstrecken

sich teilweise deutlich über die Fügezonemitte hinaus in den angeführten Bereich (Abbildung 74).

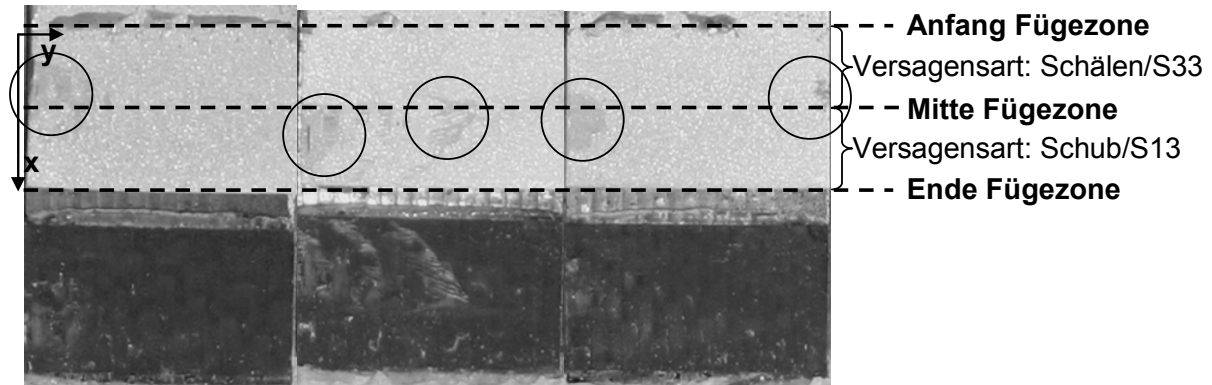


Abbildung 74: Bruchflächen aus Validierungsversuchen

6.4 Parameterstudie

6.4.1 Übersicht

Mit dem validierten Modell ist es möglich, die Auswirkungen von Parameteränderungen auf das Probenverhalten zu untersuchen, um so das Verständnis für die Spannungsübertragung in der Fügezone zu festigen und eine Prognose des mechanischen Verhaltens zu erhalten. In diesem Kapitel werden zwei Studien vorgestellt, in denen exemplarisch die Auswirkungen von geometrischen (Dicke AlMg3-Fügeteil) bzw. werkstofflichen Veränderungen (E-Modul CFK) untersucht werden. Einen Überblick liefern hier die globalen Kraft-Verschiebungs-Kurven der Simulationen. An exemplarischen Kurven werden dann bei charakteristischen Punkten im Versuch Spannungszustände gezeigt und Effekte dargestellt. Die Einflüsse werden an einem Versuch untersucht, der eine bauteilnahe Belastung erzeugt. Hierzu wird ein Zug-Scher-Versuch mit einer freien Fügeteillänge von 50 mm und einer Überlappungslänge von 12 mm modelliert. Die Referenzsimulation benutzt die Parameter aus den validierten Versuchssimulationen. Tabelle 6 zeigt eine Übersicht über die durchgeführten Studien und deren Variationsschritte.

Tabelle 6: Übersicht über die Studien und die Variationsschritte

	Einheit	Referenz	Variationen								
			1	2	3	4	5	6	7	8	9
Dicke Aluminium	[mm]	1	1,5	1,3	1,15	1,1	1,05	0,95	0,9	0,85	0,7
Variation	[%]	0	50	30	15	10	5	-5	-10	-15	-30
E-Modul CFK	[Mpa]	54000	81000	70200	62100	59400	56700	45900	37800		
Variation	[%]	0	50	30	15	10	5	-15	-30		

6.4.2 Studie zur Dicke des AlMg3-Fügeteil

Eine Änderung der Dicke des AlMg3-Fügeteils führt wegen der größeren Querschnittsfläche zu einem Steifigkeitsanstieg (EA) und zu einem Anstieg der Biegesteifigkeit (EI) des AlMg3-Fügeteils. Allerdings erhöht sich auch die Exzentrizität bzw. der Hebelarm der entstehenden Zugkräfte. In den Simulationen wird angenommen, dass sich durch die mit der Dickenvariation einhergehenden Änderungen im induktiven Feld während des Schweißens keine Änderungen in den Eigenschaften der Fügung im Vergleich zu den untersuchten Schweißungen ergeben.

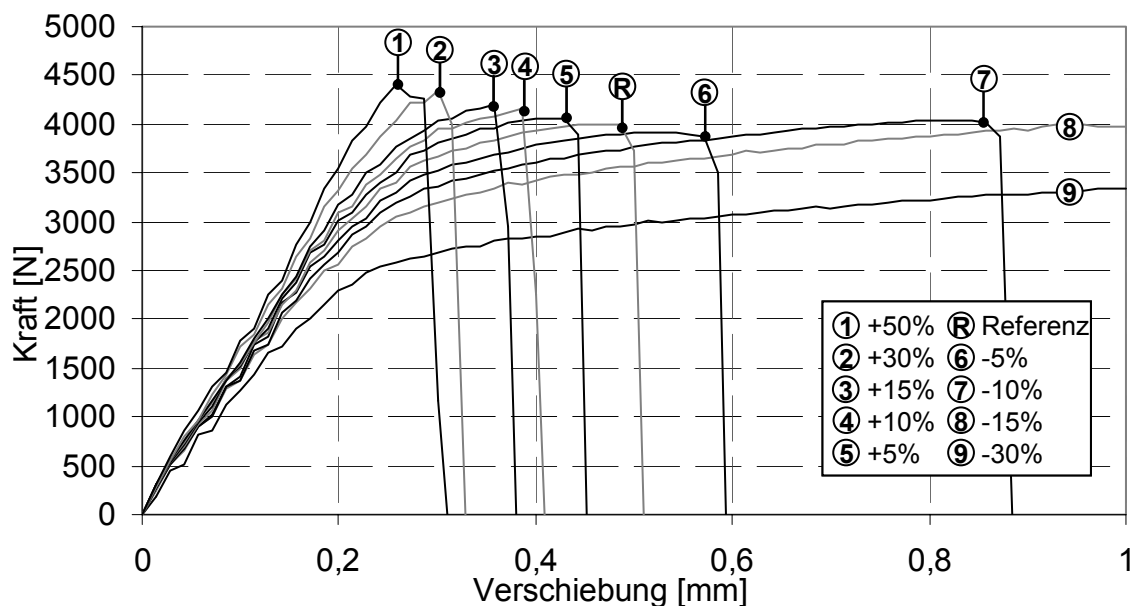


Abbildung 75: Kraft-Verschiebungs-Kurven bei unterschiedlichen Dicken des AlMg3-Fügeteils

Abbildung 75 zeigt den Einfluss auf das globale Kraft-Verschiebungs-Verhalten bei Variation der Dicke des AlMg3-Fügeteils. Mit steigender Dicke können höhere Kräfte (bis zu 10 % mehr) übertragen werden, während die globale Maximalverformung

abnimmt. Bei einer Verringerung der Fügeiteildicke nimmt die globale Verformung deutlich zu, während die Maximalkräfte kaum sinken. Bei der Verringerung der Dicke um mehr als 10 % steigt die globale Maximalverformung überproportional an und wird ab 15 % Absenkung der Dicke im untersuchten Verschiebungsraum nicht mehr erreicht. Die Versagenskräfte bleiben hierbei auf gleichem Niveau. Bei einer Senkung um mehr als 30 % ist von einem Versagen des AlMg3-Fügeteils auszugehen.

