

FORSCHUNGSBERICHT

Entwicklung von Prozessabläufen für das schnelle thermische Direktfügen von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen in Leichtbau-Anwendungen

TheDi

Julian Hesselbach, Dr. Christian Balzer, Christian Laugwitz, Dr. Gernot Hochleitner, Dr. Eduard Kraus, Dr. Benjamin Baudrit, Prof. Dr. Martin Bastian, Benjamin Förster, Dr. Maurice Langer

SKZ – Das Kunststoff-Zentrum

Danksagung

Das Vorhaben IGF-Nr: 21456 BG der Forschungsvereinigung Fördergemeinschaft für das Süddeutsche Kunststoff-Zentrum e.V. (FSKZ) wurde über die Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ (AiF) im Rahmen des Programms zur Förderung der Industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Klimaschutz aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert.

Gefördert durch:



Bundesministerium
für Wirtschaft
und Klimaschutz

aufgrund eines Beschlusses
des Deutschen Bundestages

Die Forschungseinrichtung SKZ-KFE gGmbH dankt dem BMWK und der AiF für die Förderung sowie der Forschungsvereinigung für die Unterstützung bei der Durchführung des Vorhabens. Darüber hinaus dankt die Forschungseinrichtung den Mitgliedern des projektbegleitenden Ausschusses für die Unterstützung bei der Bearbeitung des Projektes und für die konstruktive Diskussion zu diversen Fragestellungen.

Kurzfassung

Das Ziel des Projekts TheDi (Thermisches Direktfügen) bestand darin mit Direktfügetechnologien im Zusammenspiel mit geeigneten Vorbehandlungsmethoden hochfeste Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen innerhalb weniger Sekunden Prozesszykluszeit herstellen zu können. Die hierfür notwendigen Vorbehandlungen sollten dabei mit serientauglichen Verfahren umgesetzt werden können. Des Weiteren sollte aufgezeigt werden, dass die hergestellten Hybridverbindungen mit geeigneten technischen Mitteln sortenrein getrennt werden können, um eine Wiederverwertung oder Recycling zu ermöglichen.

Hierfür wurden die Metalloberflächen vor dem Fügeprozess topologisch vorbehandelt. Die Laserstrukturierung hat sich hierbei als effektivsten Methoden erwiesen, um hochfeste mechanische Eigenschaften der Verbindung sicherzustellen. Eine Strukturierungsstrategie zur Generierung von Hinterschneidungen wies dabei einen deutlich positiven Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit auf. Erwartetermaßen zeigten Verbindungen mit PA66 höhere Verbundfestigkeiten als mit PP. Dies kann auf die höhere Grundwerkstofffestigkeit des PA66 zurückgeführt werden. Die Glasfaserverstärkung des Kunststoffs wurde ebenso untersucht. Der Fügeprozess wurde hauptsächlich mittels Induktionserwärmung vorgenommen, dabei konnten Fügezeiten in weniger als 15 Sekunden erzielt werden.

Die Bewertung der Fügeverbindung erfolgte unter anderem durch zerstörende Prüfungen. Hierbei wurde neben der initialen Prüfung auch beschleunigte Alterungsversuche mittels Klimawechseltest und Salzsprühnebeltest durchgeführt. Es konnte kein signifikanter Einfluss der Alterung auf die Kurzzeit-Festigkeit der Fügeverbindung festgestellt werden. Dies weist deutlich auf das hohe Anwendungspotenzial für mediendichte Fügeverbindungen hin. Durch einen Demonstrator zur Berstdruckprüfung und einer LCA-Bewertung des Fügeprozesses wurde die Leistungsfähigkeit des Fügeprozesses weiter aufgezeigt.

Abstract

The aim of the TheDi project was to enable the production of high-strength metal-plastic hybrid joints within a few seconds using fast joining technologies and suitable pre-treatment methods. The required pre-treatments were implemented using technical methods suitable for serial production. Furthermore, it was demonstrated that resulting hybrid compounds can be separated by type using suitable technical means to enable reuse or recycling.

For this purpose, the metal surfaces were topologically pre-treated prior to joining. Laser structuring proved to be the most effective method for ensuring the high-strength mechanical properties of the joint. A structuring strategy to generate undercuts had a clear positive influence on the joint strength. As expected, joints with PA66 showed higher bond strengths than those with PP. This can be attributed to the higher base material strength of PA66. The glass fiber reinforcement of the plastic was also investigated. The joining process was mainly carried out using induction heating, with joining times of less than 15 seconds being achieved.

The evaluation of the joint was carried out using destructive tests, among others. In addition to the initial test, accelerated ageing tests were also carried out using a climate change test and salt spray test. No significant influence of ageing on the bond strength was found. This clearly indicates the high application potential for media-tight joints. A demonstrator for burst pressure testing and an LCA assessment of the joining process further demonstrated the promising performance of the joining process.

Inhaltsverzeichnis

Inhaltsverzeichnis	I
Abkürzungsverzeichnis	III
Projektsteckbrief.....	IV
1 Einleitung.....	5
1.1 Anlass für Forschungsvorhaben.....	5
1.2 Herausforderungen.....	7
1.3 Zielsetzung.....	8
2 Stand der Technik.....	9
2.1 Einsatzbereiche und Verfahren für Kunststoff-Metall-Hybrid-Bauteile	9
2.2 Thermisches Direktfügen.....	10
2.3 Oberflächenvorbehandlungen in der Fügetechnik	12
2.3.1 Charakterisierung von Oberflächenvorbehandlungen über die Benetzungseigenschaften	13
2.3.2 Oberflächenenergie nach Owens-Wendt-Rabel-Kaelble [35]	14
2.3.3 Methode nach van Oss, Chaudhury und Good	15
3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels	17
4 Durchgeführte Arbeiten, Ergebnisse und Diskussion	19
4.1 AP1: Materialauswahl, -präparation und - charakterisierung.....	19
4.1.1 Materialauswahl.....	19
4.1.2 Materialcharakterisierung	20
4.2 AP2: Vorbehandlung und Charakterisierung der Fügeoberflächen.....	25
4.2.1 Topologische Vorbehandlungen der Metalle.....	26
4.2.2 Chemische Vorbehandlung der Metalle und Kunststoffe.....	43
4.3 AP3: Fügen von Metall-Kunststoff-Verbindungen	50
4.3.1 Thermisches Direktfügen mit keramischen Hochrate- Heizelementen	50
4.3.2 Thermisches Direktfügen mittels Induktion	60
4.3.3 Beständigkeit der chemischen Oberflächenmodifikationen	66
4.4 AP4: Prüfen der Metall-Kunststoff-Verbindungen.....	71

4.4.1 Druckscherprüfungen	71
4.4.2 KS2.5-Prüfungen.....	72
4.4.3 Bildgebende Prüfungen	74
4.5 AP5: Klimatests der Metall-Kunststoff-Verbindungen.....	79
4.5.1 Klimawechseltest	79
4.5.2 Salzsprühnebeltest.....	81
4.6 AP6: Untersuchungen zur Ressourceneffizienz des Thermischen Direktfügens 83	
4.6.1 Trennverfahren für Thermisch Direktgefügte Metall-Kunststoff-Hybrid- Verbindungen	84
4.6.2 Bewertung der Ressourceneffizienz.....	86
4.7 Berstdruckversuche in Kooperation mit Industriepartner	91
5 Zusammenfassung und Ausblick	96
6 Literaturverzeichnis.....	101

Abkürzungsverzeichnis

ADP	Atmosphärendruck-Plasma
APS	Atmosphärisches Plasmaspritzen
CT	Computertomographie
CTE	Wärmeausdehnungskoeffizient; engl.: coefficient of thermal expansion
FTIR	Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie
GF	Glasfaserverstärkt
HPCi	HeatPressCool-integrative
IR	Infrarot
LSV	Linearscherversuch
LWF	Laboratorium für Werkstoff- und Fügetechnik
NDP	Niederdruck-Plasma
OFE	Oberflächenenergie
OWRK	Methode nach Owens, Wendt, Rabel und Kaelble
PA12	Polyamid 12
PA66	Polyamid 6.6
PP	Polypropylen
RMS	Reaktive Multischichten
TLF	Temperaturleitfähigkeit
vOCG	Methode nach van Oss, Chaudhury und Good
VUV	Vakuum-Ultraviolett
WLF	Wärmeleitfähigkeit
XPS	Röntgenphotoelektronenspektroskopie; engl.: X-ray photoelectron spectroscopy

Projektsteckbrief

Ziel des Forschungsvorhabens war es, unter Anwendung von industriell verfügbaren Oberflächenvorbehandlungstechniken, Verfahren zum produktiven Fügen von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen zu entwickeln. Die Festigkeiten dieser Verbindungen sollen mit alternativen Fügemethoden in Wettbewerb treten können, insbesondere dem Kleben. Dies schließt die Temperaturwechselfestigkeit mit ein. Aufgrund der gegenwärtigen wirtschaftlichen und politischen Bedeutung des automobilen Leichtbaus wurden vorrangig in diesem Bereich relevante Metall-Thermoplast-Kombinationen betrachtet.

AiF/IGF-Projekt 21456 BG:

„Entwicklung von Prozessabläufen für das schnelle thermische Direktfügen von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen in Leichtbau-Anwendungen“

Dauer: 01.04.2021 – 30.09.2023

Unterstützt durch den projektbegleitenden Ausschuss:

- bielomatik Leuze GmbH + Co. KG
- CTC GmbH
- DuPont
- EBF Dresden GmbH
- EDAG Engineering GmbH
- ElringKlinger AG
- Erbe Elektromedizin Tübingen
- Erwin Quarder Systemtechnik GmbH
- Evosys Laser GmbH
- FEV Vehicle GmbH
- Gerhards Kunststofftechnik GmbH
- Handtmann Systemtechnik GmbH & Co. KG
- Kautex Textron GmbH & Co. KG
- Kist+Escherich GmbH
- Kostal Automobil Elektrik GmbH
- Lehmann&Voss&Co. KG
- MAHLE Behr GmbH & Co.
- Mann+Hummel
- nolax AG
- Pierburg GmbH
- Plasmatrete GmbH
- REHAU AG+Co
- Robert Bosch GmbH
- Rolls-Royce Deutschland Ltd & Co KG
- Scherdel Marienberg GmbH
- SUCO Robert Scheuffele GmbH & Co. KG
- Topocrom GmbH
- TRUMPF Laser- und Systemtechnik GmbH
- Vitesco Technologies Germany GmbH

1 Einleitung

1.1 Anlass für Forschungsvorhaben

Hybrid-Verbindungen aus Kunststoff und Metall haben in den letzten Jahren über verschiedene technologische Bereiche hinweg massiv an Bedeutung gewonnen [1–9]. Die Substitution reiner Kunststoff- bzw. Metall-Bauteile durch Hybrid-Bauteile zielt darauf ab, die Vorteile beider Materialklassen zu nutzen und ggf. völlig neue Funktionseigenschaften zu generieren. Das heißt, je nach Anwendung kann durch eine Hybridbauweise Gewichtsreduktion, Kostensenkung, erhöhte mechanische Festigkeit, angepasste Wärmeleitfähigkeit, verbesserte Oberflächenbearbeitbarkeit etc. erreicht werden. Typische Anwendungen finden sich in den Bereichen Automotive [2, 3, 6], Elektronik [4, 9], Medizintechnik [7] und Luftfahrt [1, 5]. Insbesondere der Automobil-Leichtbau ist in diesem Zusammenhang durch industrielle und politische Anforderungen seit einiger Zeit in den technischen Fokus gerückt. Dies wird beispielsweise durch die FOREL¹-Studie 2018 (vgl. Abbildung 1 (links), [10]) oder die Hightech-Strategie 2025 der Bundesregierung [11] belegt. Ein Beispiel für ein Hybrid-Bauteil aus dem Automotive-Bereich ist in Abbildung 1 dargestellt.

Die aktuell technisch verbreitetsten Methoden zur Herstellung von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen sind das *in-mould-assembly* im Spritzguss (intrinsischer Leichtbau) sowie mechanische Fügeverfahren und Kleben (*post-mould-assembly* bzw. extrinsischer Leichtbau). Jeder dieser Ansätze weist allerdings signifikante Nachteile auf. Im Falle des *in-mould-assembly* sind z. B. die Bauteile in Größe und Geometrie auf den Werkzeugraum der Spritzgussanlage begrenzt. In mechanisch gefügten Hybrid-Verbindungen (Pressen, Nieten, Clinchen, Schrauben etc.) ist hingegen häufig die Kraftübertragung zwischen beiden Fügepartnern ungünstig, was zu lokalen Spannungsspitzen des belasteten Bauteils führt. Der Einsatz von Klebstoffen bringt eine zusätzliche, teils kostenintensive Materialkomponente in den Prozess ein, führt meist zu deutlich längeren Prozesszeiten und erfordert speziell ausgebildetes Fachpersonal sowie angepasste Oberflächenvorbereitungsmethoden beider Fügepartner [12, 13]. Diese Situation hat in den

¹ Das „**F**orschungs- und Technologiezentrum für **R**essourceneffiziente **L**eichtbaustrukturen der Elektromobilität“ ist eine vom BMBF geförderte, national übergreifende, offene Plattform zur Entwicklung von Hightech-Leichtbausystemlösungen in Multi-Material-Design für E-Fahrzeuge der Zukunft (<https://plattform-forel.de/>).

letzten Jahren zu einer regen wissenschaftlichen Aktivität bei der Entwicklung von neuen Ansätzen zum Fügen von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen geführt.

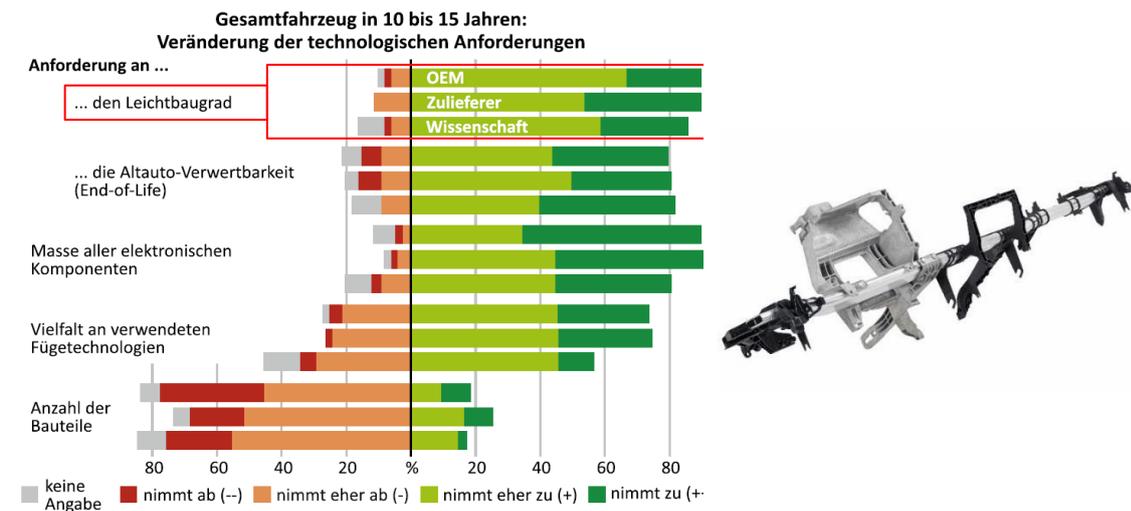


Abbildung 1: Links: Auszug aus der FOREL-Studie 2018 [10]. Antworten auf die Frage „Wie verändern sich die einzelnen Anforderungen für das Gesamtfahrzeug in 10 bis 15 Jahren?“. Rechts: Hybrider Leichtbau am Beispiel eines Cockpit-Querträgers in Hybridbauweise [14]

Ein aus diesem Entwicklungsprozess hervorgegangenes Verfahren für thermoplastische Kunststoffe ist das sogenannte *Thermische Direktfügen* (teilweise auch als *Schmelzkleben* bezeichnet), welches sich an Schweißverfahren für Metall-Metall- und Kunststoff-Kunststoff-Verbindungen orientiert. Unabhängig von der konkret gewählten technischen Umsetzung werden beim *Thermischen Direktfügen* Metall und Kunststoff zusammengepresst und in der Fügeebene erwärmt, sodass der Kunststoff in der Grenzschicht den thermoplastischen / fließfähigen Zustand erreicht. Die Art, die hierfür erforderliche thermische Energie einzubringen, ist abhängig vom gewählten Verfahren; die Bindungsmechanismen sind jedoch in allen Fällen gleich: Es kommt zum Stoffschluss zwischen Metall und Kunststoff, der jedoch meist vergleichsweise „schwach“ ist und deshalb maßgeblich durch Form- bzw. Kraftschlüsse verstärkt wird. Für Letzteres wird die Metalloberfläche vor dem eigentlichen Fügeprozess vorbehandelt, z. B. aufgeraut oder systematisch strukturiert. Der durch die Erwärmung beim Fügen erweichte Kunststoff kann dann die Unebenheiten des Metalls ausfüllen, dort erstarren und somit eine Verbindung mit dem Metall ausbilden (vgl. Abbildung 2). Alternativ oder ergänzend kann in einem vorgelagerten Arbeitsschritt auch ein Haftvermittler auf die Metalloberfläche aufgebracht werden.

1.2 Herausforderungen

Für die aktuell technologisch relevanten Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen besteht das Anforderungsprofil vor allem in mechanischer Festigkeit, Beständigkeit gegenüber Temperatur- und Luftfeuchteschwankungen sowie in vielen Fällen Dichtigkeit gegenüber Fluiden. Die Tatsache, dass das *Thermische Direktfügen* prinzipiell in der Lage ist Verbindungen zu generieren, die diesen Ansprüchen zumindest bzgl. Festigkeit gerecht werden, wurde bereits in mehreren wissenschaftlichen Veröffentlichungen aufgezeigt [15–21]. Bisher ist allerdings wenig bekannt über die Mechanismen, die die Stärke des Stoffschlusses und damit auch der darauf aufbauenden Form- und Kraftschlüsse zwischen Kunststoff und Metall bestimmen. Entsprechend gibt es aktuell sehr wenige Anhaltspunkte, wie Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen in konkreten technischen Anwendungen umgesetzt werden können. Dies wirkt sich nachteilig auf die Etablierung und technische Akzeptanz von *Thermischen Direktfügeprozessen* aus. Hier setzt das vorliegende Forschungsvorhaben an: Durch die Kombination von industriell verfügbaren Füge- und Vorbehandlungstechniken soll aufgezeigt werden, wie reproduzierbar hinreichend feste Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen erzeugt werden können. Konkrete wissenschaftlich-technische Fragestellungen zum *Thermischen Direktfügen* lauten: Welcher Verbindungsmechanismus (Stoff-, Form- oder Kraftschluss) ist maßgeblich für die Festigkeit einer spezifischen Metall-Kunststoff-Verbindung? Welche Oberflächenvorbehandlungen und daraus resultierenden Topographien eignen sich für spezifische Lastfälle, wie Scher- oder Zug-Belastung? Welchen Einfluss haben Temperaturgradient und Druck während des Fügeprozesses auf die Verbindungsfestigkeit? Wie wirkt sich die Lagerung der vorbehandelten Metallsubstrate vor dem Fügen auf die anschließenden Verbindungsfestigkeiten aus? Wie können die Hybrid-Verbindungen an ihrem Lebensende getrennt bzw. recycelt werden?

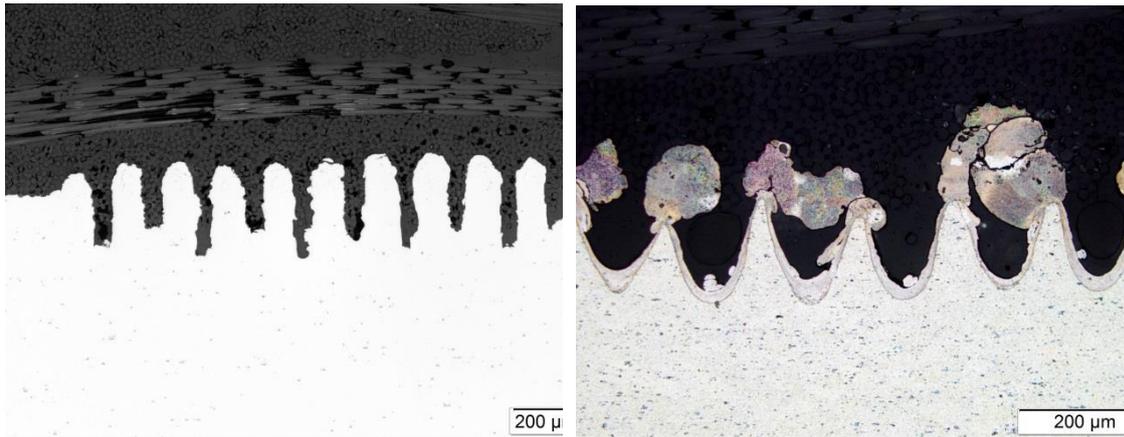


Abbildung 2: Querschliff einer direktgefügtten E355|PA6GF47 Verbindung (links) und einer zusätzlich mit Ätzmittel behandelten AW6082|PA6GF47 Verbindung (rechts) [22]. Die Kunststoffkomponente befindet sich in beiden Bildern oben, das Metall unten.

1.3 Zielsetzung

Die Arbeitshypothesen des Forschungsvorhabens sind:

1. Die Methode des *Thermischen Direktfügens* von Kunststoffen und Metallen ermöglicht bei korrekter Prozessführung Verbindungsfestigkeiten, die mit alternativen Fügeverfahren, wie z. B. dem Kleben, vergleichbar sind. Dies schließt die Beständigkeit in Klimawechseltests ein.
2. Die Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen können mit Fügezeiten von wenigen Sekunden erstellt werden.
3. Die ggf. hierfür nötigen Vor- und Nachbehandlungen können mit derzeit verfügbaren serientauglichen technischen Methoden umgesetzt werden.
4. Die Vorbehandlungen erlauben eine Anpassung der Verbindung für spezifische Lastfälle wie Scher- oder Zugbelastung.
5. Die hergestellten Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen können mit geeigneten technischen Mitteln sortenrein getrennt werden.

Forschungsziel ist es, die für die Arbeitshypothesen 1 und 2 notwendigen Prozessparameter zu finden, ohne Zusatzstoffe oder Techniken anzuwenden, die Arbeitshypothese 3 widersprechen. Zusätzlich soll hierbei die Umsetzbarkeit der Arbeitshypothesen 4 und 5 geprüft werden. Basierend auf den Ergebnissen sollen Handlungsempfehlungen für KMU zur prinzipiellen Realisierbarkeit von spezifischen Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen mittels *Thermischem Direktfügen* erarbeitet werden.

2 Stand der Technik

2.1 Einsatzbereiche und Verfahren für Kunststoff-Metall-Hybrid-Bauteile

Im Automobilbereich haben Metall-Kunststoff-Hybrid-Bauteile bereits zum Ende der 1990er Jahre Einzug gehalten. Ein Paradebeispiel hierfür ist das Frontend, bei dem eine Vielzahl an Anforderungen zusammenkommen, die sowohl strukturmechanischer als auch funktionsintegrativer Natur sind [6]. Einerseits dient das Frontend im Falle eines Frontalzusammenpralls als Crashbox, andererseits muss an ihm eine Vielzahl von Anbindungselementen für angrenzende Strukturen angebracht werden, wie z. B. Stoßstange, Scheibenflüssigkeitstank und Motorhaubenschloss. Dies gelingt bisher durch intrinsischen Leichtbau. Die Verbindungsmechanik beruht hierbei auf makroskopischen Formschlüssen umspritzter Aussparungen im Metall. Als Materialien kommen überwiegend Stähle und Aluminiumknetlegierungen in Verbindung mit kurzfaserverstärktem Polyamid zum Einsatz. Beispiele für ein Hybrid-Frontend in Serienfertigung sind die Modelle Focus und Edge von Ford (seit 1998 bzw. 2006) sowie von Audi A2, A6, A8 und TT [23]. Bis 2018 wurden damit bereits weit über 1 Mio. Frontends als Metall-Kunststoff-Hybrid gefertigt [2]. Das Hybrid-Frontend erfüllt sowohl die Trends bezüglich verstärkten Leichtbaus sowie zur Verringerung der Einzelteilanzahl und Komplexität. Ein anderes Sonderverfahren zur Herstellung des Frontends ist die Hydroform-Hybridtechnologie bei dem Metallrohre unter hohem Innendruck umgeformt und anschließend mit Kunststoff angespritzt werden [24]. Zur Verbesserung der Anbindung werden dabei Haftvermittler eingesetzt. Ein weiteres Einsatzgebiet für Metall-Kunststoff-Hybride ist die Luftfahrttechnik. Das im Flugzeugbau bis in die 1980er Jahre vorherrschende Material, Aluminium, wird zunehmend durch faserverstärkte Kunststoffe verdrängt. Bei komplizierten Spannungszuständen innerhalb von Knotenpunkten empfehlen sich zwar weiterhin isotrope Materialien, bei klar definierten Belastungen hingegen können beanspruchungsgerecht designte Faserverbundwerkstoffe ihr Potential voll ausnutzen. Während in der Aluminiumbauweise vorrangig das Nieten als Fügeverfahren eingesetzt wurde, besteht die Herausforderung nun darin, die Lasten belastungsgerecht in die hochkomplexen Werkstoffe einzuleiten. Auch hier bietet sich das *Thermische Direktfügen* an, welches beispielhaft bei der J-Nose des Airbus A380 untersucht wurde [15]. Da sie die werkstoffspezifischen Vorteile beider Materialien vereinen, werden im Flugzeugbau zusätzlich Faser-Metall-Lamine eingesetzt, wobei die Metalloberfläche mittels Laser vorbehandelt werden kann. Durch die im Vergleich zu mechanischen Fügeverfahren hohe Mediendichtigkeit

und äquivalent zur Klebtechnik ausgeprägten Medienbeständigkeit, bietet das *Thermische Direktfügen* auch wesentliche Vorteile für die Dichtungstechnik. So können beispielsweise hybride Verbindungen aus Edelstahl und Polyetheretherketon (PEEK) für die Vakuumtechnik hergestellt werden, da es im Vergleich zum Kleben hierbei nicht zu Ausgasungen kommt [25]. Weitere Anwendungsgebiete für Metall-Kunststoff-Verbindungen, sind weiße, graue und braune Ware [4] sowie die Zahn- [7] und Verpackungstechnik [8].