Am Kurvenanfang macht sich die mit der Dickenzunahme einhergehende Steifigkeitssteigerung des AlMg3-Fügeteils in einem steileren Kurvenanstieg bemerkbar. Die nach dem Kurvenanstieg sichtbaren Änderungen der Kurvencharakteristik sind auf die unterschiedlich großen plastischen Verformungen zurückzuführen. Weil bei einer Dickensteigerung von 50 % keine vollständige Plastizierung des AlMg3-Querschnittes auftritt, kommt es zu einem nahezu linearen Kurvenanstieg und den kleinsten Globalverformungen im untersuchten Bereich. Je geringer die Dicke in den anderen Simulationen ist, desto geringer sind die Kräfte, bei denen es zu querschnittsausfüllenden plastischen Deformationen im AlMg3 kommt. Diese führen im weiteren Verlauf zu einer veränderten Schrägstellung des Fügebereiches sowie zu größeren Globalverformungen. Die vollständige und großflächige Plastizierung des AlMg3-Fügeteils bei den Simulationen mit 10 % bzw. 15 % reduzierter Dicke sorgt bei großen Verformungen für eine besseren Anpassung des AlMg3-Fügeteils an die Restfügefläche und das CFK-Fügeteil, weshalb hier die Versagenskräfte nicht weiter sinken und im Vergleich zur 5 %-igen Verringerung der Fügeiteildicke sogar leicht zunehmen.

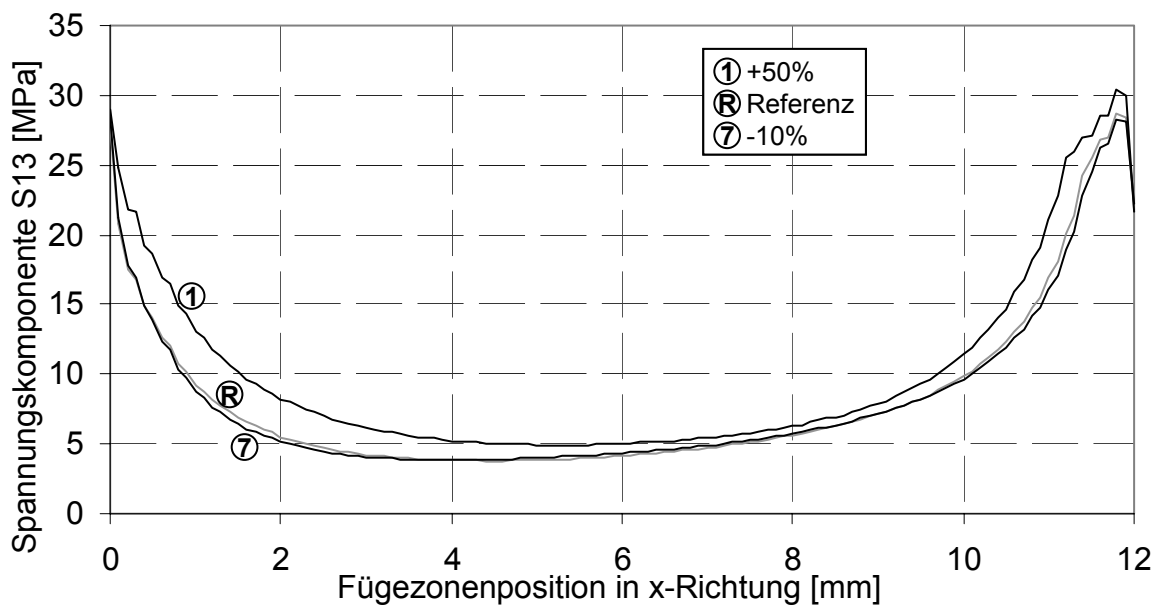


Abbildung 76: Schubspannungen S13 bei unterschiedlichen Dicken des AlMg3-Fügeteils

Abbildung 76 zeigt die Spannungszustände in der Fügezone von Simulationen mit unterschiedlichen AlMg3-Fügeteildicken bei vergleichbarer Globalverschiebung vor Rissbeginn. Es ist zu erkennen, dass die Schubspannungen am Fügezonebeginn und -ende bei den Simulationen mit verschiedenen Fügezoneendicken vergleichbare Werte annehmen. In Richtung der Fügezone Mitte fallen die Spannungen bei der gesteigerten Fügeteildicke weniger schnell ab. Die Spannungsverläufe nähern sich bei der Fügezonekoordinate von 8 mm an, was auf den mit der Dickenerhöhung einhergehenden Exzentrizitäts- und Momentenanstieg zurückgeführt werden kann. Insgesamt betrachtet können hier bei vergleichbaren Maximalspannungen an den Fügezoneenden größere Kräfte übertragen werden. Der Spannungszustand ist bei einem dickeren AlMg3-Fügeteil also günstiger als bei dünnen.

6.4.3 Studie zum E-Modul des CFK

Im Rahmen dieser Studie wird der Einfluss der Steifigkeitsvariation des CFK untersucht. In der Realität könnte dies beispielsweise durch die Verwendung von andersartigen Fasern, anderen Faservolumengehalten oder -orientierungen realisiert

werden. Abbildung 77 zeigt die Ergebnisse der Steifigkeitsvariationen in Kraft-Verschiebungs-Kurven.

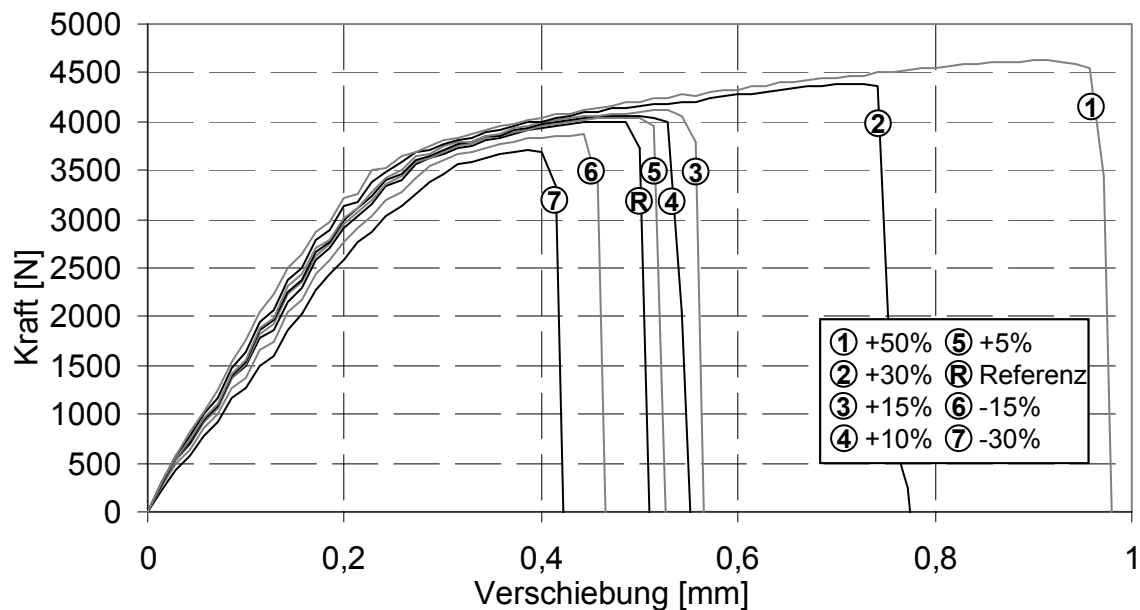


Abbildung 77: Kraft-Verschiebungs-Beziehungen bei CFK-E-Modul-Variation

Im Vergleich zur Referenzsimulation mit den CFK-Eigenschaften der im Rahmen der Arbeit verwendeten Lamine sinkt die Maximalkraft (4000 kN) bei Steifigkeitsabsenkung um bis zu 9 % (3700 kN), während die Maximalkraft bei Steifigkeitserhöhung um bis zu 15 % (4600 kN) zunimmt. Zu Kurvenbeginn macht sich der Einfluss der Steifigkeitsvariation in der Kurvensteigung deutlich bemerkbar. Erwartungsgemäß gilt hier, dass die Kurvensteigung mit einem Steifigkeitsanstieg im CFK-Fügeteil wächst. Hierbei ist zu beachten, dass die Steifigkeitsvariation wegen der in Relation zum AlMg3-Fügeteil doppelt so großen Dicke von 2 mm einen deutlichen Einfluss auf die Biegesteifigkeit hat. Die erreichten maximalen Globalverformungen wachsen mit steigender CFK-Steifigkeit überproportional an. Dies ist darauf zurückzuführen, dass hier höhere Kräfte und damit einhergehende größere Plastizierung des AlMg3-Fügeteils auftreten. Die Schrägstellung der Fügezone im Übergang zum Bereich 2 tritt bei geringeren CFK-Steifigkeiten früher und schneller wachsend auf. Auf einem Kraftniveau von 2500 N ist die Schrägstellung der Fügezonemitte bei der Simulation mit 30 % reduzierter Steifigkeit um 7 % größer, während diese bei der Simulation mit 50 % erhöhter Steifigkeit um 14 % geringer ist als die Schrägstellung in der Referenzsimulation.

renzsimulation. Das beeinflusst den Spannungszustand im Inneren der Fügezone, was in Abbildung 78 dargestellt wird.

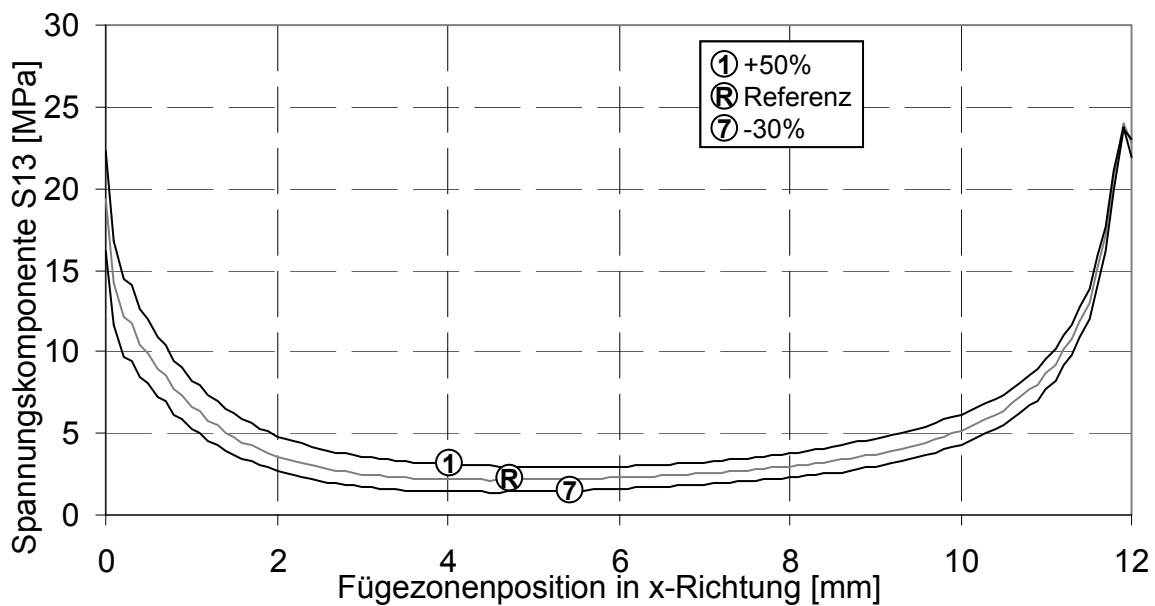


Abbildung 78: Schubspannungen S13 bei unterschiedlichen Steifigkeiten des CFK-Fügeteils und gleicher Globalverformung

Die Spannungen im Fügezoneninnenbereich bei gleicher Globalverformung liegen bei höheren Steifigkeiten oberhalb und bei niedrigeren Steifigkeiten unterhalb der Spannungen in der Referenzsimulation. Die Spannungen an den Rändern liegen in den Simulationen auf vergleichbarem Niveau. Das zeigt, dass bei größeren CFK-Steifigkeiten in der Fügezone auf der gleichen zur Verfügung stehenden Fläche mehr Kräfte übertragen werden können. Der Spannungszustand ist bedingt durch die geringere Schrägstellung und die erhöhte Steifigkeit homogener und führt daher erst bei höheren Kräften zum Versagen.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Das Induktionsschweißen zwischen CFK und AlMg3 ist ein neuentwickeltes Fügeverfahren. Das Ziel dieser Arbeit war die Analyse solcher Fügeverbindungen, um das Wissen über das mechanische Verhalten und deren Einflussgrößen zu erweitern. Dabei wurden experimentelle und simulative Untersuchungen durchgeführt. Es wurde eine Validierungsstrategie entworfen und angewendet, um ein validiertes FE-Simulationsmodell der Schweißungen auf Basis der experimentellen Untersuchungen aufzubauen und den Spannungszustand im Innern der Fügezone analysieren zu können.