2.2 Thermisches Direktfügen

Für das Verbinden von Metall-Kunststoff-Hybrid-Baugruppen kommen mehrere Fügeverfahren infrage. Generell kann dabei zwischen in-mold und post-mould-assembly unterschieden werden. Das bekannteste Beispiel für ersteres ist der hybride Spritzguss, bei welchem die Metallbauteile in der Form positioniert und somit im Herstellungsprozess des Kunststoffteils direkt mit integriert werden. Klassische Beispiele für das post-mould-assembly sind mechanische Fügeverfahren wie Schraub- oder Nietverbindungen und das Kleben. All diese Fügeverfahren zeichnen sich jedoch durch intrinsische Nachteile aus, die das Verbinden von Metall und Kunststoff teilweise ineffizient, zeit- und / oder kostenintensiv gestalten. So eignet sich der hybride Spritzgussprozess lediglich für große Stückzahlen und ist begrenzt durch die Bauteilgröße. Mechanische Verbindungen weisen zumeist eine ungleichmäßige Lastverteilung auf und erfordern zusätzliche Bauteile wie Schrauben, Muttern oder Dichtungen sowie unter Umständen zusätzliche Prozessschritte wie das Bohren und Schneiden von Gewinden. Klebverbindungen hingegen weisen eine gleichmäßige Lastübertragung auf, erfordern jedoch teils aufwendige Vorbehandlungsmethoden beider Fügepartner, bei vergleichsweise zeitintensiven Prozesszeiten infolge der verhältnismäßig langsam stattfindenden Abbinde- oder Aushärteprozesse. Speziell für Hybridverbunde geeignete Klebstoffe sind zudem meist besonders kostenintensiv.

Aufgrund dieser Situation und dem zunehmenden Einsatz von Hybridkonstruktionen in industriellen Anwendungen [10] wurde der Entwicklung neuer Technologien für das Fügen von Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen in den vergangenen Jahren besondere Aufmerksamkeit gewidmet. Hieraus ging unter anderem das *Thermische Direktfügen* hervor, welches unter dem Namen HeatPressCool-integrative (HPCi) vom Fraunhofer-

Institut für Werkstoff- und Strahltechnik (IWS) stetig weiterentwickelt und eingesetzt wird.

Für das *Thermische Direktfügen* wird zunächst die Metalloberfläche vorbehandelt, hierauf wird in Kapitel 2.3 näher eingegangen. Die Kunststoffoberfläche wird lediglich gereinigt, es ist jedoch kein weiterer Vorbehandlungsschritt erforderlich. Anschließend werden die beiden Fügepartner, z. B. Metall und Kunststoff, in Kontakt gebracht, um einen definierten Anpressdruck im Fügebereich sicherzustellen. Der Verbund wird erwärmt, wobei unterschiedliche Erwärmungsmethoden wie Induktion, Laser, elektrischer Widerstand, Ultraschall oder Reaktive Multischichten (RMS) [26] oder eine Kombination dieser zum Einsatz kommen. In der Regel erfolgt die Erwärmung dabei über die Metallseite, infolgedessen die Grenzfläche des Kunststoffs plastifiziert. Der Kunststoff dringt in die Oberflächenrauheiten des Metalls ein und verfestigt sich wieder während des Abkühlens des Verbundes. Der überwiegende Anteil der Tragfähigkeit begründet sich in Form- und Kraftschluss des Kunststoffs auf der rauen Metalloberfläche. Die Prozessschritte des *Thermischen Direktfügens* sind anhand der induktiven Erwärmung, welche vornehmlich im Projekt TheDi eingesetzt wurde, in Abbildung 3 dargestellt.

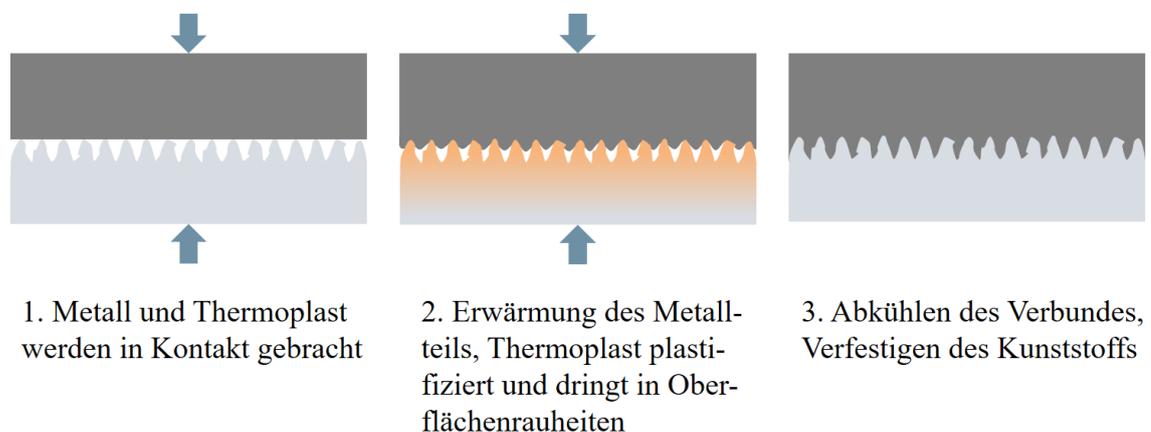


Abbildung 3: Prozessschritte des *Thermischen Direktfügens* zum schnellen Verbinden von Metallen und Kunststoffen

Generell ist der Fügeprozess nicht auf Metall-Kunststoff-Verbindungen begrenzt. So können auch Keramiken mit Kunststoffen oder Metallen verbunden werden als auch artfremde Metalle miteinander.

2.3 Oberflächenvorbehandlungen in der Fügetechnik

Oberflächenvorbehandlungen sind aktuell in der Fügetechnik vor allem als Vorbereitung für Klebungen verbreitet, finden aber auch zunehmend beim in-mould-assembly von Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen Anwendung. In manchen Fällen werden Oberflächenbehandlungen auch Schweißungen vorgelagert. Generell lassen sich die Techniken zur Oberflächenvorbehandlung mit Hinblick auf ihre resultierende Wirkung in Verfahren zu Veränderung der Oberflächentopologie und Verfahren zur Veränderung der chemischen Struktur einteilen [27]. Topologische Veränderungen zielen meist darauf ab, die geometrische Grenzfläche zu vergrößern und Ansatzpunkte für Form- und Kraftschlüsse zu schaffen. Typische, weit verbreitete Beispiele hierfür sind das Schleifen, Bürsten oder Strahlen. Aufwendiger, aber häufig auch effizienter, ist die Strukturierung der Oberfläche mittels Laserstrahlung. Für die Klebtechnik werden z. B. mittels Laserstrukturierungen Hinterschnitte und Rauheiten generiert, die dem Klebstoff erlauben, in die schwammartigen Strukturen zu fließen. Lasersysteme zur Oberflächenvorbehandlung für Kleb- und Schweißprozesse sind bereits industrieller Standard [28]. So findet Laserreinigung z. B. in der Elektromobilität beim Entlacken von Kupfer-Hairpins Anwendung [29]. Auch beim Schweißen von Getriebeteilen ist die Reinigung der zu fügenden Oberflächen fundamental [30]. Komplementär zu topologischen Oberflächenvorbehandlungen werden in der Fügetechnik – insbesondere im Zusammenhang mit Klebstoffen – häufig Verfahren eingesetzt, die die chemische Zusammensetzung der Oberfläche verändern. Typische Beispiele hierfür sind Plasmabehandlungen und Ultraviolett(UV)-Bestrahlungen sowie speziell im Falle von Metallen das Beizen. Neben der Reinigung von organischen Fremdstoffen verändern diese Verfahren die Oberflächengruppen des behandelten Materials durch Oxidation, was wiederum den Stoffschluss im Fügeprozess verstärken soll. Im Flugzeugbau werden beispielsweise vor allem das Beizen und elektrochemische Behandlungen auf die meist hochfesten Aluminium-Verbindungen angewendet [27]. Das Beizen ist als nasschemischer Prozess allerdings kostenintensiv und meist mit umweltschädlichen Chemikalien verbunden. Nicht zuletzt deshalb hat die als umweltfreundlicher eingestufte Anwendung von Atmosphärendruckplasma in den letzten Jahren erhebliche Bedeutung als Oberflächenvorbehandlung gewonnen. So wurde bereits vor mehr als zehn Jahren die komplette Tankinnenfläche eines Flüssiggastankers mit Atmosphärendruckplasma für Klebprozesse vorbehandelt [31]. Aktuell wird dieser technische Ansatz z. B.

in den Bereichen Automobilbau, weiße Ware und Sonnenschutzsysteme zur Haftverbesserung eingesetzt [32]. Eine spezielle Form der chemischen Veränderung der Fügeoberfläche ist das Aufbringen von Haftvermittlern, die insbesondere zur Verbesserung der Haftungseigenschaften zwischen polymeren Klebstoffen und Metallen, Gläsern oder Keramiken eingesetzt werden [27]. Nachteilig hieran ist, dass der Haftvermittler mitunter auf die spezifische Materialkombination angepasst werden muss. Für besonderes Interesse sorgte in jüngster Vergangenheit das Plasma-SealTight® Verfahren der Fa. Plasmatreat GmbH [33], bei dem Haftvermittler durch ein Atmosphärendruckplasma abgeschieden werden.

2.3.1 Charakterisierung von Oberflächenvorbehandlungen über die Benetzungseigenschaften

Nach einer Oberflächenvorbehandlung kann die Oberfläche unter verschiedenen Gesichtspunkten charakterisiert werden. Liegt der Zweck der Oberflächenvorbehandlung in der Strukturierung der Oberfläche, so werden typischerweise topologische und Rauheitskenngrößen bestimmt. Steht dagegen bei der Vorbehandlung eine Steigerung der spezifischen adhäsiven Wechselwirkungen im Fokus, spielt die chemische Zusammensetzung der Oberfläche im Bereich der Grenzschicht eine Rolle. Hierbei können beispielsweise chemische Oberflächenanalytik wie Fourier-Transform-Infrarot-Spektroskopie (FTIR) oder Röntgenphotoelektronenspektroskopie (XPS) zum Einsatz kommen.

Eine weitere Möglichkeit die Wechselwirkung von Oberflächen mit angrenzenden Phasen bewerten zu können stellt die Kontaktwinkelmessung dar. Hierbei werden Prüfflüssigkeiten mit bekannten Eigenschaften auf die zu charakterisierende Oberfläche abgelegt und der resultierende Kontaktwinkel bestimmt. In der Klebtechnik wird so vor dem Verkleben von polymeren Materialien oft das Benetzungsverhalten bestimmt, um über die daraus abgeleiteten Oberflächenenergien die Adhäsionseigenschaften abschätzen zu können. Die resultierende Haftung zwischen dem polymeren Substrat und einer anderen Phase, meist ein Klebstoff, kann zum einen durch die Variation der Klebstoffformulierung, aber auch durch andere technologische Faktoren sowie Oberflächenvorbehandlungen gesteuert und optimiert werden. Dieser Weg ist anwendungsorientierter Natur und bietet sogar bei positiven technischen Ergebnissen keine allgemeingültigen wissenschaftlichen Lösungen. Es ist wohl bekannt, dass die Benetzung und die resultierende Adhäsion und Haftung sehr komplexe natürliche Phänomene darstellen. Es bestehen allerdings auch

Indizien, dass in den meisten Fällen die Hauptrolle bei der Ausbildung von Grenzflächenbindungen in Adhäsionsverklebungen zwischen den Klebstoffen und Kunststoffen die Säure-Base-Wechselwirkungen spielen [34]. Die besten Grenzflächenwechselwirkungen werden dabei dann erreicht, wenn eines der zu verbindenden Materialien überwiegend saure und das andere basische Eigenschaften (nach Lewis) aufweist. In dieser Hinsicht ist die Kenntnis von sauren und basischen Oberflächeneigenschaften der Polymermaterialien und des Klebstoffs für die Gestaltung von diversen Produkten, Polymer-Polymer- sowie Polymer-Metall-Kleilverbindungen mit hoher Festigkeit von entscheidender Bedeutung. Da allerdings die Modifikation des Klebstoffs sowie der Substrate für die Ausbildung der Grenzflächen in den polymeren Klebeverbindungen mit spezifischen Eigenschaften einen wesentlichen Prozess darstellt, kann die richtige Auswahl von notwendigen Modifikationen ebenso aus der Sicht des Säure-Base-Ansatzes durchgeführt werden.

2.3.2 Oberflächenenergie nach Owens-Wendt-Rabel-Kaelble [35]

Die Bestimmung der Oberflächenenergie (OFE) eines Festkörpers nach Owens, Wendt, Rabel und Kaelble (OWRK) erfolgt durch Messung der Kontaktwinkel θ mit mindestens zwei verschiedenen Flüssigkeiten. Nach der OWRK-Methode setzt sich die OFE aus zwei Anteilen, einem dispersen γ^{LW} und einem polaren γ^{AB} Anteil, zusammen.

$$\gamma = \gamma^{LW} + \gamma^{AB} \quad (2-1)$$

Die Grenzflächenspannung γ_{SL} zwischen einem Festkörper S und einer Flüssigkeit L wird dann nach Gleichung (2-2) berechnet.

$$\gamma_{SL} = \gamma_S + \gamma_L - 2 \left(\sqrt{\gamma_S^{LW} \cdot \gamma_L^{LW}} + \sqrt{\gamma_S^{AB} \cdot \gamma_L^{AB}} \right) \quad (2-2)$$

In Verbindung mit der Young Gleichung (2-3), die eine Beziehung zwischen dem Kontaktwinkel θ , der Grenzflächenspannung zwischen flüssiger und gasförmiger Phase γ_{LV} , der Oberflächenenergie zwischen Fester und gasförmiger Phase γ_{SV} herstellt [36] ergibt sich Gleichung (2-4).

$$\gamma_{LV} \cdot \cos \theta = \gamma_{SV} - \gamma_{SL} \quad (2-3)$$

$$\gamma_L \cdot (1 + \cos \theta) = 2 \cdot \left(\sqrt{\gamma_S^{LW} \cdot \gamma_L^{LW}} + \sqrt{\gamma_S^{AB} \cdot \gamma_L^{AB}} \right) \quad (2-4)$$

Eine Anpassung dieses Ausdrucks an die Geradengleichung $y = mx + k$ mit Steigung m und Achsenabschnitt k liefert Gleichung (2-5), die zur graphischen Auswertung der OFE nach der OWRK-Methode herangezogen wird.

$$\frac{\gamma_L \cdot (1 + \cos \theta)}{2 \cdot \sqrt{\gamma_L^{LW}}} = \sqrt{\gamma_S^{AB}} \cdot \sqrt{\frac{\gamma_L^{AB}}{\gamma_L^{LW}}} + \sqrt{\gamma_S^{LW}} \quad (2-5)$$

Nach Bestimmung der Kontaktwinkel von mindestens zwei Flüssigkeiten mit bekannten polaren und dispersen Anteilen und Auftragung von $\frac{\gamma_L \cdot (1 + \cos \theta)}{2 \cdot \sqrt{\gamma_L^{LW}}}$ gegen $\sqrt{\frac{\gamma_L^{AB}}{\gamma_L^{LW}}}$ kann durch lineare Regression nach Gleichungen (2-6) und (2-7) der polare Anteil der OFE eines Festkörpers aus der Steigung und der disperse Anteil aus dem Achsenabschnitt berechnet werden.

$$\gamma_S^{LW} = k^2 \quad (2-6)$$

$$\gamma_S^{AB} = m^2 \quad (2-7)$$

Innerhalb dieser Arbeit wurde zur Auswertung nach der OWRK-Methode nur die Kontaktwinkel von Wasser und Diiodmethan berücksichtigt, da für eine lineare Regression zwei Messpunkte ausreichen und die beiden Flüssigkeiten sich in den polaren und dispersen Anteilen stark unterscheiden, sodass sie auf der Achse $\sqrt{\frac{\gamma_L^{AB}}{\gamma_L^{LW}}}$ sehr weit auseinander liegen.

2.3.3 Methode nach van Oss, Chaudhury und Good

Eine weitere Benetzungstheorie, die zusätzlich zum polaren und dispersen Anteil noch weitere Wechselwirkungen betrachtet, ist die Theorie nach van Oss, Chaudhury und Good. In der vOCG-Theorie wird der polare Anteil der OFE als Säure-Base-Anteil γ^{AB} in zwei Komponenten, den Lewis-sauren Parameter γ^+ und den Lewis-basischen Parameter γ^- , aufgeteilt [37, 38].

$$\gamma^{AB} = 2 \cdot \sqrt{\gamma^+ \cdot \gamma^-} \quad (2-8)$$

Die Adhäsionsarbeit W_a bei der Benetzung wird durch Wechselwirkung der sauren Komponente des Festkörpers (S) mit der basischen Komponente der Flüssigkeit (L) bzw. umgekehrt berechnet [38].

$$W_a = \gamma_L \cdot (1 + \cos\theta) = 2 \cdot \sqrt{\gamma_S^{LW} \cdot \gamma_L^{LW}} + 2 \cdot \sqrt{\gamma_S^+ \cdot \gamma_L^-} + 2 \cdot \sqrt{\gamma_S^- \cdot \gamma_L^+} \quad (2-9)$$

Durch Bestimmung der Kontaktwinkel von mindestens drei Testflüssigkeiten lassen sich die drei unbekanntene Eigenschaften des Festkörpers, der disperse Anteil der OFE sowie der saure und basische Parameter berechnen.

Die vOCG Theorien, werden von einigen Forschern in Frage gestellt. Doch viele Forschungseinrichtungen verwenden diese Methoden, insbesondere zur Bestimmung der Benetzung von Festkörper mit einer Flüssigkeit, um Aussagen zur resultierenden Haftung bzw. Adhäsion ableiten zu können. Dies ist in der relativen Einfachheit des Verfahrens und der Tatsache begründet, dass die Bestimmung von Grenzflächeninteraktion mit einer festen Phase durch die anderen Methoden fast unmöglich ist. Der mögliche anwendungsnahe Einsatz der Säure-Base-Theorie für Polymere allerdings in der Praxis bereits demonstriert [39–41].

3 Lösungsweg zur Erreichung des Forschungsziels

Um innerhalb weniger Sekunden hochfeste Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen herstellen zu können benötigt es im Wesentlichen geeignete Vorbehandlungsmethoden. Hierzu werden neben der physikalischen Oberflächenvorbehandlung auch chemische Verfahren betrachtet. Da sich die festigkeitstreibenden Mechanismen einer Hybridverbindung abhängig von der gewählten physikalischen und chemischen Oberflächenvorbehandlung maßgeblich unterscheiden, erfolgt die Betrachtung dieser Entwicklungsstränge getrennt voneinander. Die Entwicklung der Vorbehandlungsverfahren wird hierzu jedoch identisch mittels zerstörender Prüfung anhand unterschiedlicher Probekörpergeometrien validiert. Ziel der Untersuchungen ist dabei eine möglichst hohe Festigkeit bei gleichzeitig niedriger Prozesszeit zu generieren. Auf der Seite der physikalischen Oberflächenvorbehandlung kommt die Laserstrukturierung zum Einsatz. Da besonders bei der Belastung senkrecht zur Fügeebene mit geringeren Festigkeiten zu rechnen ist, besteht eines der Hauptziele der Entwicklung, diese durch eine angepasste Strukturierungsstrategie zu erhöhen. Die Bewertung des Verfahrens erfolgt neben der Vermessung von Oberflächenstruktur auf der Metallseite anhand von Schlibfbildern durch zerstörende Prüfungen an gefügten Hybrid-Verbindungen. Die chemische Oberflächenbehandlung setzte hingegen auf die Untersuchung mehrerer Verfahren wie dem Plasma-, VUV- und Beflamm-Methoden. Die Charakterisierung wird hier neben zerstörenden Prüfungen jedoch z.B. von Verfahren zur Bestimmung der Oberflächenenergie begleitet.

Für das *Thermische Direktfügen* von Metall und Kunststoff wird hauptsächlich eine Erwärmung mittels Induktion betrachtet. Diese etablierte Methode wurde auf die Prüfkörpergeometrien eingestellt und auf die Kenngrößen „Prozesszeit“ und „vollflächige Fügung“ optimiert. Für die Ertüchtigung des *Thermischen Direktfügens* speziell für KMUs wird zudem die Entwicklung eines keramischen Hochnrate-Heizelements vorangetrieben. Hierfür wurde ein Fügeworkzeug entwickelt, das zum einen die Entwicklung der keramischen Schicht dient, im Folgenden aber auch zum Fügen von Druckscherproben genutzt werden kann. Für die vereinfachte Auslegung des Heizelements in Abhängigkeit der Verbindungsgeometrie wurde zudem ein Simulationsmodell entwickelt und validiert.

Neben den Kurzzeiteigenschaften sind auch Kenntnisse bezüglich der Langzeiteigenschaften und damit verbundener Alterungserscheinungen essenziell für den Einsatz einer

Verbindungstechnologie. Zur Prüfung des Alterungsverhaltens wurden sowohl Klima-wechseltests als auch Salzsprühnebeltests durchgeführt und die Festigkeit der Verbindung im Vergleich zu ungealterten Proben ermittelt.

Im Sinne der Nachhaltigkeit wurde anschließend untersucht, inwieweit eine sortenreine Trennung von Metall und Kunststoff möglich ist und weiter sogar eine Reparatur der Verbindung zur Verlängerung der Einsatzzeit denkbar ist. Dies wurde anhand von Zug-scherproben dargestellt und ebenfalls mit Festigkeitswerten untermauert. Die Lebenszyklusanalyse stellt den Abschluss dar und zeigt einen Vergleich der *Thermischen Direktfügeverbindung* mit einer Klebverbindung an einem Beispielbauteil.

4 Durchgeführte Arbeiten, Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden alle Teilaufgaben des Projekts aufgezeigt und deren Ergebnisse präsentiert.

4.1 AP1: Materialauswahl, -präparation und - charakterisierung

Zu Projektbeginn wurden gemeinsam mit dem projektbegleitenden Ausschuss zwei Metalle sowie zwei Kunststoffe je mit und ohne Faserfüllung ausgewählt, anhand derer die folgenden Betrachtungen stattfinden sollten. Anschließend wurden die entsprechenden Materialien beschafft bzw. zu Halbzeugen verarbeitet sowie charakterisiert.

4.1.1 Materialauswahl

Auf der Metallseite fiel die Auswahl auf die Aluminiumlegierungen EN AW 5754, auch als 3.3535 oder AlMg3 bezeichnet, in Form eines gewalzten Blechs und EN AW 5083, auch als 3.3547 oder AlMg4,5 bezeichnet, in Form einer Gussplatte. Die beiden Halbzeuge unterscheiden sich demnach in ihrem Magnesiumgehalt sowie ihrer Gefügestruktur infolge der unterschiedlichen Herstellungsprozesses. Letzteres ist besonders interessant, da hiermit ein eventueller Einfluss des Gefüges auf die Fügeverbindung mit betrachtet werden kann. Dies ist für die Übertragung der Ergebnisse, welche an gewalzten Halbzeugen generiert wurden, auf Gussbauteile relevant.

Die Kunststoffauswahl orientierte sich an relevanten Typen für automotive Anwendungen. Es wurde für die Hauptversuche PA66 und PP eingesetzt. PA66 kam in einer unverstärkten Variante (Zytel 103 HSL BKB80, Dupont) sowie in der Variante mit 30 gew.-% Glasfasern (GF30) (Zytel 70G30HSLR BK099, Dupont) zum Einsatz. Das PP wurde ebenfalls unverstärkt (Sabic PP 595A) sowie mit 30 gew.-% Glasfasern (Sabic PPCompound G3230A) eingesetzt. Vor allem das PP war aus Sicht des pbA sehr interessant, da es grundsätzlich eine geringfügiger ausgeprägte Haftung und einen höheren Wärmeausdehnungskoeffizienten aufweisen.

In einem kleineren Rahmen kamen für die Berstdruck-Prüfung auch noch PA12 in unverstärkter und mit 30 gew.-% Glasfaser verstärkter Variante zum Einsatz (Lauramid Inject 970 und Lauramid Inject G30, Handtmann).

4.1.2 Materialcharakterisierung

Für den Abgleich der Werkstoffeigenschaften der Metallhalbzeuge mit den zugehörigen Datenblättern wurden Zugversuche in Anlehnung an die DIN EN ISO 6892 durchgeführt. Im Zuge dessen wurde eine Materialprüfmaschine vom Typ Z050 des Herstellers Zwick GmbH & Co. in Kombination mit einem 50 kN Kraftaufnehmer eingesetzt. Die Dehnung der Proben wurde parallel mittels eines GOM ARAMIS Systems aufgezeichnet. Die Ergebnisse dieser Zugversuche sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Ergebnisse der Zugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 6892, n = 3

	EN AW 5754	EN AW 5083
Dehngrenze	101 MPa	133 MPa
Zugfestigkeit	207 MPa	289 MPa
Bruchdehnung	17,6 %	15,5 %

Ebenfalls erfolgte ein Abgleich der Werkstoffeigenschaften für die eingesetzten Kunststoffe. Zugversuche zur Ermittlung von Bruchspannung und Bruchdehnung wurden in Anlehnung an DIN EN ISO 527 durchgeführt. Hierfür wurden Zugstäbe des Typs 5A eingesetzt, die aus 3 mm dicken Spritzgussplatten herausgefräst wurden. Zur Prüfung wurde eine Universalprüfmaschine vom Typ Z010 des Herstellers Zwick GmbH & Co. in Kombination mit einem 10 kN Kraftaufnehmer eingesetzt. Die Dehnung der Proben wurde mit taktilen Wegaufnehmern aufgezeichnet. Die Ergebnisse dieser Zugversuche sind in Tabelle 2 dargestellt. PP zeigt gegenüber PA66 und PA12 deutlich geringere Festigkeiten. Glasfaserverstärkte Werkstoffe (GF) zeigen deutlich höhere Festigkeiten und E-Modul und haben eine niedrigere Bruchdehnung. Aufgrund der niedrigeren Grundfestigkeit von PP ist davon auszugehen, dass Metall-Kunststoff-Verbindungen mit PP niedrigere Festigkeiten aufweisen als mit PA66.