Die Fügeteilwerkstoffe wurden unter Einfluss der Temperatur (-30 °C, RT und 80 °C) und/oder Dehnraten (quasistatisch, 20 s⁻¹, 40 s⁻¹) experimentell charakterisiert. Erwartungsgemäß zeigen sich beim Polyamid die größten Einflüsse der Dehnraten bzw. der Temperatur auf die Spannungs-Dehnungs-Verläufe. Im untersuchten Bereich schwanken Steifigkeit und Festigkeit in großen Bereichen. CFK erreicht größere Steifigkeiten und Festigkeiten bei höheren Dehnraten, während die Temperaturänderungen nur einen geringen Einfluss haben. Die Spannungs-Dehnungs-Verläufe des AlMg3 ändern sich bei den untersuchten Temperaturvarianzen lediglich marginal.

Im Rahmen der Grundlagenversuche wurde die Fügezone in den kritischen Lastfällen Schub tangential zur Fügezone (Schubversuche) und Zug bzw. Schälens normal zur Fügezone (Quer-Druck-Versuche) untersucht. Die Quer-Druck-Versuche reagieren durch die Art der Belastung sehr sensitiv auf Qualitätsunterschiede in der Schweißung, was sich durch eine relativ große Streuung bemerkbar macht. Die Schweißungen versagen bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit klar adhäsiv in der Grenzschicht zum AlMg3. In REM-Analysen sind nur sehr wenige und kleine punktuelle Polymeranhaftungen zu finden. Die Zugnormalspannungen sind hier über den gesamten Versuchsverlauf versagensentscheidend.

Die Temperaturvariation zwischen -30 °C und 80 °C zeigt nur einen geringen Einfluss auf das Verhalten der Schweißung bei Schälbelastung. Die Bruchbilder und die Festigkeiten sind nahezu unverändert, die maximalen Verschiebungen sind sowohl bei Temperatursteigerung, als auch bei Temperatursenkung geringer als bei Raumtemperatur. Mit steigender Prüfgeschwindigkeit (0,03 mm/s bis 1500 mm/s) steigen

die Festigkeiten und die maximalen Verschiebungen im Vergleich zu den Versuchen bei quasistatischer Prüfgeschwindigkeit um bis zu 90 % an. Begründet werden kann das vor allem mit der gesteigerten Haftung des Polyamids am AlMg₃, dem Steifigkeitsanstieg des CFK und dem Festigkeitsanstieg des Polyamids, die durch die erhöhte Dehnrate induziert werden. Mit steigender Prüfgeschwindigkeit sind zunehmend und in engeren Abständen Polymerreste am AlMg₃ zu finden, sodass man das Versagen als grenzschichtnah bezeichnen kann. Dabei ist der Grad der Polymeranhaftung homogen verteilt über der Fügezone.

Bei den Schubversuchen bei Raumtemperatur und quasistatischer Prüfgeschwindigkeit ist die Streuung der Versuche geringer und die Kräfte liegen auf einem deutlich höheren Niveau, aber auch hier sind adhäsiv dominierte Bruchflächen mit sehr kleinen Bereichen von grenzschichtnahem Versagen am Ende des AlMg₃-Fügeteils zu beobachten. Die simulative Analyse zu diesen Versuchen ergibt, dass bis etwa zur Fügezonenmitte die Zugnormalspannungen versagensentscheidend sind und zu einem adhäsiven Versagen führen. Etwa ab der Fügezonenmitte werden die Schubspannungen versagensrelevant, wodurch es zu einzelnen grenzschichtnahen Polymeranhaftungen in diesem Bereich kommt. Dabei ist auffallend, dass die Rissgeschwindigkeit bei schubdominiertem Versagen deutlich schneller ist als bei normalspannungsdominiertem.

Die Temperaturvariationen zwischen -30 °C und 80 °C führen zu keinen Änderungen der Kraftniveaus. Das Bruchbild ist bei 80 °C ähnlich adhäsiv dominiert, während bei -30 °C ein signifikanter kohäsiver Anteil am Ende des AlMg₃-Fügeteils auffindbar ist. Die Maximalverschiebung ist bei den Versuchen bei 80 °C ca. 20 % kleiner, bei -30 °C unverändert im Vergleich zu den Versuchen bei Raumtemperatur. Die Prüfgeschwindigkeit (variiert zwischen 0,03 mm/s und 1500 mm/s) hat einen großen Einfluss auf die Festigkeit (Steigerung bis 60 %) und dadurch auch auf die maximale Verschiebung (Steigerung um bis zu 830 %). Die Festigkeitssteigerung ist auch bei den Schubversuchen auf die gesteigerte Haftung des Polyamids am AlMg₃ und das dehnratenabhängige Verhalten des CFK und des Polyamids zurückzuführen. Die große Steigerung der Gesamtverschiebung ist hauptsächlich bedingt durch das Plastizieren des AlMg₃, das bei den Versuchen bei 1500 mm/s sogar den Festigkeitsbereich des AlMg₃ erreicht und es deswegen in der Mehrzahl der Versuche zu einem Fügeteilbruch kommt. Die Bruchbilder zeigen Mischbrüche aus adhäsiven

Anteilen besonders am Beginn der Fügezone und kohäsiven Anteilen besonders am Ende des AlMg3-Fügeteils.

Die Ergebnisse der Experimente zeigen, dass neben den physikalischen Bindungen in der Grenzfläche AlMg3-Polyamid das mechanische Interlocking zwischen Polyamid und korundgestrahlter AlMg3-Oberfläche den wesentlichen Beitrag zur Kraftübertragung leistet. In rasterelektronenmikroskopischen Analysen der Bruchflächen konnte diese These durch die Häufigkeit und Art der Polyamidreste auf der AlMg3-Fäche von Proben bei verschiedenen Prüfbedingungen belegt werden. Dabei konnten Aufladungseffekte des isolierenden Polymers erfolgreich dazu genutzt werden, um Polymeranhaftungen auf der AlMg3-Oberfläche zu identifizieren.

Der festigkeitssteigernde Einfluss der Prüfgeschwindigkeit ist darauf zurückzuführen, dass sich das in den Hinterschneidungen befindliche Polyamid bei den hohen lokalen Dehnraten wegen der auftretenden Versteifungseffekten nicht aus der Umklammerung lösen kann. Dadurch wird die Kraft weiter in die Polyamidschicht hineingetragen und es kommt zu einem grenzschichtnahen Versagen oder bei höheren Geschwindigkeiten sogar zu einem Versagen mit kohäsiven Bereichen. Das grenzschichtnahe Versagen bildet sich dabei nicht als Schichtanhaftung sondern als gehäuftes Auftreten singulärer Polymerreste in Vertiefungen des AlMg3 aus. Bei dem aufgetretenen kohäsiven Versagen haftet das Polymer an ausreichend vielen Stellen, so dass die Kräfte teilweise bis an Faserbündel des CFK herangeführt werden und dort zur Ablösung führen.

Bei den Temperaturvariationen scheinen sich die konträren Effekte der Versteifung/Festigkeitssteigerung in Verbindung mit der Versprödung und die Steifigkeits- und Festigkeitssenkung kombiniert mit einem Duktilitätsanstieg gegenseitig so auszugleichen, dass im untersuchten Temperaturfeld keine signifikanten Festigkeitsänderungen beobachtet werden können.

Die experimentellen Untersuchungen wurden unter schwierigen Bedingungen an sehr kleinen Probenkörpern (Messbereich ca. 5 mm x 40 mm) in einer Temperierkammer und bei hohen Geschwindigkeiten durchgeführt. Dabei wurde zur Auswertung eine Messtechnik basierend auf optischer Grauwertanalyse eingesetzt und zudem zur Validierung der Simulation verwendet. Die Koordinaten von Referenzpunkten als Validierungsgröße zwischen Versuch und Experiment war erfolgreich. Zudem kann die reale Verschiebungssituation jedes Versuchs an den Einspannun-

gen analysiert und in die Simulation übertragen werden. Der Traversenweg erwies sich besonders bei den Schubversuchen als nicht übereinstimmend mit der realen Verschiebungssituation und wurde durch die optische Verschiebungsanalyse ersetzt. Die validierte Simulation konnte die Versuche in guter Übereinstimmung abbilden. Dabei wurde die geometrische Struktur der Fügezone homogenisiert. Der „Blick“ ins Innere der Fügezone liefert dabei interessante Erkenntnisse und fördert das Verständnis der Lastabtragung in induktionsgeschweißten Verbindungen zwischen AlMg3 und CFK. Die stark inhomogenen Spannungszustände aller simulierten Versuche sind gekennzeichnet von Spannungsspitzen an den Fügezonenträndern und niedrige Spannungsniveaus in den Mittelbereichen der Fügezone. Dabei finden die Geometrien, die Nichtlinearitäten, die werkstofflichen Unterschiede und die spezifischen Versuchsrandbedingungen Einzug in die Analysen.

Zusätzlich wurden an diesem validierten Modell Simulationsstudien durchgeführt, die analysieren und erläutern, welchen Einfluss Variationen der Fügeteile auf die mechanischen Eigenschaften haben. Es zeigt sich, dass eine Dickenerhöhung des AlMg3-Fügeteils zu höheren Versagenskräften und geringeren Globalverschiebungen führt. Höhere Versagenskräfte und Globalverschiebungen resultieren aus der Erhöhung der CFK-Steifigkeit. Ursache ist im Wesentlichen eine geänderte Lastabtragung in der Fügezone, die zu höheren Spannungsniveaus in den Fügezoninnenbereichen führt und so auf gleiche Fügefläche mehr Kraft übertragen kann. Diese Ergebnisse zeigen nochmals sehr deutlich, dass der in der Praxis immer wieder angestellte direkte Vergleich der Versagenskräfte aus Versuchen mit verschiedenartigen Verbindungen (Fügeteilwerkstoffe -geometrien, ...) zu falschen Ergebnissen führt.

In zukünftigen Arbeiten ist es interessant auch die Einflüsse der Temperatur und der Dehnrates in das Modell einfließen zu lassen. Dazu muss die kohäsive Phase der Fügezone um ein (dehnraten- und temperaturabhängiges) Versagensmodell erweitert werden und die Kontaktschicht muss ein dehnratenbeeinflusstes Trennungskriterium erhalten. Dabei ist allerdings anzumerken, dass dafür die kommerziell in ABAQUS verfügbaren Werkstoffmodelle nicht ausgelegt sind und hier eigene Formulierungen eingebracht werden müssen. Eine weitere interessante Fortführung der Arbeit stellt ein Skalensprung in der Simulation dar. Die hier vorgestellten Simulationen benutzen mikromechanische Modelle, um die Spannungszustände in

der Fügezone möglichst detailliert auflösen und analysieren zu können. Zu einem Einsatz in der Bauteilsimulation eignet sich diese detaillierte Modellierung wegen ihrer Ressourcen- und Zeitintensivität nicht. Hier könnten makromechanische Simulationsansätze entwickelt werden, die auf Basis der detaillierten Informationen des Spannungszustandes Vereinfachungen und Zusammenfassungen vornehmen, die zu effizienteren Simulationen führen.