Tabelle 2: Ergebnisse der Zugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 527, n=5

	Zugfestigkeit / MPa	Bruchdehnung / %	E-Modul / MPa
PP	36 ± 1	$9,1 \pm 0,3$	1510 ± 42
PP GF30	86 ± 9	$4,8 \pm 2,6$	4923 ± 478
PA66	81 ± 1	$16,3 \pm 0,5$	2866 ± 55
PA66 GF30	160 ± 8	$4,8 \pm 1,9$	7512 ± 314
PA12	51 ± 1	$142,5 \pm 4,4$	1558 ± 14
PA12 GF30	86 ± 7	$9,3 \pm 3,4$	4292 ± 309

Zur Untersuchung des Aufschmelzverhaltens der Polymere kam das Kalorimeter DSC 204 F1 Phoenix[®] des Herstellers Netzsch Gerätebau GmbH zum Einsatz. Für jede Messung wurden ca. 8,0 mg des Probenmaterials entnommen, in einen Aluminiumtiegel mit gelochtem Deckel überführt und mit einer Presse verkapselt. Anschließend durchliefen die Proben unter Stickstoffatmosphäre ein Prüfprogramm mit zwei Aufheiz- (10 K/min) und einem Abkühlvorgang. Je Material wurde eine Probe untersucht. In Tabelle 3 sind die ermittelten Schmelzpunkte aufgelistet. Darüber hinaus wurde auch noch die temperaturabhängige Wärmekapazität ermittelt, die als Eingangsgröße zur späteren Ermittlung der Wärmeleitfähigkeit benötigt wird. Es ist zu erkennen, dass PP, aber auch PA12 eine deutlich geringere Schmelztemperatur aufweisen wie PA66. Eventuell vorhandene Glasfaserverstärkung hat keinen Einfluss auf die Schmelztemperatur des Grundpolymers. Aufgrund der unterschiedlich hohen Schmelztemperaturen ist anzunehmen, dass im Fügeprozess unterschiedlich hohe Temperaturen erforderlich sind.

Tabelle 3: Schmelzpunkte der verschiedenen Thermoplaste, ermittelt mittels DSC.

	Schmelztemperatur / °C
PP	169
PP GF30	168
PA66	262
PA66 GF30	263
PA12	180
PA12 GF30	179

Die thermische Ausdehnung der Materialien wurde mit der TMA 402 F3 Hyperion der Fa. Netzsch Gerätebau GmbH in Anlehnung an DIN EN ISO 11359-2 gemessen. In Tabelle 4 sind die Messparameter aufgeführt.

Tabelle 4: Messparameter für TMA-Messungen.

Probenhalter	SiO ₂
Probenthermoelement	Typ K
Messmodus	Expansion
Anpresskraft des Fühlstempels	200 mN
Atmosphäre	Helium (Reinheit 5.0), 50 ml/min
Temperaturprogramm	-50 bis +90 °C mit 3 K/min
Probenlänge	jeweils ca. 3 mm
Messrichtung	Entlang der Dicke der Platte, Bei GF-Werkstoffen zusätzlich in Einspritzrichtung

Es wurde eine Einfachbestimmung mit einem Heizlauf durchgeführt. Die linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten (CTE) zwischen -40 °C und +80 °C sind in Tabelle 5 aufgeführt. Unverstärkte Polymere wurden nur in Dickenrichtung der Platte gemessen, da von einem anisotropen Materialverhalten auszugehen ist. GF Proben hingegen weisen aufgrund der Herstellung im Spritzgussprozess anisotrope Eigenschaften auf. Deshalb wurde hier zusätzlich die Einspritzrichtung mitberücksichtigt. Es ist zu erkennen, dass es deutliche Unterschiede in der Wärmeausdehnung zwischen unverstärkten und verstärkten Werkstoffen auch innerhalb einer Kunststoffklasse bestehen. Für einen Metall-Kunststoff-Verbund ist in der Theorie besonders günstig, wenn der CTE vom Kunststoff möglichst nahe beim CTE des Metalls liegt. Der CTE des verwendeten Aluminiums liegt ungefähr im Bereich von $23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [42]. Daher könnten aus dieser Perspektive GF Werkstoffe aufgrund des geringeren CTE's Vorteile in Direktfügeverbindungen aufweisen.

Tabelle 5: Wärmeausdehnungskoeffizienten der verschiedenen Thermoplaste, ermittelt mittels TMA.

	CTE / $\cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$
PP	97
PP GF30	163, in Einspritzrichtung 34
PA66	103
PA66 GF30	155, in Einspritzrichtung 33

Zur Ermittlung der Zersetzungstemperatur der Thermoplaste wurden TGA-Messungen in Anlehnung an die DIN EN ISO 11358 mit dem Gerät TG 201 F1 Libra (Fa. Netzsch) im Temperaturbereich 30 °C – 1100 °C bei einer Heizrate von 10K/min unter einer Atmosphäre von 80 % Stickstoff und 20 % Sauerstoff durchgeführt. Für jede Messung wurden ca. 10 mg Probematerial verwendet. Die Messungen wurden jeweils als Einfachbestimmung durchgeführt. Die Zersetzungstemperaturen wurden am Onset ausgewertet und sind in Tabelle 6 aufgeführt. Sie geben einen Hinweis darauf welche Temperatur im Fügeprozess nicht überschritten werden darf.

Tabelle 6: Zersetzungstemperaturen der verschiedenen Thermoplaste, ermittelt mittels TGA.

	Zersetzungstemperatur (Onset) / °C
PP	300
PP GF30	277
PA66	412
PA66 GF30	406
PA12	439
PA12 GF30	440

Die Temperaturleitfähigkeit der untersuchten Materialien wurde in Anlehnung an DIN EN ISO 22007-4:2017-11 dynamisch mit dem Xenon-Blitz-Verfahren (LFA) gemessen. Die Messungen erfolgten an drei Probekörpern je Material mit der Flash-Apparatur LFA 447 NanoFlash der Fa. Netzsch Gerätebau GmbH. Die Probekörper in Form von zylindrischen Scheibchen (Dicke ca. 2 mm, Durchmesser 12,7 mm) wurden spanend aus den

zur Verfügung stehend 3,0 mm dicken Platten präpariert. Alle Probekörper wurden vor der Messung beidseitig mit Graphit beschichtet, um ein homogenes Absorptions- und Emissionsverhalten zu gewährleisten. Anschließend wurden die Probekörper in einer Ofenkammer auf vorgegebene Temperaturstufen im Bereich von 25 °C bis 250 °C mit Abstand von 25 K erwärmt und nach Erreichen des thermischen Gleichgewichts mit einer Xenon-Blitzlampe thermisch angeregt (Pulsdauer ca. 0,2 ms). Der resultierende Temperaturanstieg auf der Rückseite der Probe wurde mit einem Infrarot-Halbleiterdetektor (InSb) gemessen. Je Probekörper und Temperaturstufe erfolgten drei Anregungen.

Die Messdaten in Form von Thermogrammen wurden mit der Software Netsch LFA Analysis der Fa. Netzsch Gerätebau GmbH nach dem Modell von Cowan [43] (inklusive Pulslängenkorrektur) hinsichtlich der Temperaturleitfähigkeiten a ausgewertet. Die ermittelten Temperaturleitfähigkeiten schließen eine Korrektur hinsichtlich der thermischen Ausdehnung in z-Richtung bei der Aufheizung ein. Aus drei Probekörpern und drei Anregungen ergaben sich so bis zu neun Werte für die Temperaturleitfähigkeit für jede Temperaturstufe eines untersuchten Materials. Diese Werte wurden gemittelt und die zugehörigen Standardabweichungen berechnet.

Die Wärmeleitfähigkeiten λ der untersuchten Materialien wurde gemäß [44] nach Formel (4-1) berechnet.

$$\lambda(T) = \rho(T) \cdot C_p(T) \cdot a(T) \quad (4-1)$$

ρ stellt hierbei die Materialdichte, C_p die gemessene Wärmekapazität, a die gemessene Temperaturleitfähigkeit und T die Messtemperatur dar. Die angegebenen Messgenauigkeiten ergeben sich über Gauß'sche Fehlerfortpflanzung aus den Standardabweichungen der Temperaturleitfähigkeiten.

Die Ergebnisse für die Werkstoffe PP und PA66 sind in Tabelle 7 und Tabelle 8 aufgelistet. Es ist zu erkennen, dass sich die Wärmeleitfähigkeiten im Allgemeinen auf sehr niedrigem Niveau befinden. Es bestehen nur geringe Unterschiede zwischen PP und PA66 sowie zwischen unverstärkten und GF Typen. Die Wärmeleitfähigkeit von Aluminium liegt größenordnungsmäßig bei ca. 200 W/m/K. Daher ist anzunehmen, dass die Wärmeleitfähigkeit des Kunststoffes wahrscheinlich nur einen geringen Einfluss auf das Abkühlverhalten einer Direktfügeverbindung im Fügeprozess hat.

Tabelle 7: Ergebnisse der TLF und WLF Bestimmung für PP und PP GF30.

Temperatur / °C	TLF / mm ² /s		WLF / W/m/K	
	PP	PP GF30	PP	PP GF30
25	0,140 ± 0,001	0,158 ± 0,000	0,218 ± 0,003	0,270 ± 0,004
50	0,132 ± 0,000	0,142 ± 0,001	0,226 ± 0,002	0,260 ± 0,004
75	0,125 ± 0,003	0,130 ± 0,001	0,233 ± 0,006	0,252 ± 0,003
100	0,111 ± 0,003	0,119 ± 0,001	0,228 ± 0,006	0,248 ± 0,003
125	0,092 ± 0,002	0,098 ± 0,001	0,200 ± 0,005	0,218 ± 0,003

Tabelle 8: Ergebnisse der TLF und WLF Bestimmung für PA66 und PA66 GF30.

Temperatur / °C	TLF / mm ² /s		WLF / W/m/K	
	PA66	PA66 GF30	PA66	PA66 GF30
25	0,177 ± 0,001	0,212 0,001	0,391 ± 0,005	0,378 0,006
50	0,150 ± 0,003	0,184 0,003	0,353 ± 0,008	0,358 0,008
75	0,136 ± 0,001	0,167 0,003	0,360 ± 0,004	0,365 0,008
100	0,123 ± 0,000	0,154 0,001	0,352 ± 0,003	0,363 0,005
125	0,112 ± 0,001	0,142 0,002	0,342 ± 0,004	0,359 0,006
150	0,102 ± 0,001	0,131 0,001	0,325 ± 0,004	0,346 0,004
175	0,095 ± 0,000	0,127 0,001	0,315 ± 0,002	0,344 0,004
200	0,092 ± 0,002	0,122 0,000	0,302 ± 0,007	0,333 0,003
225	0,085 ± 0,001	0,117 0,002	0,279 ± 0,004	0,319 0,006

4.2 AP2: Vorbehandlung und Charakterisierung der Fügeoberflächen

Die größte Herausforderung beim Verbinden von Metallen mit Kunststoffen in Hybridkonstruktionen begründet sich in den unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Grundwerkstoffe. Speziell für das *Thermische Direktfügen* besteht dabei das Problem, dass beide Werkstoffe in der Grenzschicht auf die Schmelztemperatur des

Kunststoffs und darüber hinaus erwärmt werden, um eine mikroskopisch flächige Anhaftung des Kunststoffs auf der Oberfläche zu erreichen. Bei der Abkühlung kommt es in der Folge zu mechanischen Spannungen, welche die Verbundfestigkeit nicht übersteigen dürfen, da es andernfalls zum Versagen des Verbunds kommt. Bei unbehandelten, glatten Oberflächen der beiden Halbzeuge ist dies meist nicht gegeben. Eine Oberflächenvorbehandlung ist daher unabdingbar.

In den folgenden Kapiteln werden mehrere Vorbehandlungsmethoden vorgestellt und die Untersuchungsergebnisse speziell im Hinblick auf die Verbundfestigkeit dargestellt.

4.2.1 Topologische Vorbehandlungen der Metalle

Die Oberflächenvorbehandlung mittels Laser für das *Thermische Direktfügen* ist eine der effektivsten Methoden, um sehr gute mechanische Eigenschaften der Verbindung sicherzustellen. Eigene Vorversuche und auch Literaturquellen [45, 46] zeigen eine signifikante Abhängigkeit der mechanischen Kennwerte der Verbindung von der Ausprägung der strukturierten Oberfläche. Hiernach besteht ein Bedarf, das tatsächliche Potential der Oberflächenstrukturierung zu schöpfen.

4.2.1.1 Verwendete Laseranlagentechnik

Für die Oberflächenvorbehandlung können diverse Lasersysteme zum Einsatz kommen, welche sich maßgeblich in ihrer Leistung, Wellenlänge oder Betriebsart (dauerstrich oder pulsbetrieb) unterscheiden. Im Projekt TheDi wurde ein cw (continuous wave)-Laser mit einer Wellenlänge von 1040 bis 1080 nm und 3 kW Leistung sowie einem Fokus-Durchmesser von ca. 100 μm eingesetzt, um eine makroskopische Strukturierung auf der Metalloberfläche zu generieren. Im Vergleich zu anderen Systemen können durch die hohe Laserleistung und den Dauerstrichbetrieb hohe Bearbeitungsraten von bis zu 200 mm^2/min erreicht werden.

4.2.1.2 Einflussgrößen der Laserstrukturierung und Prozessentwicklung

Die Lasertechnik bietet eine Vielzahl an Parametern, mit welchen die Ausprägung der Strukturierung und damit auch das mechanische Verhalten der Verbindung beeinflusst werden kann. In einer ersten Untersuchung wurden die wesentlichen Parameter herangezogen und deren Einfluss auf die Strukturausprägung innerhalb eines Screenings beurteilt. Eine Übersicht der betrachteten Einflussparameter ist in Tabelle 9 aufgelistet.

Tabelle 9: Wesentliche Anlagenparameter zur Beeinflussung der Strukturausprägung

Parameter	Beschreibung
Laserleistung	Kann stufenlos zwischen 350 W und 3000 W variiert werden. Typischerweise wird die maximale Leistung für höchste Produktivität genutzt
Scangeschwindigkeit v_{scan}	Bezieht sich auf die Geschwindigkeit des Laserfokus auf der Werkstückoberfläche. Kann stufenlos zwischen 0 m/s und 20 m/s variiert werden. Für Aluminium beträgt die Scangeschwindigkeit typischerweise 10 m/s
Linienabstand	Ist der Abstand zwischen zwei parallel zueinander verlaufenden Scanbahnen
Anzahl der Überfahrten	Anzahl der Wiederholungen auf einer Scanbahn zur Erreichung größerer Strukturiefen t
Delay	Zeit zwischen zwei Überfahrten, in den folgenden Untersuchungen 100 ms
Strukturausrichtung	Orientierung einer Scanlinie zur Querrichtung der Probenoberfläche

Die Laserleistung beeinflusst maßgeblich die Bearbeitungsgeschwindigkeit und damit die Produktivität des Strukturierungsprozesses. Mit dem gewählten cw-Lasersystem zeigt sich eine Mindest-Laserleistung von 1 kW, um einen Abtrag auf der Aluminiumoberfläche zu erzielen. Darunter genügt die Energieintensität nicht aus, die hochschmelzende Aluminiumoxidschicht aufzuschmelzen und abzutragen.

Mithilfe der Scangeschwindigkeit kann der Energieeintrag ebenfalls maßgeblich beeinflusst werden. Hierbei kommt es bei niedrigen Scangeschwindigkeiten eher zu einem Schweißen als zu einem Abtrag. Erst ab ca. 5 m/s entsteht ein deutlicher Abtrag, welcher zur Ausprägung von "Gräben" essentiell ist. Mit steigender Scangeschwindigkeit nimmt die Schmelzbadgröße ab und es kommt zu einem geringeren Umschmelzen und größerem Auswurf. Die Gräben bilden sich damit definierter und reproduzierbarer aus, wie es in Abbildung 4 deutlich zu erkennen ist.

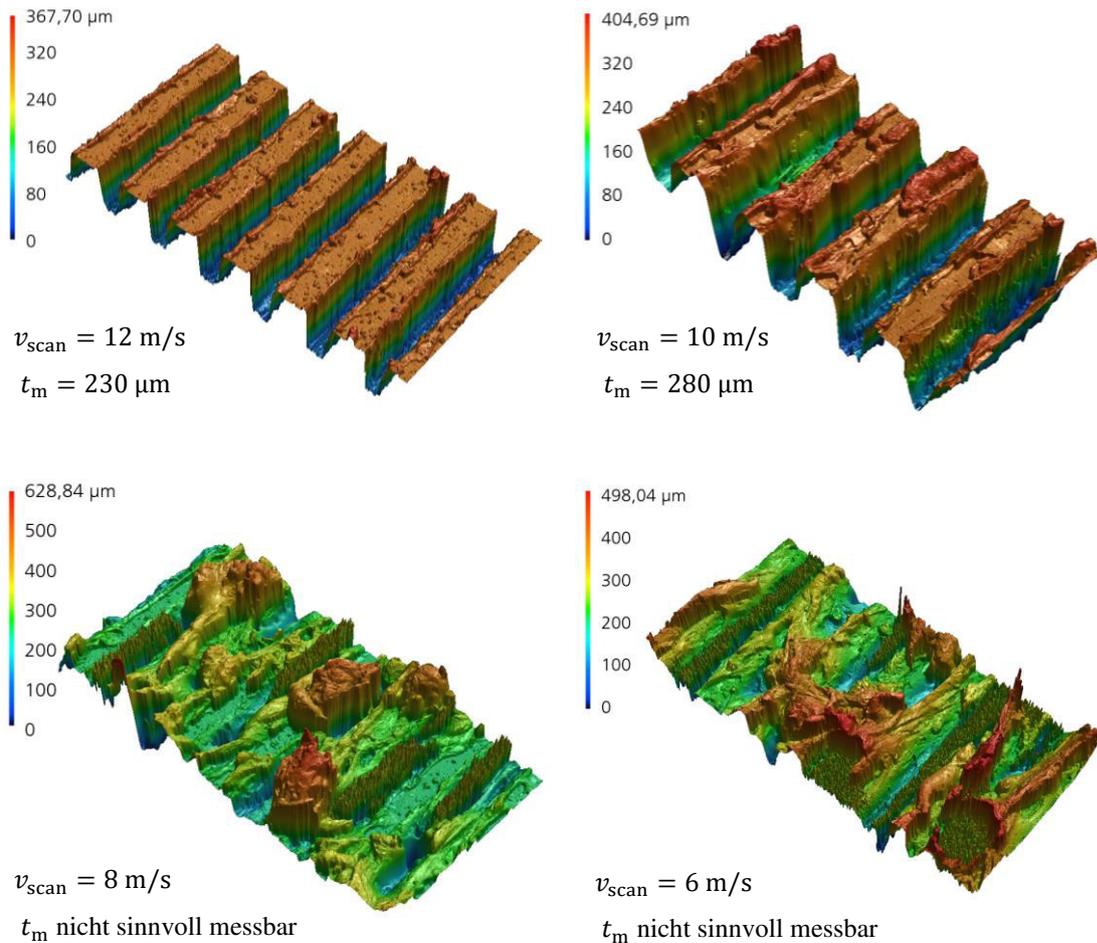


Abbildung 4: Dreidimensionale Aufnahmen strukturierter Aluminiumoberflächen mit unterschiedlichen Scangeschwindigkeiten

Über den Linienabstand kann das Verhältnis von „Spitze“ zu „Tal“ und damit die reale Oberfläche beeinflusst werden. Für eine größtmögliche Oberfläche ist ein Verhältnis von 1:1 anzustreben. Somit können zudem möglichst viele „Gräben“ bzw. „Täler“ auf einer Oberfläche und die maximale Anzahl von Möglichkeiten zur Verklammerung des Kunststoffes auf der Metalloberfläche geschaffen werden. Unter den gewählten Parametern bildet sich das angestrebte Verhältnis, wie in Abbildung 5 dargestellt, bei einem Linienabstand von $200 \mu\text{m}$ aus.

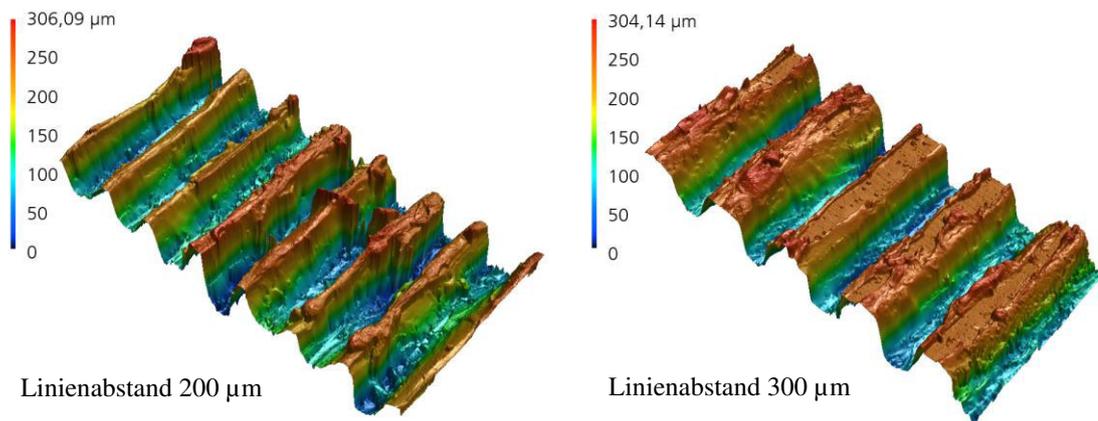


Abbildung 5: Dreidimensionale Aufnahmen von Oberflächenstrukturierungen auf Aluminium mit unterschiedlichen Linienabständen

Die Anzahl der Überfahrten wirkt sich maßgeblich auf die Strukturtiefe aus. Ein Zielwert aus vorhergehenden Untersuchungen beträgt $200\ \mu\text{m}$ für die mittlere Strukturtiefe $t_{\text{struktur,m}}$. Diese wird mit zwei Überfahrten näherungsweise erreicht und stellt einen geeigneten Kompromiss zwischen Festigkeit und Prozesszeit dar. In nachstehender Abbildung 6 sind beispielhaft die strukturierten Oberflächen für eine und zwei Überfahrten dargestellt. Der Einfluss der Anzahl der Überfahrten auf die Strukturtiefe ist hier deutlich erkennbar.

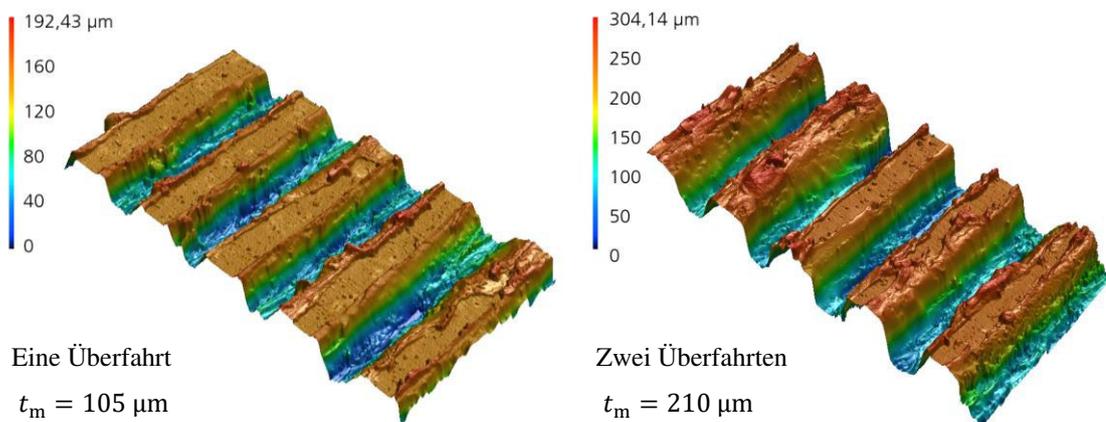


Abbildung 6: Dreidimensionale Aufnahmen von Oberflächenstrukturierungen auf Aluminium mit unterschiedlicher Überfahrtenanzahl

Ein wesentlicher Vorteil der Oberflächenvorbehandlung mittels Laser besteht in der hochvariablen Strahlführung, welche nicht nur die linienförmige Strukturierung der Oberfläche, sondern auch die Strukturierung in einer Vielzahl von Mustern zulässt. In Abhängigkeit des Materials oder der Belastungsrichtung können somit die Eigenschaften der

Verbindung positiv beeinflusst werden. Ein Beispiel für verschiedene Muster ist in Abbildung 7 dargestellt. Im vorliegenden Projekt TheDi wurden in erster Linie Linienstrukturen untersucht und lediglich in kleinerem Rahmen Kreuzstrukturen.

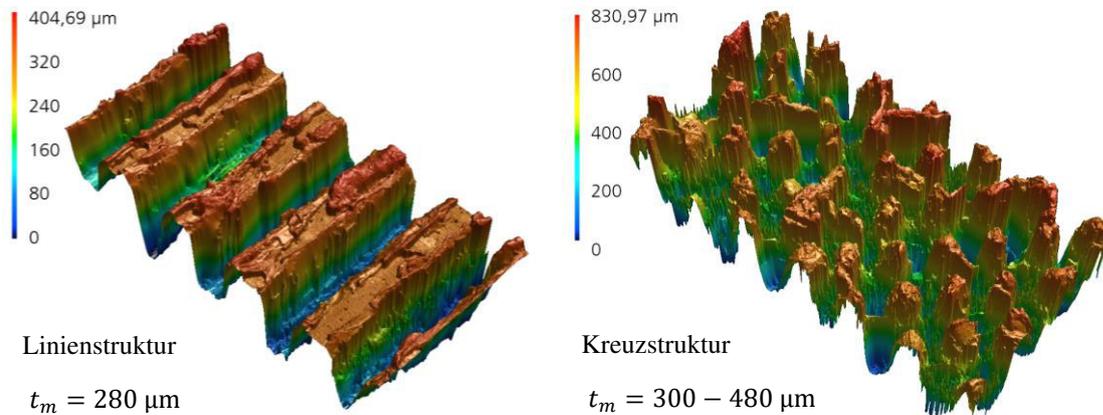


Abbildung 7: Dreidimensionale Aufnahme von Oberflächenstrukturierungen auf Aluminium mit unterschiedlichen Strukturmustern

Mithilfe der Variation der genannten Parameter kann die Struktur und damit die Eigenschaften der Fügeverbindung maßgeblich beeinflusst werden. Die Ausprägung der Struktur stellt sich dabei auch in Abhängigkeit des verwendeten Grundmaterials dar.

4.2.1.3 Laserprozessentwicklung zur Generierung von Hinterschneidungen

Da der *Thermische Direktfügeprozess* lediglich die Grundwerkstoffe und keine weiteren Hilfsstoffe für die Verbindung ertüchtigt, sind die Verbindungseigenschaften stark an die Eigenschaften der Grundwerkstoffe gekoppelt. Das angestrebte Versagensverhalten, und damit die höchste Festigkeit, tritt, ähnlich der optimalen Klebverbindung, kohäsiv ein. Im Falle der *Thermischen Direktfügeverbindung* handelt es sich dabei um das Versagen im Kunststoff. Typischerweise kommt es jedoch zum Mischbruch, also zur partiellen Ablösung des Kunststoffs direkt an der Anbindungsfläche zum Metall. Zudem ist, wie in Abbildung 8 ebenfalls zu erkennen, der Anteil des kohäsiven Versagens von der Belastungsrichtung abhängig. Die hier dargestellten Probekörper wurden mittels induktiver Erwärmung gefügt, siehe Kapitel 4.3.2.

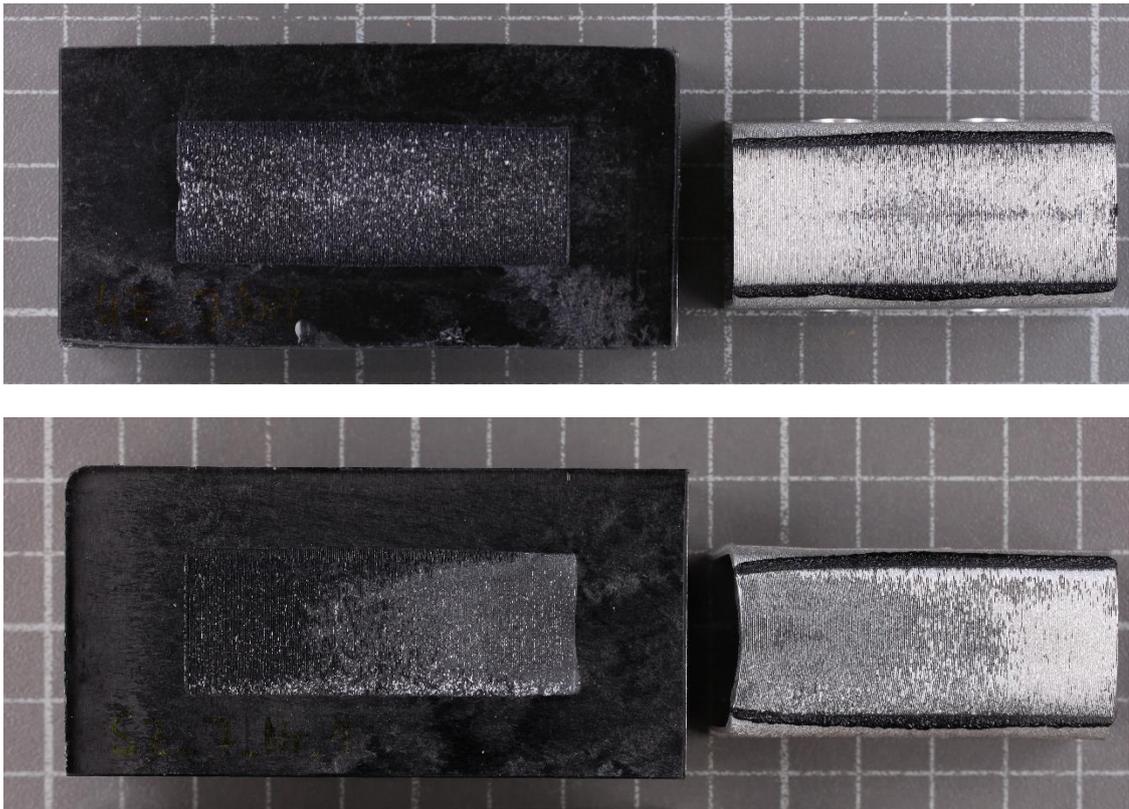


Abbildung 8: Bruchbilder von KS2,5-Probekörpern unter verschiedenen Belastungen: Kopfzug (oben) und Zugscher (unten), Material: EN AW 5754 / PA66GF30, Standardstrukturierung

Speziell im Fall der Beanspruchung durch Kopfzug-Belastung (Abbildung 8 oben) überwiegt der Anteil des adhäsiven Bruchanteils mit etwa 85 %. Hintergrund dessen ist der geringere Formschluss, welcher auf die nach oben hin nahezu vollständig geöffneten Laserstrukturierung der Metalloberfläche zurückzuführen ist, wie auch in Abbildung 9 idealisiert entnommen werden kann. Mit einer angepassten Laserstrukturierungsstrategie in Abhängigkeit des Materials können aber auch senkrecht zur Oberfläche formschließend wirkende Hinterschnitte ausgebildet werden, welche sich positiv auf die Kopfzugfestigkeit der Verbindung auswirken (siehe Abbildung 9 rechts).

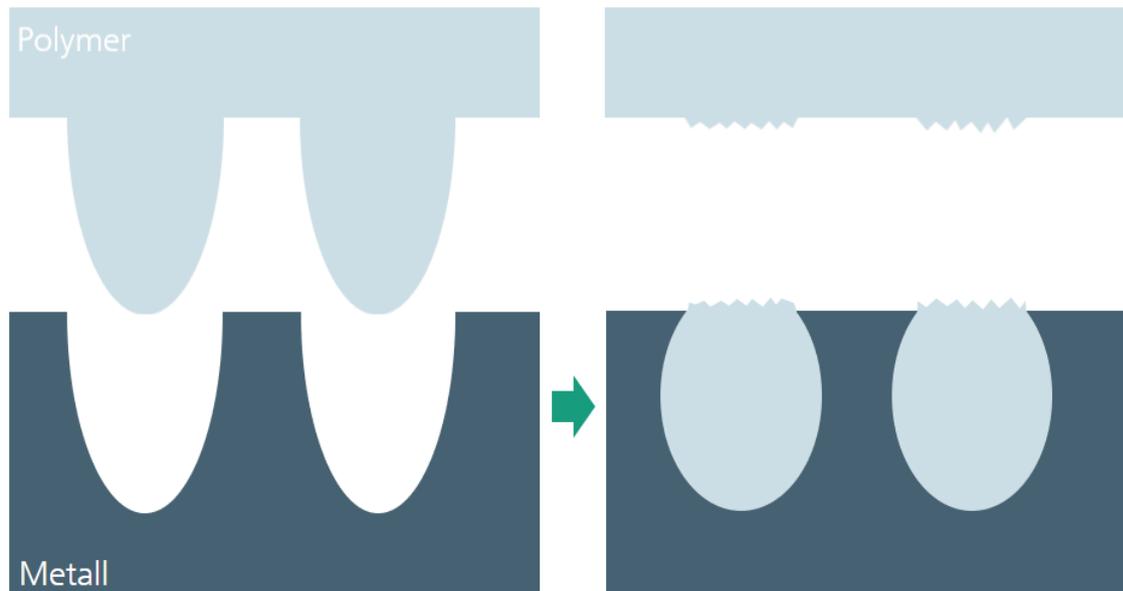


Abbildung 9: Idealierte Darstellung des Versagensverhaltens unter Kopfzugbeanspruchung, nach oben offene Strukturierung mit adhäsiven Versagensverhalten (links) und formschlüssige Strukturierung mit größtenteils kohäsivem Versagen (rechts)

Im Projekt TheDi wurde eine Strategie zur Generierung von Hinterschnidungen betrachtet, welche sich an Vorarbeiten von van der Straeten orientiert. Hierbei wird der Laserspot mehrmals in einer Linie über die Oberfläche geführt und Material durch Aufschmelzen und Verdampfen abgetragen. Mit jeder Überfahrt erhöht sich die Tiefe des entstehenden “Grabens”, wobei aufgeschmolzenes Material zunehmend wieder an den Seiten des “Grabens” erstarrt. Hierdurch verengt sich der obere Teil des “Grabens” und es entsteht ein tropfenförmiger Hinterschnitt. [47]

Für die Erzeugung eines möglichst großen Hinterschnitts wurde eine Parametermatrix aufgestellt, welche die Laserleistung und die Anzahl der Überfahrten variierten. Anschließend wurden einzelne Gräben mit verschiedenen Parametersätzen (siehe Tabelle 10) strukturiert und metallografisch untersucht.

Tabelle 10: Parametervariation zur Untersuchung der Hinterschnittausprägung

Werkstoff	Laserleistung in kW	Anzahl der Überfahrten
EN AW 5754 / EN AW 5083	0,75	1 – 16
EN AW 5754 / EN AW 5083	1	1 – 14
EN AW 5754 / EN AW 5083	1,5	1 – 12
EN AW 5754 / EN AW 5083	2	1 – 10

EN AW 5754 / EN AW 5083	2,5	1 – 8
EN AW 5754 / EN AW 5083	2,9	1 – 6

Zur quantitativen Bestimmung des Hinterschnitts sowie der Strukturtiefe fand eine Vermessung der einzelnen Schliffbilder statt, anhand derer die beste Strukturierungsstrategie ausgewählt wurde. Auf Basis vorhergehender Untersuchungen betrug der Zielwert für die Strukturtiefe 200 μm . Die Definition eines Hinterschnitts h orientiert sich ebenfalls an van der Straeten [47] und beschreibt die Differenz der maximalen Strukturbreite und der darüber liegenden minimalen Strukturbreite, wie in Abbildung 10 veranschaulicht wird.

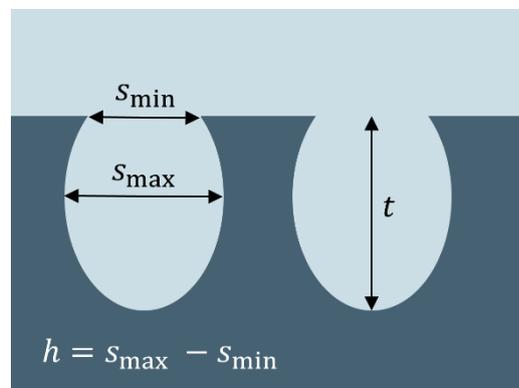


Abbildung 10: Maße an einer hinterschnittenen Struktur

In Abbildung 11 ist beispielhaft ein Querschliff einer strukturierten und anschließend geschliffenen Probe zur Auswertung des Hinterschnitts und der Strukturtiefe aufgezeigt. Darin wurde die Anzahl der Überfahrten von rechts nach links von einer bis acht Überfahrten variiert. Erkennbar ist, dass die ersten Überfahrten noch keine ausgeprägten Hinterschnitten aufweisen und zunächst nur der Generierung der Strukturtiefe dienen. Ab der dritten Überfahrt trägt die Erstarrung von aufgeschmolzenem Material an den Flanken des Grabens zur Ausbildung des Hinterschnitts bei. Mit zunehmender Anzahl an Überfahrten kann es jedoch zum lokalen Verschluss oder unzureichender Räumung der Grabenstruktur kommen, was sich nachteilig auf die Verbindungseigenschaften infolge unzureichender Füllung des Grabens während des Fügens mit plastifiziertem Polymer auswirken könnte.



Abbildung 11: Schliffbild einer Laserstrukturierten EN AW 5754 Probe, Laserleistung 2,5 kW, Überfahrten variiert zwischen 8 und 1 von rechts nach links

Die Auswertung zeigt zudem, dass mit dem gewählten Anlagensetup eine Laserleistung von mindesten 1 kW erforderlich ist, um einen signifikanten Materialabtrag auf der Aluminiumoberfläche zu erzielen. Es konnte bei einem Teil der Parametersätze zudem beobachtet werden, dass sich die Ausprägung der Hinterschneidungen nach Erreichen eines maximalen Werts mit weiter zunehmenden Überfahrten wieder verringert. Zudem unterschieden sich die Strukturen in Abhängigkeit des Grundmaterial. So begünstigt die Legierung EN AW 5083 bei identischen Strukturierungsparametern gegenüber der Legierung EN AW 5754 die Ausbildung breiterer Strukturgräben bei ansonsten vergleichbarer Hinterschnittausbildung, was sich positiv auf die Verbundeigenschaften auswirken kann, da damit, unter Voraussetzung eines kohäsiven Substratversagens, der tragende Querschnitt im Kunststoff zunimmt.

Das Ergebnis des besten Parametersatz in Bezug auf Hinterschnitt und Strukturtiefe innerhalb des Untersuchungsraums ist in Abbildung 12 aufgezeigt. Hierzu wurde mit einer Laserleistung von 1,5 kW viermal die Oberfläche überfahren. Dem gegenübergestellt ist der bisherige Standardparameter mit 2 Überfahrten und maximaler Laserleistung von 2,9 kW, welche keine Hinterschneidungen aufweisen (sogenannte Standardstrukturierung). Zudem ist der aufgeschmolzene und wieder erstarrte Bereich der hinterschnittenen Geometrie im oberen Bereich des Grabens deutlich zu erkennen.

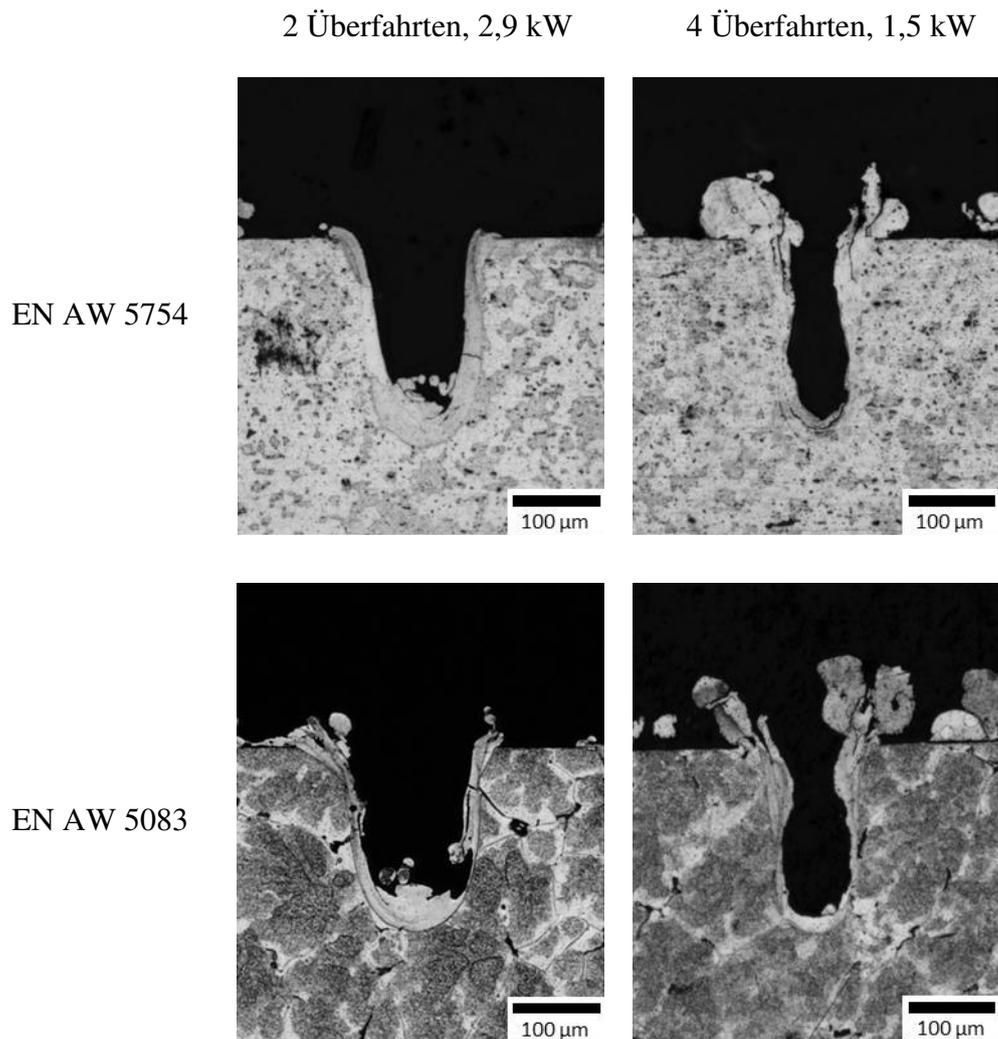


Abbildung 12: Geätzte Schliffe laserstrukturierter Aluminiumoberflächen, zwei Laserstrukturierungsstrategien: Standardstrukturierung (2 x 2,9 kW, links) und Strukturierung mit Hinterschneidungen (4 x 1,5 kW, rechts)

Da die Laserstrukturierung eine unregelmäßige Topografie aufweist und es sich bei einem einzelnen Schliffbild lediglich um eine diskrete Ebene als Teil einer dreidimensionalen Struktur handelt, wurden weiterführend auch sequenzielle Schliffe angefertigt. Hierbei wird bei derselben Probe in mehreren Schritten geschliffen und mikroskopiert, um einen besseren Gesamteindruck des zu untersuchenden Aspekts zu erhalten. In diesem Fall wurden in insgesamt neun Ebenen geschliffen, mikroskopiert und vermessen, um einen statistischen Eindruck der geometrischen Struktur zu erlangen. Die Ergebnisse dieser Auswertung sind in Tabelle 11 aufgezeigt. Die in Abbildung 12 dargestellten Schliffe sind Teil dieser Betrachtungen. Unter anderem kann den Messwerten anhand der geringeren Standardabweichung der mittleren Strukturtiefe t_m sowie der hier nicht separat aufge-

fürten Strukturbreite entnommen werden, dass die Strukturierungsstrategie, welche Hinterschneidungen generiert, ein insgesamt deutlich gleichmäßigeres Strukturbild ausbildet. Die Strukturiefen sind über die untersuchten Kombinationen hinweg vergleichbar. Im Gegensatz zum Ansatz mit Hinterschneidungen konnten bei der Standardstrukturierung keine Hinterschneidungen im Sinne der vorangegangenen Definition nachgewiesen werden.

Tabelle 11: Ergebnis der Vermessung von Standard- und Hinterschneidungsstruktur mit Strukturtiefe t_m und hinterschnittener Breite h_m inkl. Standardabweichung σ , jeweils 9 Schlitze vermessen

Legierung	Strukturierung	t_m in μm	σ_t in μm	h_m in μm	σ_h in μm
EN AW 5754	2 x 2,9 kW	225,1	16,4	-	-
	4 x 1,5 kW	220,8	9,8	42,9	11,9
EN AW 5083	2 x 2,9 kW	191,7	11,5	-	-
	4 x 1,5 kW	221,3	7,3	29,1	14,8

In einer fortführenden Untersuchung wurde der Einfluss dieser beiden Strukturierungsstrategien zusammen mit weiteren Parametern auf die mechanischen Eigenschaften des Verbunds betrachtet.

4.2.1.4 Identifikation der treibenden Faktoren bzgl. Festigkeit

Zur Quantifizierung der wesentlichen Einflussgrößen der Verbindungseigenschaften wurde ein teilfaktorierter Versuchsplan aufgestellt, welcher die in Tabelle 12 aufgezeigten Größen berücksichtigt. Hiernach wird angenommen, dass die Verbindungsfestigkeit maßgeblich von den Grundwerkstoffen und der Vorbehandlung abhängig ist.

Tabelle 12: Untersuchungsparameter innerhalb des teilfaktorierten Versuchsplans

	Parameter 1	Parameter 2
Legierung	EN AW 5754	EN AW 5083
Kunststoff	PA66	PP
Glasfaserfüllung	0 %	30 %
Strukturierung	2 x 2,9 kW	4 x 1,5 kW

Für die Untersuchung der Verbindungseigenschaften wurden KS2,5-Probekörper genutzt, welche eine Prüfung unter verschiedenen Lasteinleitungsrichtungen ermöglichen (siehe Kapitel 4.4.2). Da sich eine *Thermische Direktfügeverbindung* anisotrop verhält und zudem im realen Einsatz nur selten eine reine Scher- (90°) oder Kopfzugbelastung (0°) erfährt, wurde sowohl der Beanspruchungsfall mit 90° als auch 0° betrachtet.

In Abbildung 14 ist das Haupteffektdiagramm der untersuchten Parameter für die Belastung in Zugscherrichtung dargestellt. Den größten Einfluss auf die Zugscherfestigkeit hat die verwendete Aluminiumlegierung. So werden unter Verwendung von EN AW 5083 deutlich höhere Festigkeiten erreicht als mit EN AW 5754. Da es zu keinem Versagen im metallischen Grundwerkstoff kommt, scheint die unterschiedliche Ausprägung der Laserstrukturierung in Abhängigkeit der Legierung eine Rolle zu spielen. Wie bereits im vorhergehenden Kapitel genannt, weisen die Strukturgräben auf der Oberfläche von EN AW 5083 breitere Öffnungen auf, die im Folgenden einen größeren tragenden Querschnitt des Kunststoffes nach sich ziehen und so die Festigkeit erhöhen.

Die Strukturierungsstrategie zur Generierung von Hinterschneidungen hat ebenfalls einen positiven Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit in Zugscherrichtung. So zeigt sich bei der hinterschnittenen Strukturierung, unabhängig von der Aluminiumlegierung, gleichmäßig über die Bruchfläche verteilt zurückgebliebener Kunststoff innerhalb der strukturierten Metalloberfläche (siehe Abbildung 13 links). Bei der Standardstrukturierung (siehe Kapitel 4.2.1.3) hingegen kam es zu großflächigem Ausknöpfen des Kunststoffes aus der Oberflächenstrukturierung, erkennbar an der lokal begrenzten rückstandslosen Bruchfläche auf der Metallseite (siehe Abbildung 13 rechts).

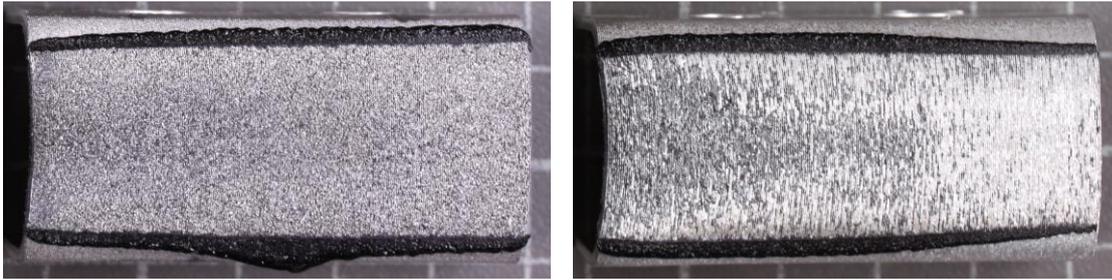


Abbildung 13: Bruchfläche (Metallseite) von KS2,5 Probekörpern geprüft in Zugscherrichtung, EN AW 5083 / PA66GF30 mit Strukturierung 4 x 1,5 kW (links), EN AW 5754 / PA66GF30 mit Strukturierung 2 x 2,9 kW (rechts)

Zudem hat das Polymer einen wesentlichen Einfluss auf die resultierenden Verbundeigenschaften, da dieses i.d.R. der kritische Punkt in Bezug auf die Festigkeit ist. Wie infolge der geringeren Grundwerkstofffestigkeit zu erwarten, weist eine Aluminium / PA66 Verbindung eine höhere Festigkeit als eine Aluminium / PP Verbindung auf.