Literaturverzeichnis

- [1] ABAQUS Documentation. Version 6.7.1
- [2] Abaqus Theory manual. Version 6.7.1
- [3] Arbeitsgruppe W4 „Fügen von Kunststoffen“: Taschenbuch DVS-Merkblätter und –Richtlinien – Fügen von Kunststoffen. DVS-Verlag, 11. Auflage, 2006
- [4] ASTM D1002 - 05 Standard Test Method for Apparent Shear Strength of Single-Lap-Joint Adhesively Bonded Metal Specimens by Tension Loading
- [5] Balle, F., Wagner, G., Eifler, D.: Fügen artfremder Werkstoffe - Ultraschallschweißen von Kohlenstofffasertextilien mit Metallen. MP Materials Testing 50, 4, 2008, S. 184-189.
- [6] Balle, F., Wagner, G., Eifler, D.: Ultrasonic Metal Welding – Potential of a new technology for metal/CFRP-Lightweight structures. Materials Science and Engineering – Congress on Advanced Materials and Processes (MSE), 01.-04.09.2008, Nürnberg, Germany
- [7] Balle, F., Wagner, G., Eifler, D.: Ultrasonic Metal Welding of Aluminum Sheets to Carbon Fibre Reinforced Thermoplastic Composites. Advanced Engineering Materials, Wiley-VCH-Verlag, Weinheim, 2008, in press
- [8] Balle, F.; Eifler, D.: Kennwert- und Schlibfbildkatalog. DFG-Forschergruppe 524, internes Dokument, 2005
- [9] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. 10. Auflage, Berlin: Springer-Verlag, 2008
- [10] Bastide, P.; Feih, S.; Court, R.: Prediction of damage evolution of adhesively bonded joints. 4th FENet Annual Industry Meeting, Lisbon, 2-3 Dez. 2004
- [11] Bathe, K.-J.: Finite-Elemente-Methoden, 2. Auflage, Berlin: Springer-Verlag, 2001
- [12] Baur, E. Brinkmann, S. Osswald, T.A.; Schmachtenberg, E.: Saechtling Kunststoff Taschenbuch. München: Hanser-Verlag, 30. Auflage, 2007
- [13] Bayerl, T.; Floeck, M.; Schlarb, A.K.; Hauptert, F.; Friedrich, K.: Schweißbeignung von peekbasierten Gleitlagerschichten mit metallischen Substraten und deren tribologisches Verhalten. Zeitschrift Kunststofftechnik 3, S. 1-14, 2007

- [14] Bayerl, T.; Schlarb, A.K.: Schweißeygnung von PEEK-Tribokompositen mit metallischen Substraten. IVW-Kolloquium 2008, Kaiserslautern, 16.-17.09. 2008
- [15] Becker, H. G.; Beckert, R.: Organikum. Wiley-VCH, 2004
- [16] Becker, W.: Experimentelle und mathematische Untersuchung von Stoßbelastungen auf beliebige Faserverbundbauteile. Dissertation, Universität Kaiserslautern, 1994
- [17] Belytschko, T; Liu, W. K.; Moran, M.: Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures. Wiley & Sons Ltd., 2000
- [18] Betten, J.: Kontinuumsmechanik: Elastisches und inelastisches Verhalten isotroper und anisotroper Stoffe. 2. Auflage, Berlin: Springer-Verlag, 2001
- [19] Biederbick, K.: Kunststoffe. Vogel Verlag, 1977
- [20] Bikermann, J.J.: The Science of Adhesive Joints. New York: Academic Press, 1968
- [21] BMW Presseinformation vom 05.04.2005: <https://www.press.bmwgroup.com/pressclub/p/pcgl/photoDetail.html?docNo=P0035785>
- [22] Braig, W.: Festigkeit von Metallklebern und Metallklebverbindungen insbesondere Zeitstand- und Schwingbeanspruchung. Diss. TU Stuttgart, 1963
- [23] Braig, W.: Festigkeit von Metallklebern und Metallklebverbindungen insbesondere Zeitstand- und Schwingbeanspruchung. Diss. TU Stuttgart 1963
- [24] Brede, M.: Werkstoffprüfung bei hohen Dehnungsgeschwindigkeiten. Werkstoffprüfung 2000, Vortrags- und Diskussionsveranstaltung, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung e.V., Berlin/Bad Nauheim, 7.-8.12.2000, S. 71-76
- [25] Brockmann, W.: Über Haftvorgänge beim Kleben. Adhäsion 13, S. 335-460, 1969
- [26] Brockmann, W.: Über Haftvorgänge beim Kleben. Adhäsion 14, S. 52-68, S. 250-252, 1970
- [27] Brockmann, W.: Untersuchungen von Adhäsionsvorgängen zwischen Kunststoffen und Metallen. Adhäsion 19, S. 4-14, S. 34-39, 1975
- [28] Camaho, P.P.; Davila, C.G.: Mixed-Mode Decohesion Finite Elements for the Simulation of Delamination in Composite Materials. NASA/TM-2002-211737, S.1-37, 2002

- [29] Cornelius, E.A.; Stier, G.: Die Spannungsverteilung in Klebverbindungen. Aluminium 39, 1963, S. 305-313
- [30] Courant, R.; Friedrichs, K.O.; Lewy, H.: Über die partiellen Differenzengleichungen der mathematischen Physik. Mathematische Annalen, Vol. 100, Nr. 1, 32–74, 1928
- [31] Dehn, A.: Experimentelle Untersuchung und numerische Simulation des Crashverhaltens gewebeverstärkter Thermoplast unter Temperatureinfluss. Dissertation, Universität Kaiserslautern, 2001
- [32] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN 54451: Zugscherversuch zur Ermittlung des Schubspannungs-Gleitungs-Diagramms eines Klebstoffes in einer Klebung. Beuth-Verlag, Berlin, 1981
- [33] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN 54452: Druck-Scher-Versuch. Beuth-Verlag, Berlin, 1981
- [34] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN EN ISO 527: Kunststoffe - Bestimmung der Zugeigenschaften. Beuth-Verlag, Berlin, 1997
- [35] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN EN 6031: Faserverstärkte Kunststoffe - Prüfverfahren; Bestimmung der Schubeigenschaften. Beuth-Verlag, Berlin, 1996
- [36] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN 54455: Prüfung von Metallklebstoffen und Metallklebungen; Torsionsscher-Versuch, 1984
- [37] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN 54461: Strukturklebstoffe - Prüfung von Klebverbindungen – Biegeschälversuch. Beuth-Verlag, Berlin, 2005
- [38] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN EN 1465: Klebstoffe - Bestimmung der Zugscherfestigkeit hochfester Überlappungsklebungen. Beuth-Verlag, Berlin, 1994
- [39] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN EN ISO 291 – Normalklimate für Konditionierung und Prüfung von Kunststoffen. Beuth Verlag, Berlin, 2008
- [40] Deutsches Institut für Normung e.V. (Hrsg.): DIN ISO 857-1: Schweißen und verwandte Prozesse. Beuth-Verlag, Berlin, 1998
- [41] Domininghaus, H.: Die Kunststoffe und ihre Eigenschaften. VDI Verlag, 1992
- [42] Ehrenstein, G., W.; Handbuch Kunststoffverbindungstechnik. München: Carl Hanser Verlag, 2004