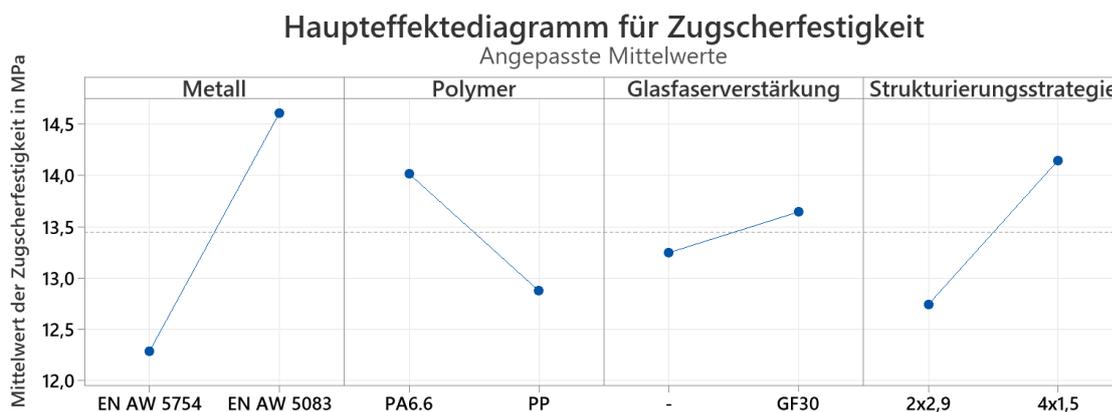


Abbildung 14: Haupteffektdiagramme für die Zugscherfestigkeit

Die Ergebnisse für die Kopfzugrichtung gestalten sich recht ähnlich (siehe Abbildung 15), hierbei dominiert jedoch der Einfluss der Strukturierungsstrategie. So kann bestätigt werden, dass die Strukturierung mit gezielt eingebachten Hinterschneidungen tatsächlich einen positiven Einfluss auf die Kopfzugfestigkeit haben, was sich in einer Erhöhung um ca. 40 % äußert.

Den zweitgrößten Einfluss innerhalb dieser Untersuchung hat der Polymerwerkstoff. Wie im Falle der Zugscherprüfung, weist die Aluminium / PA66 Verbindung auch bei Kopfzug-Belastung eine höhere Festigkeit aus den gleichen Gründen auf. Gleiches gilt für Verbindungen mit der Aluminiumlegierung EN AW 5083. Hier werden vermutlich infolge der erweiterten Grabenöffnung und dem damit größeren tragenden Querschnitt höhere Festigkeiten erreicht.

Besonders interessant stellt sich der Einfluss der Glasfaserverstärkung bei Kopfzugbelastung dar. Die Untersuchungen zeigen, dass sich die zusätzliche Glasfaserfüllung nachteilig auf die Festigkeit senkrecht zur Fügeebene auswirkt, obwohl sich diese positiv auf die Grundwerkstofffestigkeit des Kunststoffes auswirkt. Hintergrund dessen scheint eine Ansammlung von Glasfasern nahe dem Grenzbereich zum Metall zu sein. Diese Ansammlung entsteht, wenn Fasern aufgrund ihrer Orientierung nicht in die Gräben der laserstrukturierten Metalloberfläche eindringen können. Infolgedessen kommt es zu einer Matrixverarmung und die Festigkeit des Kunststoffes nahe der Fügezone nimmt ab. Dies untermauern auch computertomographische Untersuchungen (CT), auf welche in Kapitel 4.4.3 näher eingegangen wird.

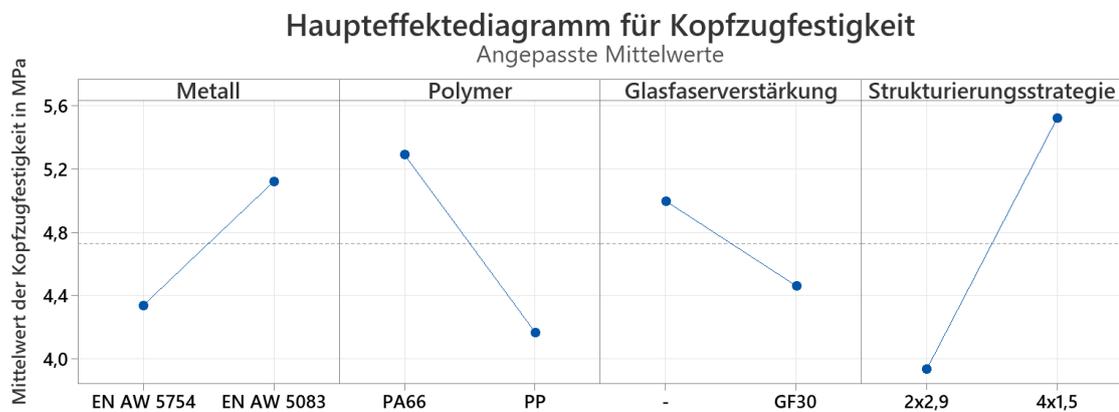


Abbildung 15: Haupteffektdiagramme für die Kopfzugfestigkeit

4.2.1.5 Vakuumsaugstrahlen

Die Oberflächenvorbehandlung mittels Laser, welche nachweislich sehr hohe Festigkeiten für eine *Thermische Direktfügeverbindung* generiert, geht mit verhältnismäßig hohen Investitionskosten für entsprechende Anlagentechnik und Sicherheit einher. Vor dem Hintergrund des Einsatzes von *Thermischen Direktfügeverbindungen* für KMUs spielen besonders diese Kosten eine wesentliche Rolle. Hiernach wurde eine weitere topologische Oberflächenvorbehandlungsmethode untersucht, welche mit deutlich geringeren Investitionskosten aufwartet, das sogenannte Vakuumsaugstrahlen. Das Funktionsprinzip sowie die damit zu erzeugende Oberfläche ist mit dem Druckstrahlen vergleichbar mit dem Unterschied, dass anstatt das Strahlgut mit Druck auszublasen, ein Vakuum im Arbeitskopf angelegt wird, der das Strahlmittel auf die Arbeitsfläche beschleunigt. Hierdurch bildet sich kein Druckkegel wie beim Druckstrahlen aus, welcher infolge der un-

terschiedlichen Geschwindigkeiten der Strahlpartikel in den einzelnen Bereichen des Kegels zu unterschiedlichem Abtrag führt, sondern ein homogener, reproduzierbarer Abtrag. Zudem wird verbrauchtes Strahlmittel direkt abgesaugt, was den Prozess nahezu emissionsfrei gestaltet.

Für die Versuche kam eine Anlage des Herstellers GP Anlagenbau zum Einsatz, wie sie in Abbildung 16 abgebildet ist. Der Arbeitskopf (im Bild links) wird mittels Roboter über die Oberfläche geführt.

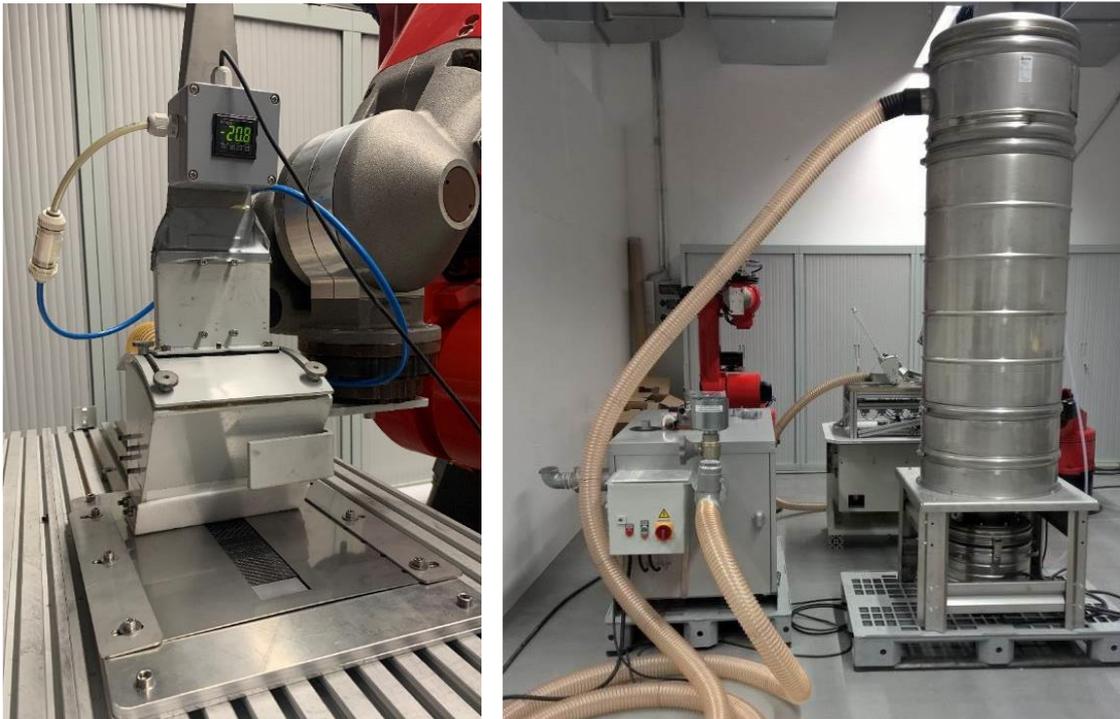


Abbildung 16: Vakuumsaugstrahlanlage des Herstellers GP Anlagenbau am Fraunhofer IWS
Zur Untersuchung der Eignung des Vakuumsaugstrahlens als Oberflächenvorbehandlungsmethode für das *Thermische Direktfügen* wurden insgesamt 3 Strahlparametersätze betrachtet, die verschiedene Intensitätsstufen widerspiegeln. Die dazugehörigen Parameter sind in Tabelle 13 dargestellt. Als Strahlmittel kommt Finox 110 μm zum Einsatz mit einem Durchsatz von 30 kg/h. Der Düsenwinkel beträgt 90° (senkrecht), wobei die Düse in einem Abstand von 8 mm über die Werkstückoberfläche geführt wird.

Tabelle 13: Untersuchte Parametersätze für die Oberflächenvorbehandlung mittels Vakuumsaugstrahl

		Unterdruck in mbar	Vorschub in mm/s
Niedrige Intensität	I_N	200	10
Mittlere Intensität	I_M	300	10
Hohe Intensität	I_H	200	1

Auf der Seite des Kunststoffes wurden sowohl PA66 sowie PP jeweils mit und ohne Glasfaserfüllung untersucht. Bezüglich der Aluminiumlegierung wurde EN AW 5083 betrachtet und nur an einer einzelnen Materialkombination zusammen mit PA66GF30 die Legierung EN AW 5754.

In Abbildung 17 sind dreidimensionale Aufnahmen der gestrahlten Oberflächen von EN AW 5083 dargestellt. Die Rauheit der Oberfläche sowie die Tiefe der Strukturen nimmt mit höheren Strahlintensitäten zu, was die Anzahl und Größe von Stellen erhöht, an denen sich der Kunststoff verkrallen kann.

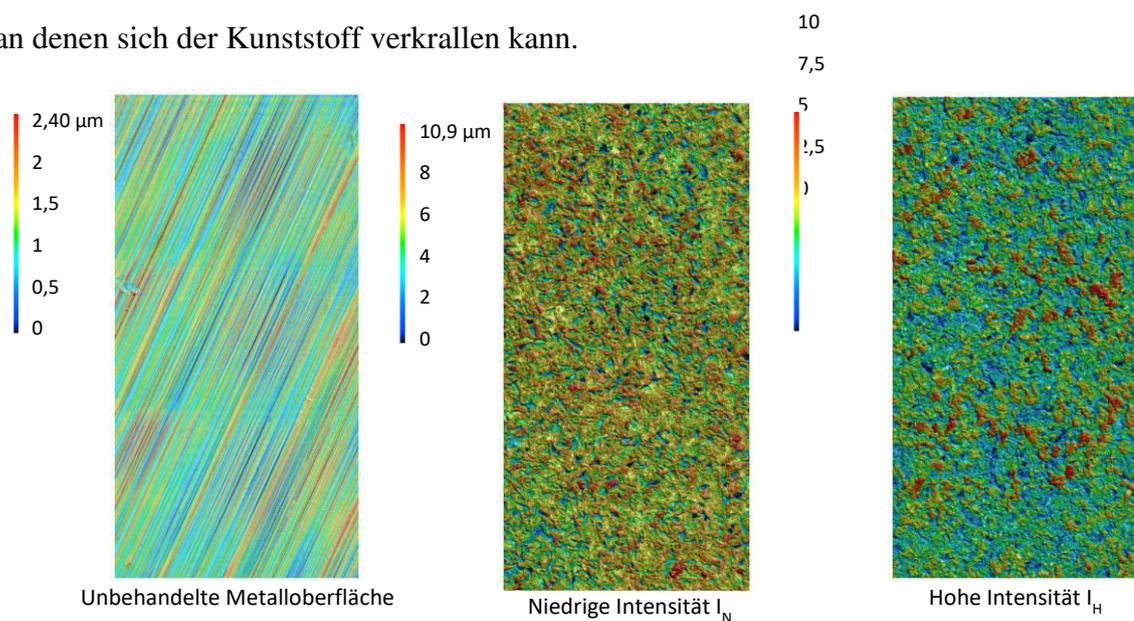


Abbildung 17: Dreidimensionale Aufnahme einer unbehandelten Oberfläche (links), mit niedriger Intensität gestrahlten Oberfläche (mitte) und mit hoher Intensität gestrahlten Oberfläche (rechts), Material EN AW 5083

Mit sechs Wiederholungen je Parametersatz wurden insgesamt 90 Probekörper gefertigt und geprüft. Die Ergebnisse sind in Abbildung 18 dargestellt. Es zeigt sich eine zunehmende Abhängigkeit der Verbindungsfestigkeit von der Intensität der Vorbehandlung, was wie zuvor beschrieben auf die verstärkte Verklammerung des Kunststoffes an der rauhen Metalloberfläche zurückzuführen ist. Die generelle Festigkeit ist jedoch verhältnismäßig gering verglichen mit der Oberflächenvorbehandlung mittels Laser. Zudem zeigen

die Versuche eine hohe Streuung, was sich nicht zuletzt im Versagen einiger Proben noch vor der eigentlichen Prüfung begründet.

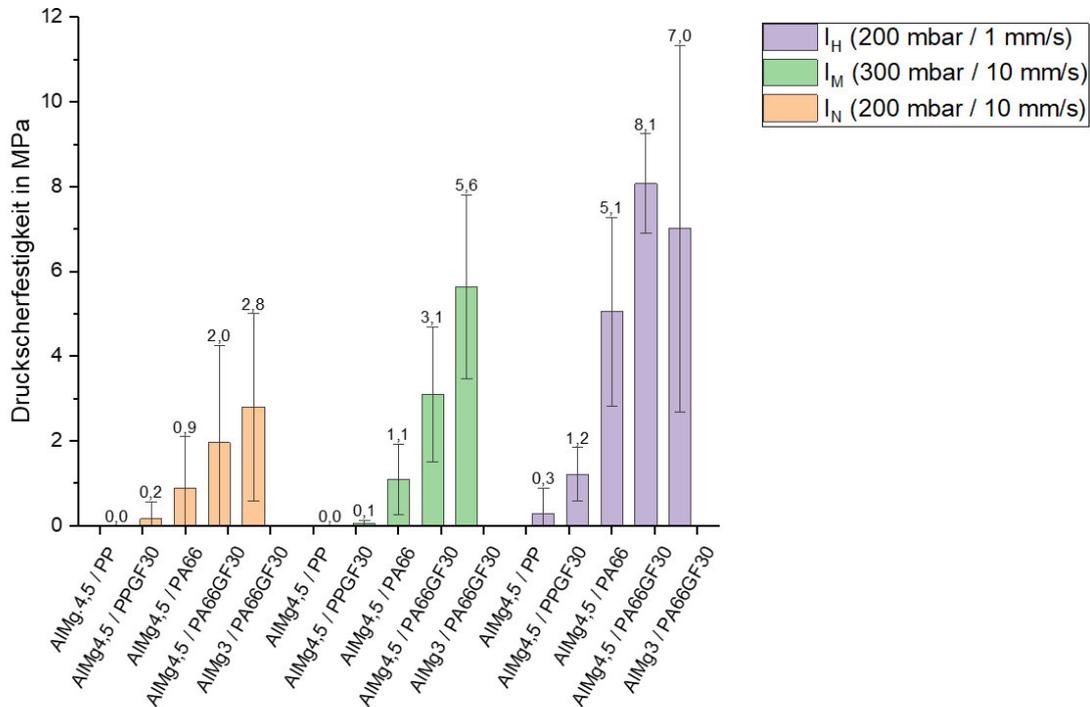


Abbildung 18: Ergebnisse der Untersuchung zur Eignung von Vakuumsaugstrahlen als Oberflächenvorbehandlung für das *Thermische Direktfügen*, Untersuchung an Druckscherprobekörpern

Die Auflösung der Ergebnisse nach der Materialkombination in Abbildung 19 zeigt, dass die Kombination aus Vakuumsaugstrahlen und PP keine zufriedenstellende Verbindung generieren kann. PA66 zeigt bessere Ergebnisse, es kommt bei vereinzelt Probenkörpern dennoch zur Ablösung vor der eigentlichen Prüfung. Die Glasfaserverstärkung hingegen zeigt einen positiven Einfluss und ausgeprägte Ergebnisse, wenn auch mit weiterhin hoher Standardabweichung. Der Einfluss der Aluminiumlegierung hat sich in diesem Versuch in Kombination mit der Oberflächenvorbehandlung mittels Vakuumsaugstrahlen als nicht signifikant herausgestellt.

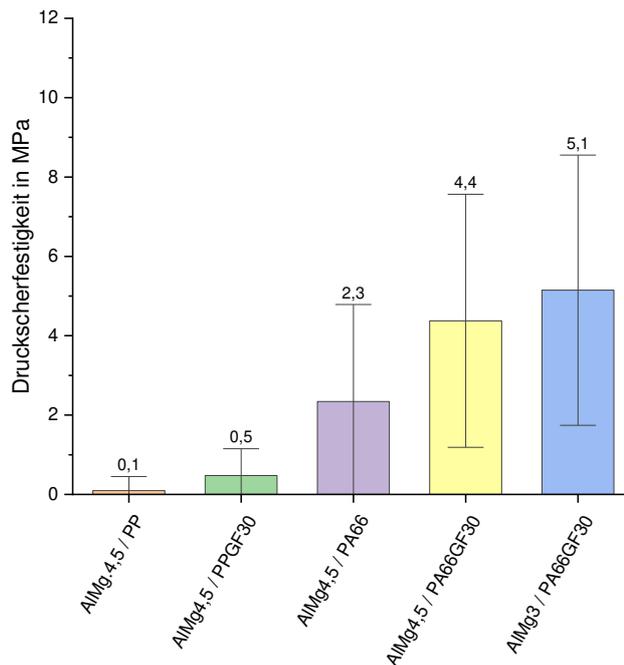


Abbildung 19: Ergebnisse der Untersuchung zur Eignung von Vakuumsaugstrahlen als Oberflächenvorbehandlung für das *Thermische Direktfügen* aufgelöst nach Materialkombination, Untersuchung an Druckscherprobekörpern

Zusammenfassend weisen alle untersuchten Parametersätze eine erhebliche Streuung auf, was auf einen unzureichenden Formschluss zwischen Metall und Kunststoff durch die Oberflächenvorbehandlung mittels Vakuumsaugstrahlen zurückzuführen ist. Die vielversprechendsten Ergebnisse wurden mit der Materialkombination EN AW 5755 / PA66GF30, welche im Mittel Druckscherfestigkeiten von 5,1 MPa erreicht. Dies ist jedoch verglichen mit einer Laserstrukturierung, welche Festigkeiten von bis zu 45 MPa erreicht, relativ gering. Es lässt sich festhalten, dass das Vakuumsaugstrahlen abhängig von der Materialkombination und der Anwendung in der Abwägung der zu verwendenden Oberflächenvorbehandlung für das *Thermische Direktfügen* berücksichtigt werden sollte.

4.2.2 Chemische Vorbehandlung der Metalle und Kunststoffe

Zur chemischen Vorbehandlung der Fügeteile wurden sowohl Plasma- oder UV-Beaufschlagung eingesetzt, um die chemische Zusammensetzung der Materialoberflächen für die Fügeprozesse zu optimieren. Hierbei kommt es zur Reinigung von Fremdstoffen und zur Aktivierung durch Oxidation bzw. Generierung von funktionellen Gruppen. Für Klebungen [27] und teilweise auch für thermische Fügeprozesse [48] ist bekannt, dass

dadurch der Stoffschluss zwischen artfremden Materialien mitunter stark positiv beeinflusst werden kann. Nennenswert sind aber auch einzelne Berichte, die die positive Wirkung der chemischen Vorbehandlung auch für Kunststoffe nachgewiesen haben, die im anschließenden Fügeprozess plastifiziert werden [49]. Verschiedene Plasma- und UV-Behandlungen wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens deshalb sowohl auf Metalle als auch auf Kunststoffe angewendet.

Die Versuche zur VUV-Modifikation der Oberflächen wurden mit ExciJet172 55-130 Excimer-Laborsystemen (Ushio Deutschland GmbH, Steinhöring) mit einer maximalen Intensität am Austrittsfenster von 25 mW/cm^2 durchgeführt. Die Excimer-Strahler emittieren eine Wellenlänge von 172 nm. Die Intensität und die Strahlungsdosis wurden mit einem VUV-Sensor (Typ UNIMETER UIT 250) desselben Herstellers gemessen. Für alle Versuche wurden die Strahler durchgehend mit Stickstoff (Reinheit 5.0) bis zur Sättigung gespült. Die Atmosphäre zwischen Substrat und Strahler wurde nicht kontrolliert, d. h., es lag Luftsauerstoff vor. Für alle Versuche wurde ein Abstand von 3 mm zwischen dem Deckglas der Excimer-Einheit und der Substratoberfläche gewählt. Zur Einstellung der Behandlungsintensität wurde die Verfahrensgeschwindigkeit der Probe unter dem Strahler variiert.

Für die Oberflächenvorbehandlung mit Atmosphärendruckplasma (ADP) wurde für Aluminium-Proben eine Spotdüse (M-Generator, Tigres GmbH, Marschacht) mit einer Behandlungsbreite von ca. 6 mm verwendet. Folgende Parameter wurden eingestellt: 6 mm Abstand zur AlMg₃-Probe, 16,7 mm/s Verfahrensgeschwindigkeit der Spotdüse, 500 W (100 %) Plasmaleistung. Als Plasmagas diente Luft.

Für Kunststoffe wurden die Plasmaanlage Typ RD2004 (Generator FG5001, Plasmatrete GmbH, Steinhagen) mit einer Rotationsdüse verwendet. Der Generator arbeitet mit einer Frequenz von 21 kHz (Duty Cycle 100 %) und hat eine Leistung von 1000 Watt. Der Rotations-Düsenaufsatz 22826 von Plasmatrete hat dabei eine Behandlungsbreite von ca. 22 mm bei einem Behandlungsabstand von 8 mm. Als Plasmagas diente Luft. Für PA66 wurde eine Behandlungsgeschwindigkeit von 100 mm/s und für PP von 200 mm/s eingestellt. Der Abstand zur PA66-Probe wurde auf 8 mm, die Verfahrensgeschwindigkeit der Düse auf 50 mm/s und die Leistung auf 500 W (100 %) eingestellt.

Für die Oberflächenvorbehandlung mit Niederdruckplasma (NDP) wurde eine Pico-Anlage (Diener electronic GmbH & Co.KG, Ebshausen) mit einer Typ A Edelstahl-Vakuumkammer, einem Typ B Generator mit einer Frequenz von 40 kHz und einer Leistung

von 500 W und mit Typ A Standardelektroden Edelstahl/Aluminiumblech verwendet. Als Plasmagas diente reiner Sauerstoff (O₂) bzw. reiner Stickstoff (N₂). Die Behandlungsdauer wurde materialspezifisch variiert. Eine Zusammenfassung der bei der NDP-Vorbehandlung verwendeten Parameter findet sich in Tabelle 14.

Tabelle 14: Prozessparameter für die Oberflächenvorbehandlung von PA66 und AlMg₃ mit Niederdruckplasma

Probe	Plasmagas	Druck / mbar	Gasfluss / sccm	Leistung / %	Behandlungszeit / s
Aluminium	O ₂	0,3	11	100	300
Aluminium	N ₂	0,3	11	100	300
PA66	O ₂	0,3	9	100	90
PA66	N ₂	0,3	10	100	30
PP	N ₂	0,3	11	100	120

Die Charakterisierung der vorbehandelten Oberflächen erfolgte mittels Kontaktwinkelmessung in Anlehnung an DIN EN ISO 19403-2 am Drop Shape Analyzer DSA30 (Krüss GmbH, Hamburg). Als Prüf Flüssigkeiten wurden Diiodmethan, Glycerin & Formamid und entionisiertes Wasser der Reinheit p. a. verwendet. Es wurde jeweils über fünf Tropfen gemittelt. Das Tropfenvolumen betrug bei Diiodmethan 1,4 bis 1,6 µl und bei Glycerin, Formamid und Wasser 2,4 bis 2,6 µl. Die Messungen wurden, sofern nicht anders angegeben, unmittelbar nach Aktivierung durchgeführt, was in der Praxis einem zeitlichen Versatz von ca. 5 min entsprach. Die Auswertung erfolgte nach der Methode von Owens-Wendt-Rabel-Kaelble (OWRK) [50] oder von van Oss, Chaudhury und Good (vOCG) [37].

4.2.2.1 Charakterisierung der Metalle

Die Auswirkungen verschiedener Oberflächenvorbehandlungsmethoden auf das Aluminium wurde mit Kontaktwinkelmessung untersucht. Pro Oberflächenvorbehandlungsmethode wurden jeweils drei Proben vermessen. Die mit dem vOCG-Modell ermittelte Gesamt-OFE γ^{Gesamt} und deren Komponenten, γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^- sind für die unterschiedlichen Behandlungszustände in Abbildung 20 dargestellt.

Die Gesamt-OFE γ^{Gesamt} und deren Komponenten, γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^- für unbehandeltes AlMg₃ betragen 50, 29,3, 20,7, 10,8 und 9,9 mJ/m². Verantwortlich für den dispersen OFE-Anteil γ^{lw} sind wahrscheinlich überwiegend organische Verunreinigungen und Ölreste, die sich unter anderem beim Herstellungsprozess ablagern. Der polare, saure und

basische OFE-Anteil γ^{ab} , γ^+ und γ^- entsteht primär durch Aluminiumoxid und -hydroxid (Al_2O_3 und $\text{Al}(\text{OH})_3$) und in geringerem Maße auch durch Magnesiumoxid und -hydroxid (MgO und $\text{Mg}(\text{OH})_2$), das sich in Form des natürlichen Oxidfilms auf der AlMg_3 -Oberfläche bildet. Diese polaren Gruppen können Lewis-Säure-Base-Wechselwirkungen eingehen. Hervorzuheben ist dabei noch, dass bei der unbehandelten AlMg_3 -Probe sowohl γ^+ als auch γ^- nicht null bzw. nicht nahe null ist. Das weist auf einen amphoteren Charakter der AlMg_3 -Oberfläche hin, was bedeutet, dass diese Oberfläche je nach Reaktionspartner als Lewis-Säure (Elektronenakzeptor) und auch als Lewis-Base (Elektronendonator) agieren kann. Beispielsweise reagiert Aluminiumhydroxid in wässrig-basischer Lösung als Lewis-Säure, indem es ein Hydroxidion aufnimmt. In wässrig-saurer Lösung hingegen reagieren die OH-Gruppen des Aluminiumhydroxid als Lewis-Base, indem von der Säure abgegebene Protonen aufgenommen werden und sich anschließend Wasser abspaltet [51].

Durch die Oberflächenbehandlungen steigt in allen Fällen γ^{Gesamt} , aber vor allem auch γ^{ab} , γ^+ und γ^- , während γ^{lw} leicht zurückgeht. Ein vergleichbares Verhalten hat sich auf für die $\text{AlMg}_{4,5}$ -Proben gezeigt. Die Erhöhung von γ^{Gesamt} ist überwiegend auf die Erhöhung von γ^{ab} , γ^+ und γ^- , also auf eine Verbesserung der Säure-Base-Wechselwirkungen zurückzuführen.

Grund dafür ist zum einen der durch die Oberflächenvorbehandlungen stattfindende Reinigungseffekt: Energiereiche Strahlung (VUV) und Plasmateilchen (ADP, NDP- O_2 und - N_2) brechen auf der AlMg_3 -Oberfläche chemische Bindungen auf, meist C-C- und C-H-Bindungen, wodurch organische Verunreinigungen und Ölreste teilweise weggeätzt werden. Dadurch erhöht sich der Anteil an Aluminiumoxid und -hydroxid sowie Magnesiumoxid und -hydroxid auf der AlMg_3 -Oberfläche [52, 53], was wiederum die Ausbildung von mehr Säure-Base-Bindungen ermöglicht. Gleichzeitig kann das Wegätzen von Verunreinigungen zu einem Aufrauen der Oberfläche führen [52]. Das erhöht die geometrische Oberfläche und ermöglicht, dass insgesamt mehr intermolekulare Wechselwirkungen ausgebildet werden können. Zum anderen entstehen durch das Aufbrechen dieser chemischen Bindungen Radikale an der behandelten Oberfläche, die mit Ionen aus dem Plasmagas oder mit Stickstoff und Sauerstoff aus der Luft reagieren können. Dadurch werden polare Gruppen eingebaut [52], die ebenfalls Säure-Base-Wechselwirkungen eingehen können.

Werden die Säure- und Base-OFE-Komponenten noch genauer betrachtet, fällt auf, dass bei der VUV- und NDP-N₂-Vorbehandlung im Vergleich zur unbehandelten Probe γ^+ stärker ansteigt als γ^- . Bei der Vorbehandlung mit ADP und NDP-O₂ hingegen steigen γ^+ und γ^- jeweils im gleichen Maße an im Vergleich zur unbehandelten Probe. Dabei ist besonders zu beachten, dass nach Volpe et al. nur γ^+ mit γ^+ und γ^- mit γ^- verglichen werden dürfen, nicht aber γ^+ mit γ^- [54]. Das liegt daran, dass die absoluten Werte von γ^+ und γ^- in der vOCG-Methode stark von den verwendeten Testflüssigkeiten abhängen [54]. Da sowohl γ^+ als auch γ^- durch die Oberflächenvorbehandlungen ansteigen und nicht nur einer der beiden Anteile stark erhöht wird, während der andere sich nicht verändert, ist davon auszugehen, dass auch durch die Vorbehandlungen die Oberfläche nicht primär sauer oder primär basisch wird, sondern der amphotere Charakter bestehen bleibt.

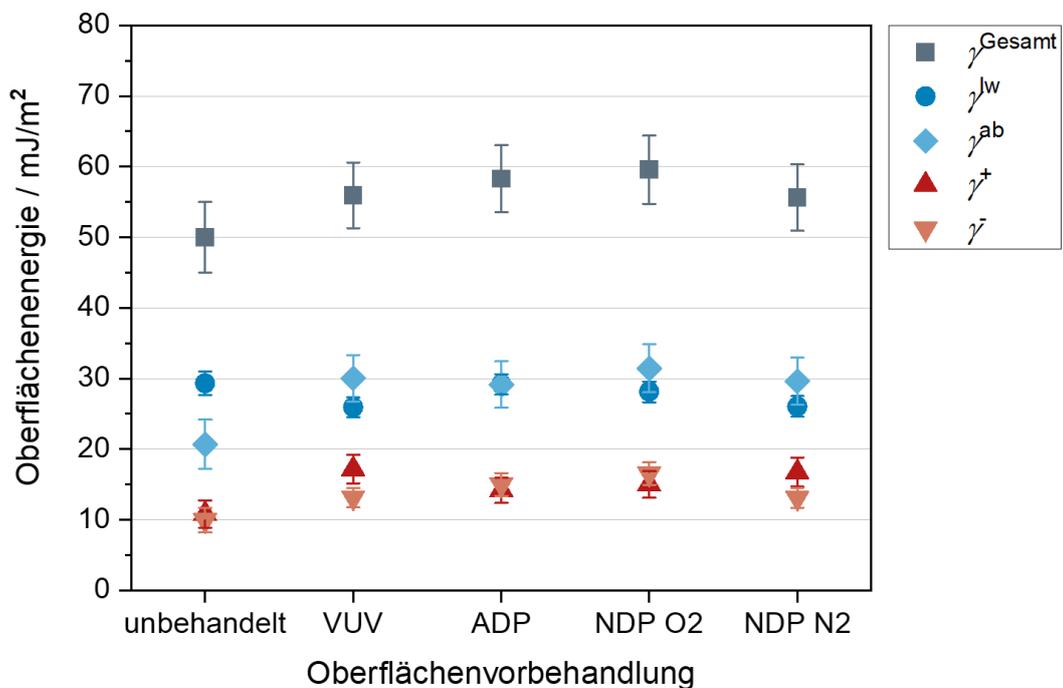


Abbildung 20: Gesamte OFE sowie disperser, polarer, saurer und basischer Anteil (γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^-) von AlMg3 in Abhängigkeit von der Oberflächenvorbehandlung.

4.2.2.2 Charakterisierung der Kunststoffe

Die berechnete gesamte OFE sowie deren verschiedene Anteile sind für PA66 in Abbildung 22 dargestellt. Für unbehandeltes PA66 beträgt γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^- 38,9, 30,9, 4,2 und 4,8 mJ/m². Die disperse OFE-Komponente γ^{lw} ist dabei hauptsächlich auf unpolare Methyl-Gruppen (-CH₂-) innerhalb der Polymerketten zurückzuführen, während die polare, saure und basische OFE-Komponente γ^{ab} , γ^+ und γ^- überwiegend durch polare Amid-, Carboxy- und Amin-Gruppen (-CONH-, -COOH und -NH₂) entstehen [55]. Die Amid-Gruppen sind innerhalb der PA66-Polymerketten und die Carboxy- und Amin-Gruppen sind jeweils am Kettenanfang bzw. -ende. Auch bei PA66 sind γ^+ und γ^- beide nicht null bzw. nicht nahe null, was den amphoteren Charakter der PA66-Oberfläche zeigt. Das lässt sich anhand der Wasserstoffbrückenbindungen zwischen PA66-Ketten veranschaulichen (Abbildung 21) [51]: Der Carbonyl-Sauerstoff innerhalb der Amid-Gruppe agiert als Elektronendonator, also als Lewis-Base. Diese Elektronen werden vom am Stickstoff gebundenen Wasserstoff innerhalb der Amid-Gruppe aufgenommen, der dadurch als Lewis-Säure agiert. Zudem können die endständigen Amin- und Carboxy-Gruppen als Lewis-Basen bzw. Lewis-Säuren reagieren.

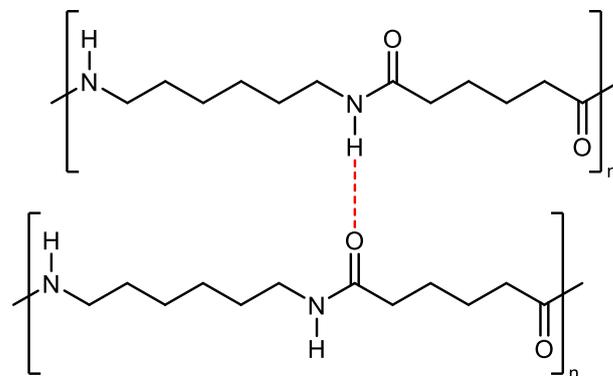


Abbildung 21: Struktur von zwei PA66-Ketten, die über eine exemplarische Wasserstoffbrückenbindung (rot) verbunden sind. Angelehnt an [51].

Die Gesamt-OFE von PA66 erhöht sich durch alle Oberflächenvorbehandlungen im Vergleich zu unbehandeltem PA66 und ist hauptsächlich auf die Erhöhung von γ^{ab} , γ^+ und γ^- zurückzuführen. Mit Ausnahme der NDP-O₂-Oberflächenvorbehandlung, bei der neben γ^{ab} , γ^+ und γ^- auch ein starker Anstieg von γ^{lw} zu verzeichnen ist, bleibt γ^{lw} näherungsweise konstant. Dementsprechend ist auch bei PA66 eine Verbesserung der Säure-Base-Wechselwirkungen durch die Oberflächenvorbehandlungen ausschlaggebend.

Es treten mehrere Effekte auf, die dabei eine Rolle spielen. Durch den Energieeintrag während der Oberflächenvorbehandlungen kommt es zum Bruch von chemischen Bindungen, so dass einerseits niedermolekulare Substanzen und Verunreinigungen von der PA66-Oberfläche entfernt werden, andererseits führt das auch zur Spaltung von Polymerketten [56, 57]. Das sorgt gleichzeitig für ein Aufräumen der Oberfläche [56, 58, 59], wodurch diese vergrößert wird und so mehr Ansatzpunkte für intermolekulare Wechselwirkungen entstehen. Zudem können die durch Bindungsbruch und Kettenspaltung entstehenden aktiven Spezies (z.B. Radikale) auf der PA66-Oberfläche mit Plasmateilchen oder der umgebenden Gasphase reagieren. Dabei werden polare Gruppen eingebaut, die dadurch, dass sie Säure-Base-Wechselwirkungen eingehen können, die OFE erhöhen. So können durch Oxidation Hydroxid- und Carbonyl-Gruppen (-OH und -COOH) an der Oberfläche entstehen [56, 57, 59]. Unter Stickstoffatmosphäre können außerdem stickstoffhaltige, funktionelle Gruppen eingebaut werden, die wiederum teilweise durch Hydrolyse mit Wasser zu Carbonyl-Gruppen weiterreagieren [57]. Ein Grund für den stärkeren Anstieg von γ^{lw} bei der NDP-O₂-Vorbehandlung im Vergleich zu den anderen Oberflächenvorbehandlungen könnte die vergleichsweise lange Behandlungszeit von 90 s sein. Das kann zu einer Überbehandlung führen, so dass es vermehrt zu Kettenspaltungen und dadurch zur Ablagerung von niedermolekularen Substanzen und zur Bildung einer schwachen Grenzschicht kommt [60, 61].

Bei Betrachtung der Säure- und Base-OFE-Komponenten γ^+ und γ^- ist zu erkennen, dass bei der ADP-, der NDP-O₂- und der NDP-N₂-Vorbehandlung γ^- stärker ansteigt als γ^+ im Vergleich zu unbehandeltem PA66. Im Fall der VUV-Vorbehandlung ist es umgekehrt. Bei der Beflammung ist keine Tendenz erkennbar: γ^+ und γ^- steigen im gleichen Maße. Zusammenfassend steigen auch bei PA66 durch die Oberflächenvorbehandlungen sowohl γ^+ als auch γ^- an und der Unterschied zwischen der Erhöhung von γ^+ und γ^- ist eher gering, so dass nicht von einer primär basischen oder primär sauren PA66-Oberfläche ausgegangen werden kann.

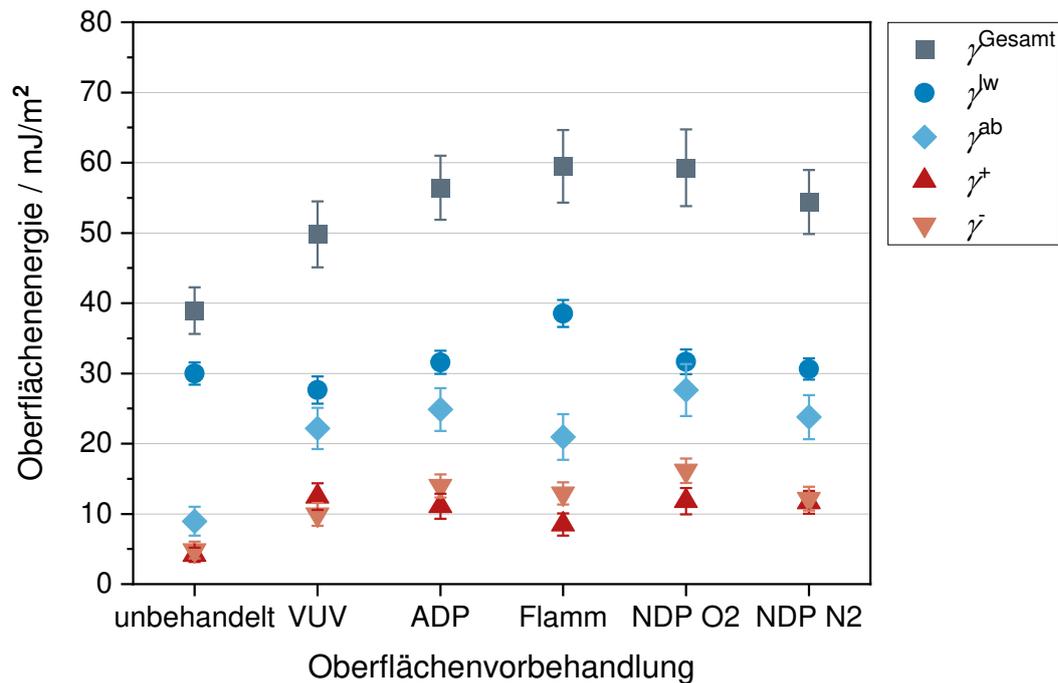


Abbildung 22: Gesamte OFE sowie disperser, polarer, saurer und basischer Anteil (γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^-) von PA66 in Abhängigkeit von der Oberflächenvorbehandlung.

4.3 AP3: Fügen von Metall-Kunststoff-Verbindungen

Für das Verbinden von Metallen mit thermoplastischen Kunststoffen im *Thermischen Direktfügeprozess* wird der Kunststoff in der Grenzschicht zum Metall aufgeschmolzen und so angebunden.

4.3.1 Thermisches Direktfügen mit keramischen Hochrate- Heizelementen

Neben der Erwärmung mittels Induktion, welche vordergründig im Projekt TheDi untersucht wurde, kommen noch weitere Methoden in Frage, welche abhängig von der Anwendung diverse Vorteile haben können. Da der Einsatz des *Thermischen Direktfügens* für KMUs mit den Investitionskosten für die erforderliche Anlagentechnik steht und fällt, sind besonders kostengünstige Erwärmungsmethoden gefordert. Besonders attraktiv gestaltet sich infolgedessen die Erwärmung mittels elektrischen Widerstands.

4.3.1.1 Konventionelle Heizelemente für konturangepasste Erwärmung

Konventionelle keramische Heizelemente bestehen aus mehreren Schichten, wie sie in Abbildung 23 dargestellt ist. Diese Schichten werden in mehreren Prozessschritten appliziert und erfordern mehrere Beschichtungsanlagen aus unterschiedlichen Materialien mit unterschiedlichen Funktionen (Funktionsschichten). Dies geht mit entsprechenden Mehrkosten bzw. einer Erhöhung der Prozesszeit zur Herstellung einher, welche dem kostengünstigen Ansatz keramischen Heizelemente entgegenstehen.

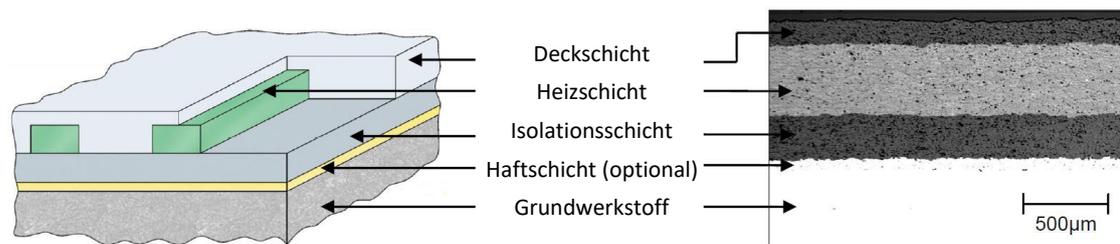


Abbildung 23: Schichtaufbau eines konventionellen keramischen Heizelements

4.3.1.2 Prinzip eines Hochrate-Heizelements

Die Grundidee hinter einem Hochrate-Heizelement besteht in der Kontaktierung der Heizschicht in Dickenrichtung anstatt, wie bei konventionellen konturangepassten Heizelementen, in Ebenenrichtung. Hierdurch muss lediglich eine einzelne Heizschicht appliziert werden, was in der Folge die Herstellungszeit sowie die Zahl notwendiger Materialien deutlich reduziert. Dies kommt nicht zuletzt dem kostengünstigen Ansatz konturangepasster keramischer Heizelemente entgegen.

In Abbildung 24 ist der Aufbau eines Werkzeugs mit Hochrate-Heizelement dargestellt. Kernstück bildet das Heizelement selbst, bestehend aus einem auf die Fügekontur angepassten Stahlkörper, dessen Stirnfläche mit einer thermisch gespritzten Keramikschicht versehen ist. Die Kontaktierung erfolgt direkt über den metallischen Fügepartner, im dargestellten Fall einem Druckscherprobekörper. Dieser wird wiederum über einen zylindrischen federgelagerten Massekontakt an den Minuspol angelegt. Bei Stromfluss wird infolge des hohen spezifischen Widerstands der keramischen Schicht sowie des Kontaktwiderstands zwischen keramischer Schicht und Werkstück an genau dieser Stelle verstärkt elektrische in thermische Energie umgewandelt. Das Werkstück erwärmt sich infolge der Wärmeleitung bis zur Grenzfläche des thermoplastischen Kunststoffes, welcher seine Schmelztemperatur erreicht, plastifiziert und in die Strukturen der Metalloberfläche penetriert. Nach Abschaltung der Stromversorgung kühlt der Verbund durch Wärmeverlust an die Umgebung oder durch aktive Kühlung ab und der Kunststoff erstarrt.

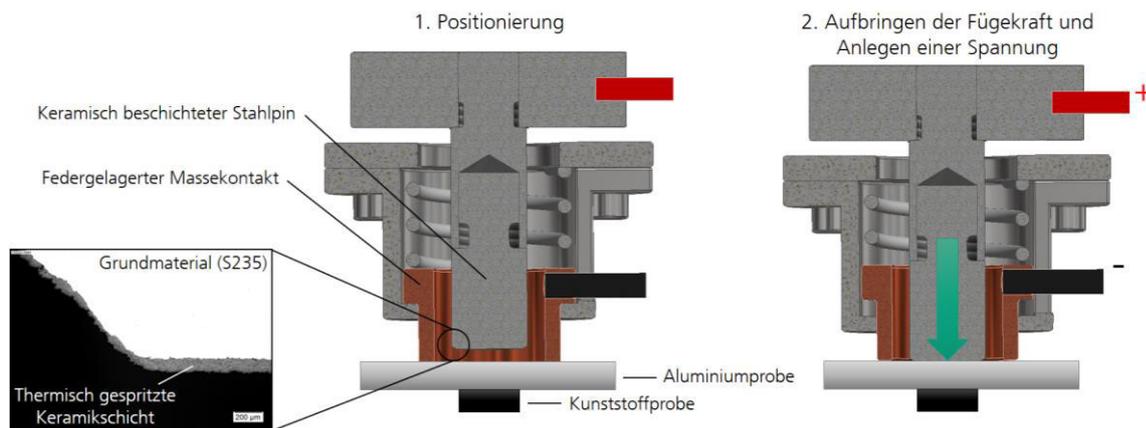


Abbildung 24: Funktionsprinzip eines Hochrate-Heizelements, Querschliff der keramischen Beschichtung (links), Schritt 1: Positionierung über zu fügendem Bauteil am Beispiel einer Druckscherprobe (mitte), Schritt 2: Aufbringen der Fügekraft und Anlegen einer Spannung zur Erwärmung der Metallkomponente (rechts)

4.3.1.3 Verwendete Anlagentechnik und Voraussetzungen der Entwicklung

Im Projekt TheDi erfolgte die Entwicklung eines Hochrate-Heizelements auf Basis einer Titansuboxid (TiO_x)-Heizschicht. Die Beschichtung erfolgte mittels Atmosphärendruck-Plasmaspritzprozesses (APS). Dazu wird ein Plasma durch die Ionisierung eines Gasgemisches, zumeist Argon-Wasserstoff, über einen Lichtbogen erzeugt. Die Elektronen des Lichtbogens bewegen sich von einer Wolframkathode zu einer Kupferanode mit Wolframkern und das Plasmagasgemisch strömt koaxial durch die Anode, die gleichzeitig als Düse fungiert. Das pulverförmige Ausgangsmaterial der Beschichtung wird in den Plasmastrahl hinter die Rekombinationszone des Plasmas injiziert und infolgedessen an- bzw. aufgeschmolzen und beschleunigt. Die nun plastisch verformbaren Partikel treffen auf die zuvor aufgeraute Werkstückoberfläche auf, verklammern sich mit dieser, wie in Abbildung 25 erkennbar, und erstarren [62].

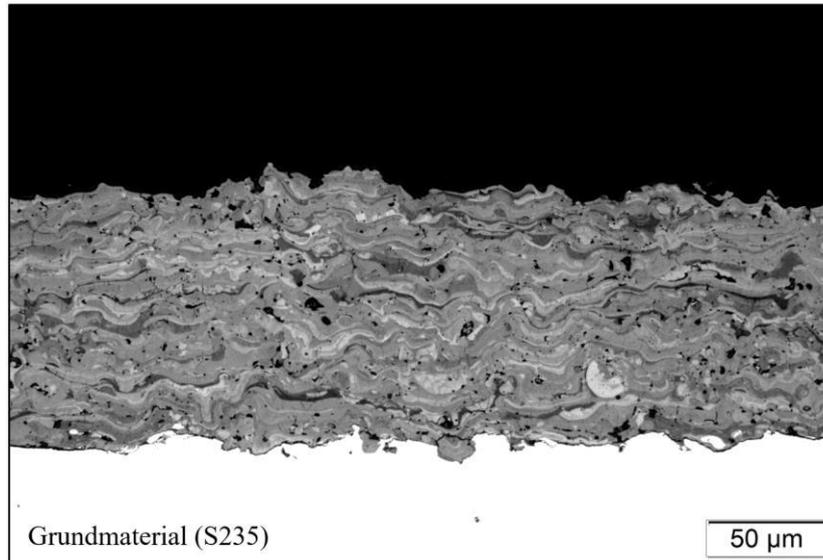


Abbildung 25: Querschliff einer mit $\text{TiO}_x\text{-Al}_2\text{O}_3$ beschichteten Probe, Grundmaterial S235

Als Beschichtungsmaterial kommt Titansuboxid (TiO_x) in Pulverform zum Einsatz. Im Spritzprozess wird das TiO_x weiter reduziert, sodass im beschichteten Material TiO_x über einen Bereich von $1,600 < x < 1,995$ vorliegt. Die Begrenzung freier Elektronenplätze im Material sorgt für einen höheren spezifischen Widerstand und kann in Abhängigkeit der Spritzbedingungen variieren. [63] [64]

Somit wird der Widerstand der Schicht nicht zuletzt von den mikrostrukturellen Eigenschaften, der Phasenzusammensetzung, dem mittleren Oxidationsgrad sowie der chemischen Stabilität der Schicht im Einsatz und der Schichtdicke beeinflusst. TiO_2 Beschichtungen weisen unter anderem eine sehr gute Korrosionsbeständigkeit auf. TiO_x oxidiert jedoch über $380\text{ }^\circ\text{C}$ wieder zu TiO_2 , was zu einer isolierenden Wirkung der Beschichtung führen würde und damit den Einsatzbereich begrenzt. Zur weiteren Beeinflussung der Schichteigenschaften können Zuschlagstoffe wie Aluminiumoxid (Al_2O_3) beigemischt werden. Neben TiO_x kommt auch $\text{TiO}_2\text{-Cr}_2\text{O}_3$ als Beschichtungsmaterial zum Einsatz. Dieses wurde jedoch aufgrund der ökologischen Bedenklichkeit nicht weiterführend betrachtet. [65] [66]

Für die Entwicklung des Schichtheizelements wurde ein Versuchsstand zum Fügen von Druckscherproben aufgebaut, welcher dem in Abbildung 24 dargestellten Prinzip entspricht. Der wesentliche Vorteil dieses Versuchsstands für die Entwicklung des Heizelements besteht in der einfachen Auswechselbarkeit des keramisch beschichteten Stahlpins, wodurch eine Umrüstung zu Werkzeugen unterschiedlicher Beschichtungsvarianten

leicht möglich ist. Der reale Versuchsstand ist in Abbildung 26 dargestellt. Für die Stromversorgung kommt ein Netzgerät vom Typ Elektro-Automatik PS 9080-100 1U mit einer maximalen Leistung von 3 kW sowie maximalen Spannung von 80 V und maximalen Stromstärke von 100 A zum Einsatz. Als Halbzeug für das keramische Heizelement wird ein Zylinder aus S235 mit einem Durchmesser von 11 mm verwendet.