- [43] Eichhorn, F.; Braig, W.: Festigkeitsverhalten von Metallklebverbindungen. Mater.-Prüf. 2, 1960 S. 79-87
- [44] El-Magd, E.; u. a.: Fließkurven metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Formänderungsgeschwindigkeiten, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 20, Heft 2, RWTH, Aachen, 1989, S. 42-47
- [45] Flemming, M.; Ziegmann, G.; Roth, S.: Faserverbundbauweisen – Halbzeuge und Bauweisen. Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 1996
- [46] Fremgen, C., Mkrtchyan, L., Huber U., Maier, M.: Modeling and testing of energy absorbing lightweight materials and structures for automotive applications, Science and Technology of Advanced Materials 6 (2005), pp. 883-888
- [47] Frey, K.: Beiträge zur Frage der Bruchfestigkeit kunstharzverklebter Metallverbindungen. Schweiz. Arch. f. angew. Wiss. u. Tech., 19, 1953, S. 2, S. 34-39
- [48] Glahn, M.: Einflüsse der Viskosität auf Klebverbindungen. Diss TU Berlin, 1975
- [49] Goland, M.; Reissner, E.: The Stresses in Cemented Joints. J. Applied Mech. 11, 1944 S. 17-27
- [50] Grellmann, W.; Seidler, S.: Kunststoffprüfung. Carl Hanser Verlag, 2005
- [51] Habenicht, G.: Kleben – Grundlagen, Technologien, Anwendung. Springer-Verlag, 4. Auflage, 2002
- [52] Hahn, O.: Festigkeitsverhalten und ingenieurmäßige Berechnung von einschneittig überlappten Metallverbindungen. Habil. Schrift. RWTH Aachen, 1975
- [53] Hahn, O.; Düpmeier, T.: Untersuchungen zum Crashverhalten kalthärtender Klebstoffsysteme in Aluminiumverbindungen. Abschlussbericht AiF-Vorhaben-Nr. 13952 N, 2007
- [54] Hart-Smith, L. J.: Adhesive Bonded Single Lap Joints. Tech. Rep., NASA Cr 112236, 1973
- [55] Hart-Smith, L. J.: Designing Adhesive Bonds. Adhes. Age 21, 1978, 10, S. 32-37
- [56] Hart-Smith, L. J.: The Strength of Adhesive Bonded Single Lap Joints. Tech. Rep. IRAD, Douglas Aircraft Co., MDC-J 0742, April 1970
- [57] Hornbogen, E.: Werkstoffe – Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen. Springer Verlag, 1994.

- [58] Huges, T.J.R.: The Finite Element Method. Englewood Cliffs, NJ: Prentice Hall, 1987
- [59] Internetauftritt der DFG-Forschergruppe 524: Herstellung, Eigenschaftsanalyse und Simulation geschweißter Leichtbaustrukturen aus Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden. <http://mechanik.mv.uni-kl.de/forschergruppe/index.html> Stand September 2009
- [60] Kikuchi, N.; Oden, J.T.: Contact Problems in Elasticity: A Study of Variational Inequalities and Finite Element Methods for Class Contact Problems in Elasticity. SIAM Stud. 8, 1986
- [61] Kötting, G.: Untersuchungen der Klebschichtmorphologie und der beanspruchungsabhängigen Deformations- und Versagensmechanismen in der Klebfuge von Metallklebverbindungen. Dissertation Univ. Gesamt-Hochschule Paderborn, 1984
- [62] Lohse, H. Joining plastics by adhesive bonding in automotive engineering. JEC Composite Magazine, 27, 2006, S. 46-49
- [63] Louis, M., Maier, M.: Simulation of the forming process of fabric reinforced thermoplastics, CADCOMP VII, Bologna, 13 -15 September 2000, WIT Press, Sothampton, Boston, Advances in Composite Materials and Structures VII (ISBN 1-85312-825-2), S. 355-364
- [64] Matting, A.; Ulmer, K.: Grenzflächenreaktionen und Spannungsverteilungen in Metallklebverbindungen. Diss. TH Hannover, 1984
- [65] Mitschang, P., Velthuis, R., Emrich, S., Kopnarski, M.: Induction welding of aluminum and carbon fiber reinforced nylon 66. Journal of Thermoplastic Composite Materials, eingereicht
- [66] Moser, L., Velthuis, R., Mitschang, P., Schlarb, A.K.: Three-dimensional induction welding of fiber reinforced thermoplastic polymers. Proceedings SAMPE Europe 2007, Paris, 3.-5. April 2007
- [67] Müller, H.: Statische Untersuchungen an einfach überlappten Leichtmetall-Klebverbindungen. Fertigungstech. U. Betr. 11, 1961, S. 40.44 u. S. 131.135
- [68] Neitzel, M.; Breuer, U.: Die Verarbeitungstechnik der Faser-Kunststoff-Verbunde. München: Carl Hanser Verlag, 1997
- [69] Neitzel, M.; Mitschang, P.: Handbuch der Verbundwerkstoffe. München: Carl Hanser Verlag, 2004

- [70] Noll, T.; Magin, M.; Himmel, N.: Fatigue Life Simulation of Multi-axial CFRP Laminates Considering Non-linearity of Material. 4th International Conference on Fatigue of Composites, Sept. 26–28, 2007, Kaiserslautern, Deutschland
- [71] Schlegel, H.: Möglichkeit zur Berechnung von Metallklebverbindungen. Z. Schweißtech. Zürich 8, 1966, S. 328-339
- [72] Schmeer, S.; Huber, U.; Maier, M.: Werkstoffkennwertekatalog CF-PA66 & CF-PEEK. DFG-Forschergruppe 524, 2005
- [73] Schlimmer, M.: Anstrengungshypothese für Metallklebverbindungen. Zeitschrift für Werkstofftechnik 13, 1982, S. 215-221
- [74] Schmidt H., Himmel N.: Einheitszellenmodellierung strukturell vernähter Multiaxialgelege-Laminat, lightweight design, 1/2009, S. 48-53
- [75] Schmidt H., Himmel N.: Finite Element based Unit Cell Prediction of Stiffness and Strength Properties of Structurally Stitched NCF CFRP, Proceedings SAMPE Europe International Conference, Paris, März, 2009.
- [76] Schulze, G.: Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe. Berlin, Heidelberg, New York: Springer Verlag, 2004
- [77] Schürmann, H.: Konstruieren mit Faser-Kunststoff-Verbunden. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2005.
- [78] Schwarz, O.; Ebeling, F.-W.: Kunststoffkunde. Vogel Buchverlag, 2005
- [79] Stark-Seuken, D.; Bleck, W.; Dahl, W.: Ermittlung der Festigkeitskennwerte von Karosseriewerkstoffen unter Crash-Beanspruchung, VDI-Berichte Nr. 1151 , Aachen: VDI-Gesellschaft Werkstofftechnik 1995, S. 503 - 513.
- [80] Steinmann, P. (Forschergruppensprecher), Eifler D.; Maier, M. et al.: Zwischenbericht DFG-Forschergruppe 524 Phase 1. 2004-2006.
- [81] Stepanski, H.: Werkstoffgerechtes Bemessen von Metallklebverbindungen. Bänder, Bleche, Rohre 22, S. 98-101, 1981
- [82] Szabo, I.: Höhere Technische Mechanik. 6. Auflage. Berlin: Springer-Verlag, 2001
- [83] Tombach, H.: Prediction Strength and Dimension of Adhesive Joints. Mach. Des. 4, 1975, S. 113-120
- [84] Velthuis, R. Mitschang, P.: Zwischenbericht Phase 1 DFG Forschergruppe 524: Diskontinuierliches Induktionsschweißen von Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden.