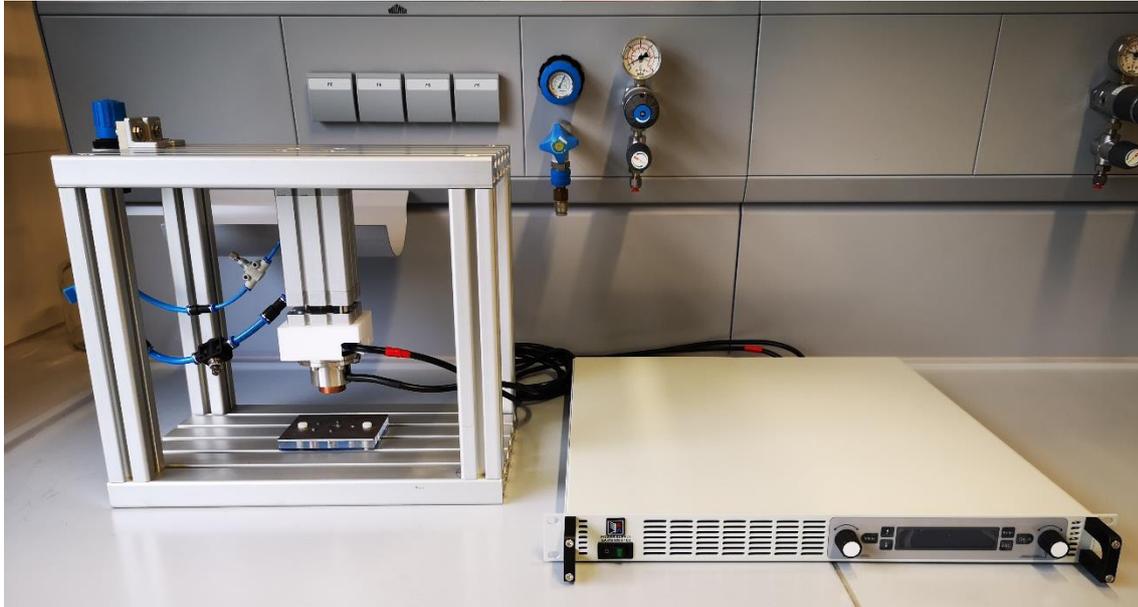


Abbildung 26: Experimenteller Aufbau eines Fügeversuchsstandes mit Erwärmung über Hochrate-Heizelement

4.3.1.4 Entwicklung des Hochrate-Heizelements und Einflussgrößen

Für die Entwicklung des Hochrate-Heizelements wurden zunächst Zielwerte definiert, die den Einsatz für das *Thermische Direktfügen* ermöglichen sowie die Wirtschaftlichkeit der Technologie positiv beeinflussen. Diese Zielgrößen sind in Tabelle 15 dargestellt.

Tabelle 15: Zielgrößen für die Entwicklung des Hochrate-Heizelements

Zielgröße	Zielwert	Hintergrund
Schichtwiderstand	1 Ω	Günstige Stromquellen, begrenzte elektr. Gefährdung
Min. Leistung	600 W	Prozesszeiten < 10 s
Min. Temperatur	300 °C	Verarbeitung von z.B. PA66 ($t_s > 260$ °C)

Für die Erreichung dieser Zielgrößen wurden anschließend die Parameter identifiziert, welche maßgeblich die Eigenschaften der thermisch gespritzten Keramikschrift beeinflussen. Tabelle 16 fasst diese zusammen. Neben den untersuchten Einflussgrößen und den am Rande betrachteten weiteren Einflussgrößen kommen noch vielfältige weitere Faktoren hinzu, welche z.B. auf den Beschichtungsprozess oder das Grundmaterial zurückzuführen sind.

Tabelle 16: Untersuchte Einflussgrößen und weiterer betrachtete Einflussgrößen bezüglich der elektrischen und thermischen Eigenschaften der thermisch gespritzten Keramikschrift

Untersuchte Einflussgrößen	Weitere Einflussgrößen
Anteil an Zuschlagsstoffen	Oberflächenrauigkeit
Schichtdicke	Degradation
Schichtaufbau	Fügedruck
Temperaturabhängigkeit	

Im Gegensatz zu konventionellen Heizelementen ist die Leiterlänge der keramischen Schicht eine Hochrate-Heizelements sehr kurz, da diese gleich der Schichtdicke ist. Aus nachstehender Gleichung geht hervor, dass mit sinkender Leiterlänge auch der Widerstand der Schicht abnimmt.

$$R = \rho \cdot \frac{l}{A} \quad (4-2)$$

Um dem entgegenzuwirken, wird auf eine keramische Beschichtung mittels TiO_x gesetzt, welche in der Regel einen höheren spezifischen Widerstand aufweist als eine vergleichbare metallische Beschichtung. Diese kann mit Zuschlagsstoffen wie Aluminiumoxid (Al_2O_3), welches als Isolator die Zahl freier Ladungsträger beschränkt, weiter erhöht werden. Da Al_2O_3 allein nicht leitfähig ist und somit zu einer isolierenden Wirkung der Heizschicht führen kann, wurde in einer ersten Untersuchung der Einfluss der Zuschlagsmenge an Al_2O_3 in der TiO_x - Al_2O_3 Beschichtung betrachtet. In Abbildung 27 ist der Einfluss des Al_2O_3 -Anteils auf den elektrischen Widerstand der Schicht dargestellt. Es erfolgte die Messung nur eines Prüfkörpers je Zusammensetzung. Erkennbar ist der Anstieg

des elektrischen Widerstands der Heizschicht infolge des höheren spezifischen Widerstands der Beschichtung. Ab 60 % Al_2O_3 -Anteil wirkte die Schicht isolierend, daher stellte dieser Wert für die Untersuchungen die obere Grenze dar.

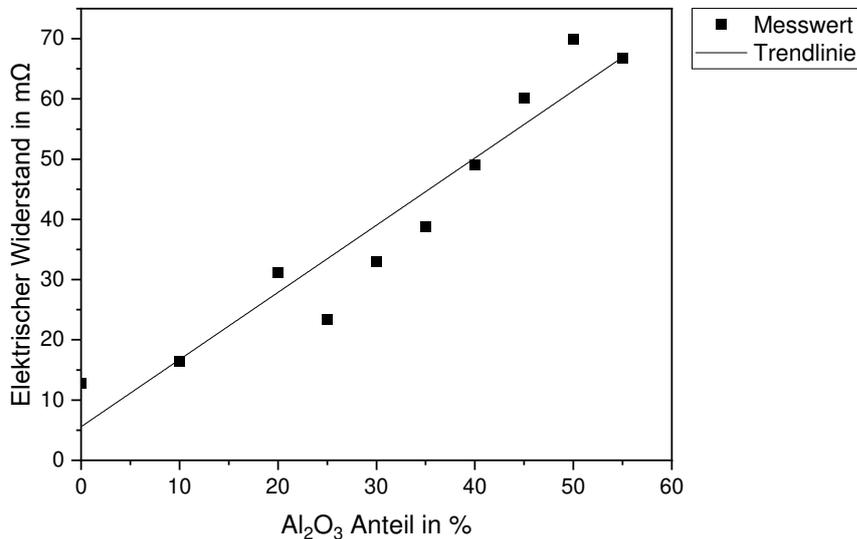


Abbildung 27: Elektrischer Widerstand der $\text{TiO}_x\text{-Al}_2\text{O}_3$ Beschichtung in Abhängigkeit des Al_2O_3 -Masseanteils, Dicke der Beschichtung ca. 200 μm

Wie bereits erwähnt und in obenstehender Formel ersichtlich, geht die Länge eines Leiters linear in die Gleichung des Schichtwiderstands ein. Dieser Zusammenhang geht ebenfalls aus Abbildung 28 hervor. Die Schichtdicke kann jedoch aufgrund des spröden Verhaltens der Beschichtung und durch die im thermischen Spritzprozess eingebrachten mechanischen Spannungen nicht beliebig erhöht werden. In der vorgenommenen Untersuchung wurden Schichtdicken bis 200 μm betrachtet, die keine sowohl vor als auch nach entsprechenden Erwärmungsversuchen keine Risse aufwiesen.

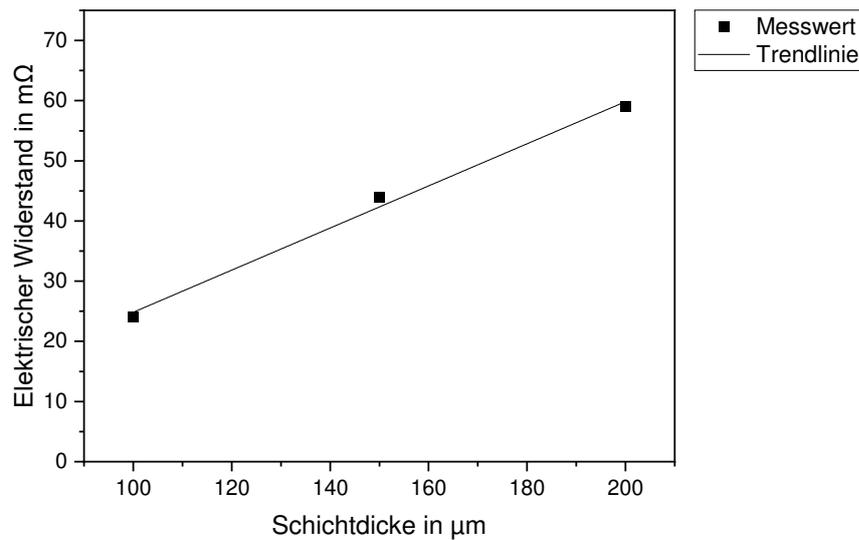


Abbildung 28: Elektrischer Widerstand der $\text{TiO}_x\text{-Al}_2\text{O}_3$ Beschichtung (55 % Al_2O_3) in Abhängigkeit der Schichtdicke

Der sich mit der Temperatur ändernde elektrische Widerstand der Heizschicht beeinflusst maßgeblich die Prozessführung, da sich bei gleichbleibender Spannung die Stromstärke und damit die Heizleistung über die Temperatur ändert. Somit genügt die Kenntnis des elektrischen Widerstands der keramischen Schicht bei Raumtemperatur nicht als Berechnungsgrundlage für das Aufheizverhalten. Um diese Abhängigkeit zu quantifizieren wurde ein Probekörper von außen auf eine definierte Temperatur erwärmt und anschließend dessen elektrischer Widerstand gemessen. Die Ergebnisse können Abbildung 29 entnommen werden. Klar zu erkennen ist das heißleitende Verhalten der Beschichtung, wodurch der Widerstand mit steigender Temperatur abnimmt. Auf der einen Seite bedeutet dies, dass die umsetzbare Leistung mit steigender Temperatur abnimmt. Auf der anderen Seite kann auf Basis dieses Verhaltens die Beschichtung so ausgelegt werden, dass die Gefahr einer Überhitzung der des zu fügenden Verbunds reduziert wird. Zudem kann bei Kenntnis dieses Verhaltens und Messung des Stroms auf die Temperatur des Heizelements zurückgeschlossen werden, was eine Prozessüberwachung oder auch Steuerung ermöglicht.

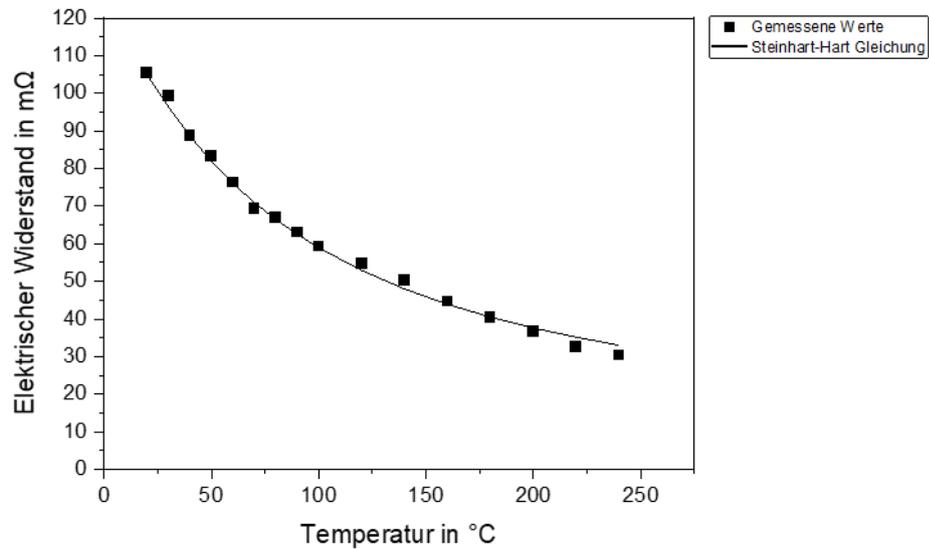


Abbildung 29: Elektrischer Widerstand der $\text{TiO}_x\text{-Al}_2\text{O}_3$ Beschichtung (55 % Al_2O_3) über Temperatur

4.3.1.5 Simulation und Validierung

Zur Vorhersage des thermischen und elektrischen Verhaltens des Fügeaufbaus sowie der Vereinfachung der Entwicklung des Hochrate-Heizelements wurde ein Simulationsmodell entwickelt. Die Modellierung des Versuchsaufbaus fand in COMSOL Multiphysics 5.5 statt. Die Modellgeometrie ist in Abbildung 30 dargestellt. Im Modell werden die wesentlichen Komponenten berücksichtigt, um sowohl das elektrische als auch das thermische Verhalten des Fügeaufbaus hinreichend genau zu beschreiben.

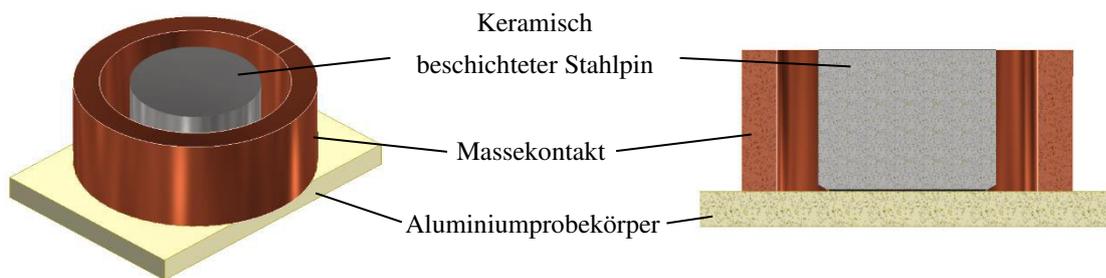


Abbildung 30: Isometrische Ansicht der Modellgeometrie (links) und Schnittansicht (rechts)

Für die realitätsgetreue Abbildung des Versuchsaufbaus werden zudem Wärmeverluste infolge Wärmeleitung, Konvektion und Wärmestrahlung berücksichtigt. Das in Kapitel 4.3.1.4 beschriebene bzw. Abbildung 29 dargestellte temperaturabhängige Verhalten der Beschichtung wurde ebenfalls implementiert. Zudem werden Kontakte sowie die Oberflächenrauheit der Kontaktflächen mit abgebildet. Ein Ausschnitt der Ergebnisse der

Simulation sind in Abbildung 31 ersichtlich. Diesen sind die Ergebnisse aus thermografischen Messungen gegenübergestellt, welche experimentell ermittelt wurden. Für niedrige Ströme zeigen Simulation und Versuch eine angemessene Übereinstimmung. Bei höheren Strömen laufen die Ergebnisse jedoch auseinander. Gründe hierfür könnten sich in einer unzureichenden Berücksichtigung des Wärmeverlustes über umgebendes Material sein, was sich besonders bei längeren Heizzeiten bemerkbar machen kann.

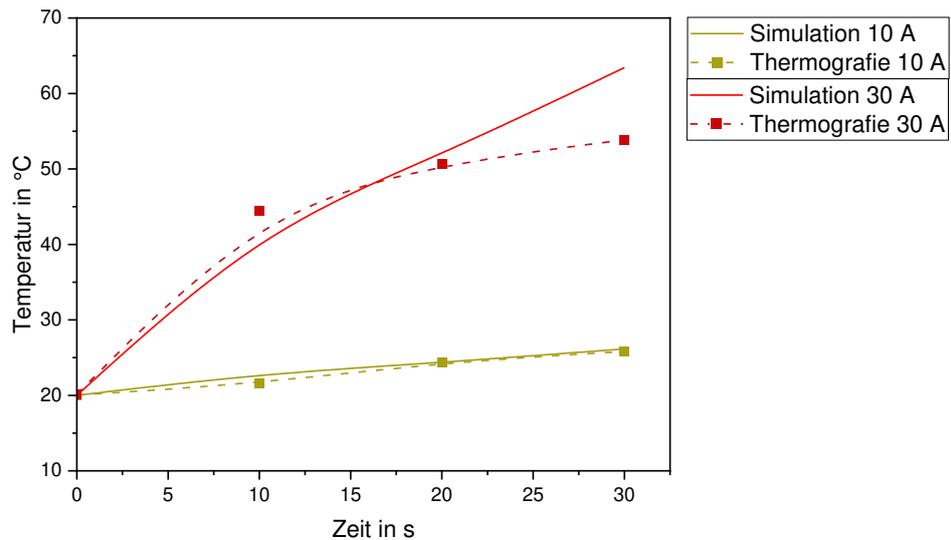


Abbildung 31: Temperatur-Zeit-Kurve als Ergebnisse der Simulation gegenübergestellt der mittels Thermografie experimentell ermittelten Temperatur-Zeit Kurve für eine TiO_x Beschichtung

4.3.1.6 Performance des Hochnrate-Heizelements und Herausforderungen

In den Untersuchungen konnte eine maximale Temperatur an der Fügezone des Probekörpers von 237 °C gemessen werden. Dies liegt zwar unter dem Ziel von 300 °C , reicht jedoch aus um niedrigschmelzende Kunststoffe wie beispielsweise Polypropylen zu verarbeiten.

Speziell bei hohen Strömen $> 80\text{ A}$ konnte zudem die Bildung von Lichtbögen zwischen der keramischen Beschichtung und dem Werkstück beobachtet werden. In der Folge wird die Beschichtung geschädigt, wie in Abbildung 32 (rechts) zu erkennen ist. Abhilfe kann hier die Umpolung von Werkstück und Heizelement schaffen sowie eine weitere Beschichtung des Heizelements mittels Kupfer zur Reduzierung des Kontaktwiderstands, wie es ebenfalls in Abbildung 32 (links) dargestellt ist.



Abbildung 32: v.l.n.r. unbeschichtetes Heizelement, TiO_x beschichtetes Heizelement, TiO_x + Kupfer beschichtetes Heizelement; beschädigte Oberfläche eines Heizelements infolge der Ausbildung von Lichtbögen zwischen Werkzeug und Werkstückoberfläche (rechts)

Der Einsatz eines Hochrate-Heizelements für das *Thermische Direktfügen* war abschließend nicht möglich. Dies begründet sich unter anderem an den hohen Anforderungen an Heizzeit und Heizleistung, die mit dem letzten Entwicklungsstand noch nicht erreicht werden konnten. Mit weiterer Entwicklungsarbeit ist es jedoch denkbar, dass der Einsatz nicht zuletzt für das Fügen niedrig schmelzende Kunststoffe ertüchtigt werden kann.

4.3.2 Thermisches Direktfügen mittels Induktion

Die Erwärmung mittels Induktion ist neben Laser, Ultraschall und Widerstandserwärmung die Methode, welche bereits rege Verbreitung als Energiequelle für das *Thermische Direktfügen* gefunden hat. In Abbildung 33 ist der Versuchsaufbau zum Fügen von Druckscherproben dargestellt. Als Induktionsgenerator wird ein Gerät vom Typ eldec PICO 15 MF mit einer maximalen Ausgangsleistung von 15 kW und einem Frequenzbereich von 8-20 kHz bzw. 16-40 kHz verwendet.

Da es sich beim *Thermischen Direktfügeprozess* mittels induktiver Erwärmung bereits um einen seriennahen Prozess handelt, lag der Fokus der Entwicklung in der Anpassung der Anlagen- und Fügeparameter für die gewählte Probengeometrie sowie die Materialkombinationen, welche im Projekt TheDi betrachtet wurden.

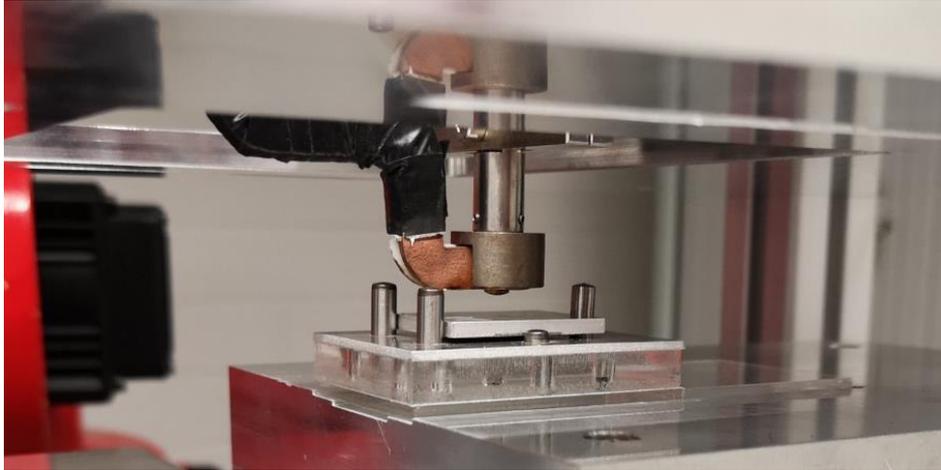


Abbildung 33: Versuchsaufbau zum Fügen von Druckscherproben am Induktionsfügeversuchsstand

Ziel der Entwicklung war es, möglichst kurze Prozesszeiten bei gleichzeitig vollflächiger Fügung, damit hoher Festigkeit und nicht zuletzt auch geringem Schmelzaustritt zu generieren. Als Stellgrößen kommen für den Fügeprozess zahlreiche Einflussgrößen in Frage, welche in Tabelle 17 aufgeführt sind.

Tabelle 17: Wesentliche Parameter zur Beeinflussung des *Thermischen Direktfügeprozesses* mittels induktiver Erwärmung

Parameter	Beschreibung
Induktionsleistung	Ist die elektrische Ausgangsleistung des Induktionsgenerators, welche zwischen 5 und 100 % der Maximalleistung von 15 kW geregelt werden kann
Heizzeit	Zeit die der Induktor betrieben und damit Energie in das Werkstück eingebracht wird
Induktorabstand	Distanz zwischen der Unterkante des Induktors und dem Werkstück
Einsatz von Feldkonzentratoren	Dient der Konzentration und Verstärkung des Magnetfelds des Induktors in eine Richtung um die Effizienz zu erhöhen und die Erwärmungszeit zu verkürzen
Induktorgeometrie	Form und Größe der Induktorschleife welche zumeist an die Fügestellengeometrie angepasst wird und maßgeblich die Wärmeverteilung beeinflusst und aufgrund dessen häufig simulativ ausgelegt wird
Fügedruck	Verhältnis von Anpresskraft und Fügefläche
Abkühlrate	Geschwindigkeit mit der der Verbund nach Abschaltung der Energiezufuhr von hoher zu niedriger Temperatur gebracht wird

Diese Parameter beeinflussen größtenteils und maßgeblich den Energieeintrag, womit wiederum Fügezeit und Fügebild beeinflusst werden. In Abbildung 34 ist das ideale Fügebild mit leichten umlaufenden Schmelzaustritt (Meniskus), welcher ein Indiz für eine vollflächige Fügestelle ist, dem unteren und oberen Extrem gegenübergestellt. So muss ein Minimum an Energie eingebracht werden, um den Kunststoffpartner in der Kontaktzone aufzuschmelzen. Gelingt dies nicht oder nur teilweise, findet keine Verbindung der beiden Fügepartner statt oder die Festigkeit des Verbunds liegt weit unter der erreichbaren Festigkeit. Bei einem zu hohen Energieeintrag schmilzt mehr Kunststoff auf, als für eine vollflächige und feste Verbindung notwendig ist. Neben einem hohen Schmelzaustritt,

welcher eventuellen optischen Kriterien meist nicht genügen kann, können auch Form- und Lagetoleranzen außerhalb des zulässigen Bereichs laufen. Nicht zuletzt kann infolge Überhitzung auch Degradation einsetzen, welche sich negativ auf die Verbindungsfestigkeit auswirkt.



Abbildung 34: Fügebilder mit steigendem Energieeintrag von links nach rechts: keine ausreichende Anbindung (links), angestrebtes Fügebild mit leichtem Schmelzaustritt (mittig), zu hoher Energieeintrag mit starkem Schmelzaustritt (rechts), Material: EN AW 5754 / PA66GF30

Für die im Projekt TheDi verwendeten Materialien galt es, die entsprechenden Fügeparameter zu ermitteln, welche die höchste Festigkeit bei gleichzeitig hinreichend geeignetem Fügebild und kurzer Prozesszeit erzielen. Da sich die Kunststoffe zum einen in ihrer Schmelztemperatur aber auch in ihrem Fließverhalten sowie die Metalle in ihrer Legierung und Mikrostruktur infolge des Herstellungsprozesses (EN AW 5754 Walzplatte, EN AW 5083 Gussplatte) unterscheiden, wurden die optimalen Fügeparameter für jede der acht Materialkombinationen separat ermittelt.