- [85] Velthuis, R., Mitschang, P., Schlarb, A.K.: Prozessführung zur Herstellung und Eigenschaften von Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden. 15. Symposium: Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde. Kassel 4.-6. April 2005
- [86] Velthuis, R., Schlarb, A.K.: Induktionsschweißen von faserverstärkten Kunststoffen – Eine grundlegende Untersuchung zur Machbarkeit. IVW Technical Report 05-014, 2005
- [87] Velthuis, R.: Induction Welding of fiber reinforced thermoplastic polymer composites to metals. IVW-Schriftenreihe, 2008
- [88] Velthuis, R.; Kötter, P.; Geiß, P.; Mitschang, P.; Schlarb, A.K.: Leichtbau aus Metall und Faserkunststoff-Verbunden / Lightweight Structures Made of Metal and Fiber-Reinforced Polymers. Kunststoffe / Kunststoffe international, 11, 2007, 52-55/ 22-24
- [89] Volkersen O.; Die Nietkraftverteilung in zugbeanspruchten Nietverbindungen mit konstanten Laschenquerschnitten. Luftfahrtforschung 15, 1938, S. 41-47
- [90] Volkersen O.; Die Schubkraftverteilung in Leim-, Niet- und Bolzenverbindungen. Energie und Technik, 1958, S. 68-71, S. 103-108 und S. 150-154
- [91] VW AG: www.volkswagen.de
- [92] Weißbach, W. Werkstoffkunde. 16. Auflage, Wiesbaden: Vieweg+Teubner-Verlag, 2007
- [93] Winter, H.; Meckelburg, H.: Bericht über Metallklebforschungsarbeiten im Inst. F. Flugzeugbau der Dtsch. Forsch.- Anst. F. Luftfahrt, Braunschweig. Ind.-Anz. 2, 1961, S.3, S.360-372
- [94] Winter, H.; Meckelburg, H.: Festigkeitsverhalten und Dimensionierungsmöglichkeiten von Metallklebverbindungen. DFL-FB 60-03, 1960
- [95] Winter, H.; Meckelburg, H.: Zur Festigkeit von schubbeanspruchten einschnittig überlappten Leichtmetallklebverbindungen. Aluminium, 35, 1959, S. 21-28 u. S. 192-196
- [96] Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.L.: The Finite Element Method. Vol 1. 5th Edition. Oxford. Butterworth-Heinemann, 2000

Liste betreuter Studien- und Diplomarbeiten

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die folgenden Studien- und Diplomarbeiten bzw. Praktika vom Verfasser ausgegeben und betreut.

- [97] Braunbach, T.: Experimentelle Charakterisierung von kohlenstofffaserverstärktem Polyamid 66 (CF-PA 66) für den Einsatz in FE-Simulationen. Studienarbeit. Institut für Verbundwerkstoffe. Interner Bericht, 2005
- [98] Esteves-Gil, A.: Mikroskopische Untersuchungen durch Schliffbilder von induktionsgeschweißten Hybridverbindungen zwischen CFK und Aluminium. Praktikum, Interner Bericht, 2007
- [99] Hübler, M.: Simulationsstudie zu induktionsgeschweißten Hybridverbindungen zwischen CFK und Aluminium. Studienarbeit. In Bearbeitung
- [100] Lavarlard, T.: Modellierung der mechanischen Eigenschaften von Punktschweißverbindungen für Leichtbau-Metall / Faser-Kunststoff-Verbunde. Praktikumsbericht. Institut für Verbundwerkstoffe. Interner Bericht, 2005.
- [101] Mannweiler, C.: Experimentelle Charakterisierung von kohlenstofffaserverstärktem PEEK (CF-PEEK) für den Einsatz in FE-Simulationen. Studienarbeit. Institut für Verbundwerkstoffe. Interner Bericht, 2005
- [102] Perrin, H.: Entwicklung einer Auswertungsmethode zum Abgleich zwischen Experiment und Simulation bei Hybridschweißverbindungen. Diplomarbeit. Institut für Verbundwerkstoffe. Interner Bericht, 2007
- [103] Scherer, T.: Simulation von induktionsgeschweißten Schubversuchen. Studienarbeit. In Bearbeitung

Eigene Veröffentlichungen

- [104] Harnau, M.; Schmeer, S.; Vielsack, P.: Abschirmung von Schienenfahrwegen durch federgelagerte Gleistragplatten. Bauingenieur, 77, Nr.6, 2002, S. 291-295
- [105] Heimbs, S.; Schmeer, S.; Middendorf, P.; Maier, M.: Strain rate effects in phenolic composites and phenolic-impregnated honeycomb structures. Composite Science and technology, Vol. 67, 2007, S. 2827-2837

- [106] Schmeer, S.; Maier, M.: Metall-CFK-Hybridverschweißverbindungen – Experiment und Simulation. IVW-Kolloquium 16.-17. September 2008, Tagungsband, 2008
- [107] Schmeer, S.; Maier, M.: Modellierung und Simulationen von induktionsgeschweißten Metall-CFK-Hybridverbindungen. Composites in Automotive & Aerospace. Composites, München, 14. -15. Oktober 2008
- [108] Schmeer, S.; Steeg, M.; Maier, M.; Mitschang, P.: Metal fiber reinforced composite – potentialities and tasks. Advanced composite letters. Zur Veröffentlichung akzeptiert
- [109] Schmeer, S.; Velthuis, R.; Oster, F.; Huber, U.; Mitschang, P.; Friedrich, K.; Maier, M.: Herstellung, Eigenschaftsanalyse und Simulation geschweißter Leichtbaustrukturen aus Metall/Faser-Kunststoff-Verbunden. IVW-Kolloquium 5.-6. Oktober 2004, Tagungsband, 2004