In Abbildung 35 ist exemplarisch der typische Verlauf der Druckscherfestigkeit über der Heizzeit aufgetragen. Danach kann die Fügung in eine von vier Kategorien eingeteilt werden. Im Bereich I kommt es zu keiner Verbindung von Metall und Kunststoff, da der Energieeintrag zu gering ist, um den Kunststoff in der Grenzfläche aufzuschmelzen. Bei einem höheren Energieeintrag, wie im Beispiel zwischen 9,9 und 10,3 Sekunden (Bereich II), wird der Kunststoff partiell aufgeschmolzen und bindet an den metallischen Gegenkörper. Aufgrund der nicht vollflächigen Verbindung ist jedoch nicht das volle Potential ausgeschöpft. Der Zielbereich III befindet sich zwischen 10,3 und 10,7 Sekunden. Hier

hat die Verbindung neben der höchsten Festigkeit auch die geringste Streuung. Dieser Bereich ist von einem leichten und vollumlaufenden Schmelzaustritt gekennzeichnet, der als Qualitätsindikator genutzt werden kann. Bei höheren Energieeinträgen über 10,7 Sekunden (Bereich IV) wird mehr und mehr Schmelze verdrängt, wie auch in Abbildung 35 ersichtlich ist. Zudem degradiert der Kunststoff, in dieser Untersuchung PA66, teilweise, was sich wiederum negativ auf die Streuung der Messwerte auswirkt.

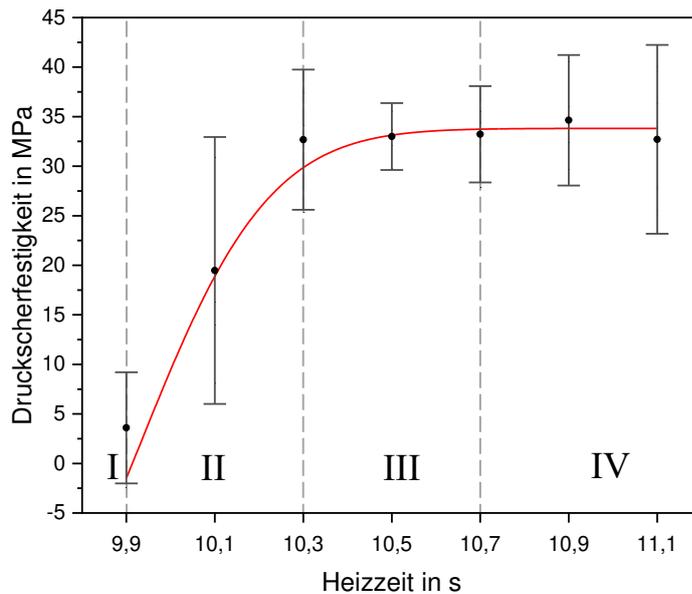


Abbildung 35: Druckscherfestigkeit über Heizzeit mit logarithmischen Kurvenfit, Material: EN AW 5754 / PA66, Fügedruck: 1 MPa, Kühlung mittels Druckluft, Probenanzahl pro Parametersatz $n = 5$

In Tabelle 18 sind die Ergebnisse der Fügeparameterermittlung aufgezeigt. Die Untersuchungen ergaben, dass ein optimierter Fügeparameter nicht nur abhängig vom gewählten Kunststofftyp ist, sondern auch von der Aluminiumlegierung bei unterschiedlichen Heizzeiten beeinflusst wird. Hintergrund scheint das unterschiedliche Erwärmungsverhalten der beiden Aluminiumlegierungen aufgrund der verschiedenen Herstellungsprozesse, EN AW 5754 als Walzplatte und EN AW 5083 als Gussplatte, zu sein. Die Faserfüllung der Kunststoffe beeinflusst ebenfalls das Fügebild und damit die benötigte Heizzeit. So erfordern verstärkte gegenüber den unverstärkten Kunststoffen verlängerte Heizzeiten, was sich vermutlich in der niedrigeren Schmelzviskosität begründet. Die dargestellten Heizzeiten können in Abhängigkeit der Induktorgeometrie weiter beeinflusst werden, wodurch noch weiterer Spielraum zur Optimierung der Fügezeit gesehen wird. Auf Basis dieser ermittelten Werte wurden alle weiteren Untersuchungen vorgenommen, wie sie z.B. in Kapitel 4.2.1 beschrieben wurden.

Tabelle 18: Ergebnisse der Fügeparameterermittlung: Heizzeit bei 15 kW Induktionsleistung für jeweilige Materialkombination

Kunststoff / Metall	EN AW 5754	EN AW 5083
PP	6,0 s	5,3 s
PP GF30	6,5 s	5,8 s
PA66	10,5 s	9,8 s
PA66 GF30	11,3 s	10,0 s

Neben der Ermittlung der Fügeparameter wurde zudem der Einfluss einer höheren Abkühlrate untersucht, den Referenzwert bildet dabei die Abkühlung an stehender Luft. Hintergrund ist die erhebliche Verkürzung der Prozesszeit, welche mit einer externen Kühlung mit z.B. Druckluft einhergeht. Hierbei ist jedoch unklar, ob die Kühlung einem Abschrecken gleichkommt und damit die Verbindung in ihrer Festigkeit beeinträchtigt. Die Untersuchung fand an Druckscherproben statt. Die Prozesszeiten für das Fügen reduzierten sich infolge der Kühlung mittels Druckluft von 60 Sekunden auf 10 – 15 Sekunden in Abhängigkeit des Kunststofftyps und der damit verbundenen Höchsttemperatur. In Abbildung 36 sind die Ergebnisse der Untersuchungen dargestellt. Es konnte kein signifikanter Einfluss der Abkühlung mittels Druckluft auf die Druckscherfestigkeit ermittelt werden. Die Standardabweichung für die Aluminium / PPGF30 Verbindung fällt besonders gering aus, da das Versagen vollständig im Kunststoff eintritt. Die Aluminium / PA66 bzw. PA66GF30 Verbindungen hingegen versagen als Mischbruch und weisen dementsprechend eine höhere Streuung auf.

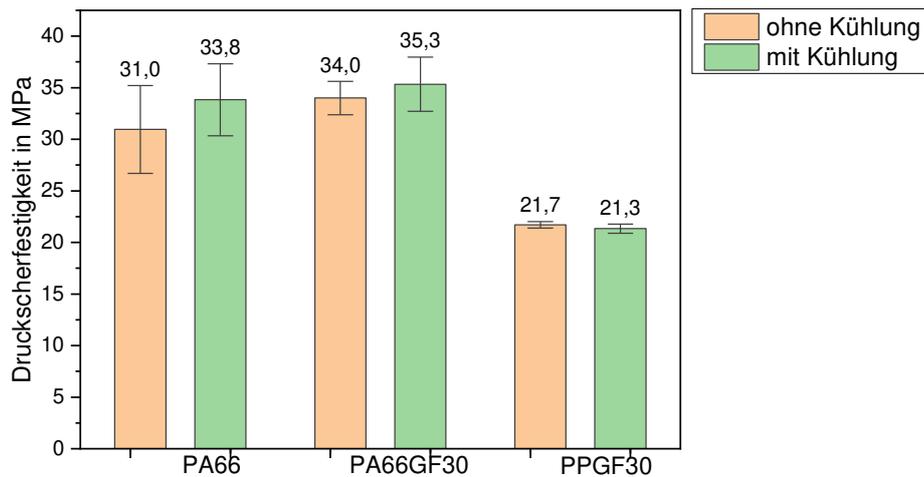


Abbildung 36: Druckscherfestigkeit von Proben mit und ohne Druckluftkühlung zur Beschleunigung des Fügeprozesses, Metall: EN AW 5754

Zusammenfassend ist eine Kühlung mit Druckluft zu empfehlen, da ohne einen Festigkeitsverlust die Prozesszeit signifikant verkürzt werden kann. Aufgrund des begrenzten Versuchsumfanges ist jedoch unklar, ob neben der statischen Festigkeit eventuell das Langzeitverhalten der Verbindung negativ beeinflusst wird.

Die ermittelten Fügezeiten sind ebenfalls auf größere Geometrien übertragbar. Hierfür muss lediglich eine Skalierung des Induktors, Feldverstärkers sowie unter Umständen der Leistung erfolgen, um Heizzeiten unter 10 Sekunden und Prozesszeiten unter 15 Sekunden zu erzielen.

4.3.3 Beständigkeit der chemischen Oberflächenmodifikationen

Im Folgenden wurde untersucht, inwiefern sich eine Erwärmung mittels Infrarotstrahlung (IR-Strahlung), auf die Oberflächenenergie der Fügepartner auswirkt. Dazu wurden unbehandelte und vorbehandelte Aluminium- und Kunststoff-Proben mit einem Abstand von 6 mm in der IR-Fügeanlage platziert und unterschiedlich lange mit kurzwelligem IR-Licht bestrahlt (Leistung 105 W, 70%). Anschließend wurden die Proben mindestens 5 min bei Raumtemperatur abgekühlt und daran mittels Kontaktwinkelmessung die OFE bestimmt (vOCG-Methode). Als Vergleich wurden ebenfalls Proben vermessen, die keiner IR-Strahlung ausgesetzt waren. Pro Oberflächenvorbehandlung und Dauer der IR-Bestrahlung wurde je eine Probe vermessen.

Für den jeweiligen Fügepartner wurden diejenigen Oberflächenvorbehandlungen ausgewählt, durch die vor allem der polare OFE-Anteil am stärksten erhöht wurde, weil dadurch mehr Säure-Base-Wechselwirkungen stattfinden können, die potenziell für eine stärkere Adhäsionsverbindung sorgen.

Beim Aluminium war keine äußere Auswirkung durch die IR-Bestrahlung zu sehen. Die OFE-Komponenten γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^- für AlMg₃-Proben sind in Abhängigkeit von der IR-Bestrahlungsdauer und der Oberflächenvorbehandlung in Abbildung 37 dargestellt. Die OFE an Proben mit und ohne IR-Bestrahlung unterscheiden sich im Rahmen der Mesunsicherheit nicht. Die Dauer der IR-Bestrahlung hat keinen Einfluss auf die OFE der Proben. Ein ähnliches Verhalten hat sich auch bei AlMg_{4,5}-Proben sowie bei anderen Vorbehandlungszuständen gezeigt.

Eine mögliche Erklärung dafür hängt mit Alterungsprozessen zusammen, die für eine Verringerung der OFE einer vorbehandelten Oberfläche sorgen. Diese Alterungsprozesse werden auch als „hydrophobic recovery“ bezeichnet. Grundsätzlich sorgen die Effekte einer Oberflächenvorbehandlung dafür, dass das Material durch die Erhöhung der OFE nicht mehr im thermodynamischen Gleichgewicht ist. Mit dem Bestreben die OFE wieder zu minimieren, laufen daher nach der Oberflächenvorbehandlung Mechanismen ab, wodurch das thermodynamische Gleichgewicht wieder hergestellt wird [67]. Im Fall von AlMg₃ geschieht das überwiegend durch Dehydratation von Aluminiumhydroxid (Al(OH)₃) zu Aluminiumoxid (Al₂O₃) unter Abspaltung von Wasser sowie durch Reabsorption von organischen Verunreinigungen aus der Luft [68]. Hydrophobic recovery findet in der Regel über einen Zeitraum von einigen Stunden bis Tagen statt [69]. Daher ist es zwar denkbar, dass die durch die IR-Strahlung induzierte Temperaturerhöhung auf der AlMg₃-Oberfläche die Reaktionsgeschwindigkeit der Dehydratation zwar kurzzeitig erhöht, aber offenbar nicht in dem Maße, dass in dieser kurzen Zeitspanne die schnellere Dehydratation für ein signifikantes Absinken der OFE sorgen kann. Die Physisorption von organischen Verunreinigungen, die als exotherme Gleichgewichtsreaktion beschrieben werden kann, würde durch die erhöhte Temperatur wahrscheinlich sogar eher gehemmt werden. Dementsprechend führt die IR-Bestrahlung über die betrachtete Dauer zu keiner drastischen Beschleunigung der Alterungsprozesse, so dass die OFE der vorbehandelten AlMg₃-Proben unverändert bleiben.

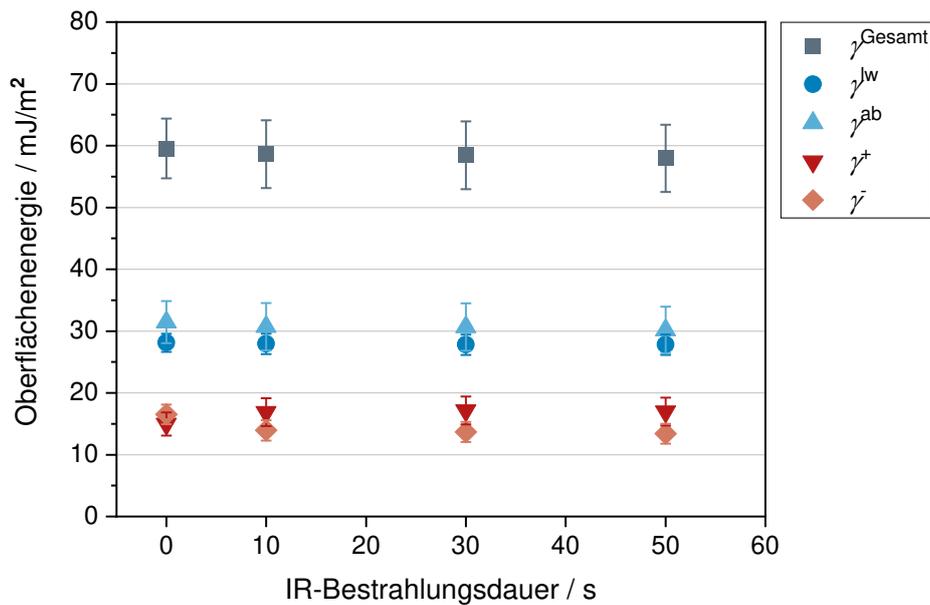


Abbildung 37: Gesamte OFE sowie disperser, polarer, saurer und basischer Anteil (γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^-) von AlMg3 vorbehandelt mit NDP-O2 und in Abhängigkeit von der Dauer der IR-Erwärmung.

Die IR-Bestrahlung von Kunststoff-Proben in Plattenform führte zunächst dazu, dass sich die Proben in Richtung des IR-Strahlers und beim Abkühlen schließlich in die entgegengesetzte Richtung wölben. Grund dafür ist der Abbau von Spannungen im Material durch die strahlungsinduzierte Erwärmung. Die Spannungen sind herstellungsbedingt in der Proben während des Abkühlens in der Spritzgießmaschine entstanden. Die Bestrahlungsdauer wurde auf 30 s beschränkt, da es bei den gewählten Parametern bei längerer Bestrahlung zu Materialschädigung am Kunststoff kam.

Die OFE-Komponenten γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^- von PA66 in Abhängigkeit von der Bestrahlungsdauer sind in Abbildung 38 dargestellt. Bei den unbehandelten PA66-Proben ist zwischen 0 s und 10 s IR-Bestrahlung quasi keine Veränderung der OFE-Komponenten zu erkennen. Bei 30 s IR-Bestrahlung zeigt sich ein leichter Anstieg der dispersen OFE Komponente γ^{lw} , während der polare, saure und basische Anteil γ^{ab} , γ^+ und γ^- , der ohne Vorbehandlung schon recht gering ist, nochmals etwas absinkt.

Bei den mit NDP-N2 vorbehandelten PA66-Proben sinkt bereits nach 10 s IR-Bestrahlung γ^{ab} , γ^+ und γ^- deutlich ab und infolgedessen auch γ^{Gesamt} . Beim Übergang zu 30 s IR-Bestrahlung fallen γ^{ab} , γ^+ und γ^- nochmals weiter ab, während γ^{lw} unabhängig von der Dauer der IR-Bestrahlung konstant bleibt. Weiterhin fällt auf, dass nach 30 s IR-Bestrahlung die OFE-Komponenten der unbehandelten PA66-Probe und der NDP-N2-

PA66-Probe im Rahmen des Fehlers gleich sind. Damit lässt sich festhalten, dass die IR-Strahlung innerhalb von 30 s für eine deutlich Verringerung der OFE sorgt und damit die Effekte der Oberflächenvorbehandlungen quasi zunichtemacht. Das steht im Gegensatz zu den Ergebnissen mit Aluminium-Proben. Ein ähnliches Verhalten hat sich auch bei PP-Proben sowie bei anderen Vorbehandlungszuständen gezeigt.

Zur Erklärung dieses Phänomens wird auch bei PA66 die hydrophobic recovery betrachtet, die nach einer Oberflächenvorbehandlung die Verringerung der OFE mit der Zeit beschreibt. Die generelle Triebkraft für die hydrophobic recovery ist das Wiedererreichen des thermodynamischen Gleichgewichts durch Minimierung der OFE [67]. Bei Polymeren sind dabei zwei Mechanismen relevant: Diffusion und Reorientierung. Bei Ersterem diffundieren polare Gruppen aufgrund des Konzentrationsunterschieds von der vorbehandelten Oberfläche ins Bulk-Material. Der Diffusionskoeffizient ist dabei indirekt proportional zur Länge der Polymerketten. Das bedeutet, dass kürzere Ketten oder Kettensegmente, die durch die Oberflächenvorbehandlung abgespalten wurden, schneller ins Bulk-Material diffundieren, während längere Polymerketten an der Oberfläche zurückbleiben. Bei diesen Polymerketten kommt es schließlich zu einer Reorientierung, wobei sich die Teile der Kette mit polaren Gruppen zum Bulk-Material hin ausrichten und die unpolaren Teile sich in Richtung der Oberfläche orientieren. Beide Mechanismen hängen stark von der Beweglichkeit der Polymerketten und damit auch von der Temperatur ab: je höher die Temperatur, desto höher die Kettenbeweglichkeit, desto schneller können Diffusion und Reorientierung ablaufen [67]. Das Phänomen hydrophobic recovery ist auch bei Polyamid zu finden [56]. Dementsprechend wird durch die IR-Bestrahlung und die damit einhergehende Temperaturerhöhung die Beweglichkeit der PA66-Ketten erhöht, so dass Diffusion und Reorientierung stark beschleunigt werden. Dieser Effekt ist besonders ausgeprägt bei 30 s IR-Bestrahlung. Während dieser Zeit wird die PA66-Oberfläche teilweise aufgeschmolzen, was nochmals für eine deutlich höhere Kettenbeweglichkeit sorgt. Dadurch sinkt die OFE der vorbehandelten PA66-Oberflächen aufgrund der IR-Bestrahlung deutlich schneller [56].

Schlussfolgernd sollte der Fokus beim *Thermischen Direktfügen* auf der Optimierung der Oberflächenvorbehandlung von Aluminium liegen, da der Kunststoff im Fügeprozess aufgeschmolzen werden muss und dabei, wie gerade diskutiert, die gewünschten Effekte der Oberflächenvorbehandlung letztlich verloren gehen.

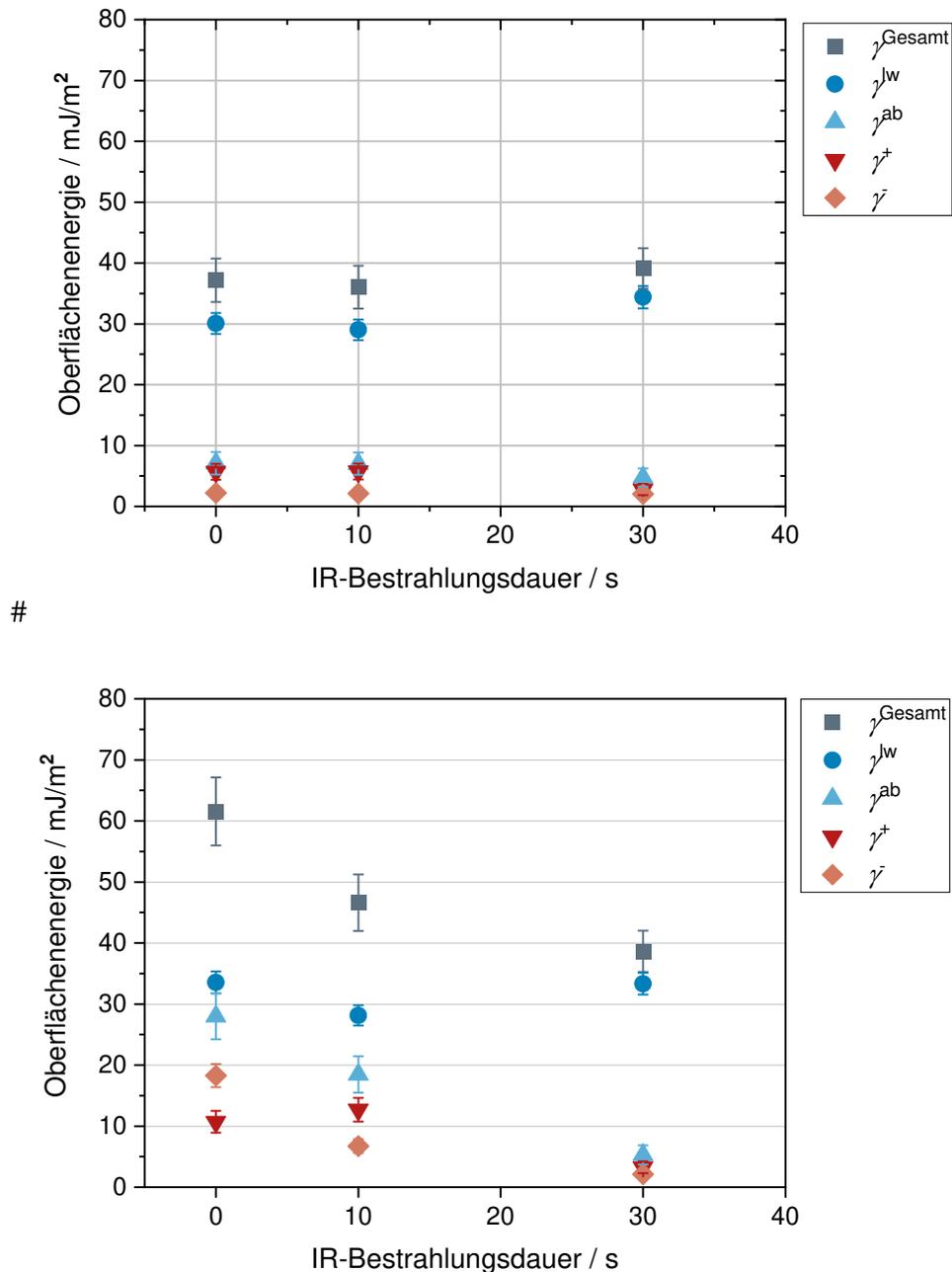


Abbildung 38: Gesamte OFE sowie disperser, polarer, saurer und basischer Anteil (γ^{Gesamt} , γ^{lw} , γ^{ab} , γ^+ und γ^-) von unbehandelten PA66 (oben) und NDP-N2-Vorbehandlung (unten), jeweils in Abhängigkeit von der Dauer der IR-Bestrahlung.

Im Anschluss an die Untersuchungen zur Beständigkeit der Oberflächenvorbehandlung wurden am SKZ zunächst einfache Fügeversuche unternommen, bei denen die Aluminiumproben auf einem herkömmlichen Heizelement erwärmt und dann die Kunststoffprobe unter einem konstanten Andruck für eine festgelegt Zeit gefügt wurde. Hierbei wurden unterschiedliche Materialkombinationen und Vorbehandlungszustände berücksichtigt.

Bei Fügungen mit PA66 zeigte sich, dass sich Verbindungen an unbehandeltem Aluminium direkt nach dem Abkühlen von alleine wieder trennen, während hingegen Verbindungen an vorbehandeltem Aluminium überwiegend haften. Allerdings reichte hier eine kleine Belastung aus, um die Proben zu trennen. Eine Prüfung war daher nicht möglich, da die Proben bereits beim Einspannen versagten. Ein ähnliches, aber deutlich ausgeprägteres Verhalten haben auch die PP-Proben gezeigt. Proben, basierend auf unverstärkte PP lösten sich von selbst direkt in der Abkühlphase. Proben, basierend auf PP GF30, trennten sich dagegen nach dem Abkühlen nicht sofort, allerdings sind diese ebenfalls bereits beim Einspannen vor dem Prüfen gebrochen. Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die Vorbehandlung scheinbar einen kleinen Effekt zur Adhäsionssteigerung hat, allerdings die beim Abkühlen entstehenden Spannungen aufgrund der unterschiedlichen CTE's von Kunststoff und Aluminium so groß sind, dass die Probekörper bei der Handhabung bereits versagen.

4.4 AP4: Prüfen der Metall-Kunststoff-Verbindungen

Im Projekt TheDi wurden im Wesentlichen zwei Prüfkörpergeometrien zur Bestimmung der Festigkeit von *Thermischen Direktfügeverbindungen* verwendet, welche im Folgenden vorgestellt werden.

4.4.1 Druckscherprüfungen

Zur Grundcharakterisierung der direktgefügt Proben wurden Druckscherprüfungen in Form des Linearscherversuchs (LSV) durchgeführt. Dieser wurde vom SKZ ursprünglich zur Prüfung heizwendelgeschweißter Muffen für Rohrsysteme entwickelt und lässt sich auch als nicht genormte Prüfung zur Bestimmung der Druckscherfestigkeit von Klebverbindungen einsetzen [70]. Die Probe wird dafür im Prüfgerät eingespannt und anschließend auf Scherung mit einer festgelegten kontinuierlichen Prüfgeschwindigkeit von 2,0 mm/min belastet. Während des Prüfvorgangs wird die Kraft bzw. die Spannung mit einer Kraftmessdose aufgezeichnet und mithilfe einer Software als Tabelle bzw. Graphen ausgegeben. In Abbildung 39 ist die LSV-Prüfmaschine mit detaillierter Einspannung des Prüfkörpers dargestellt.

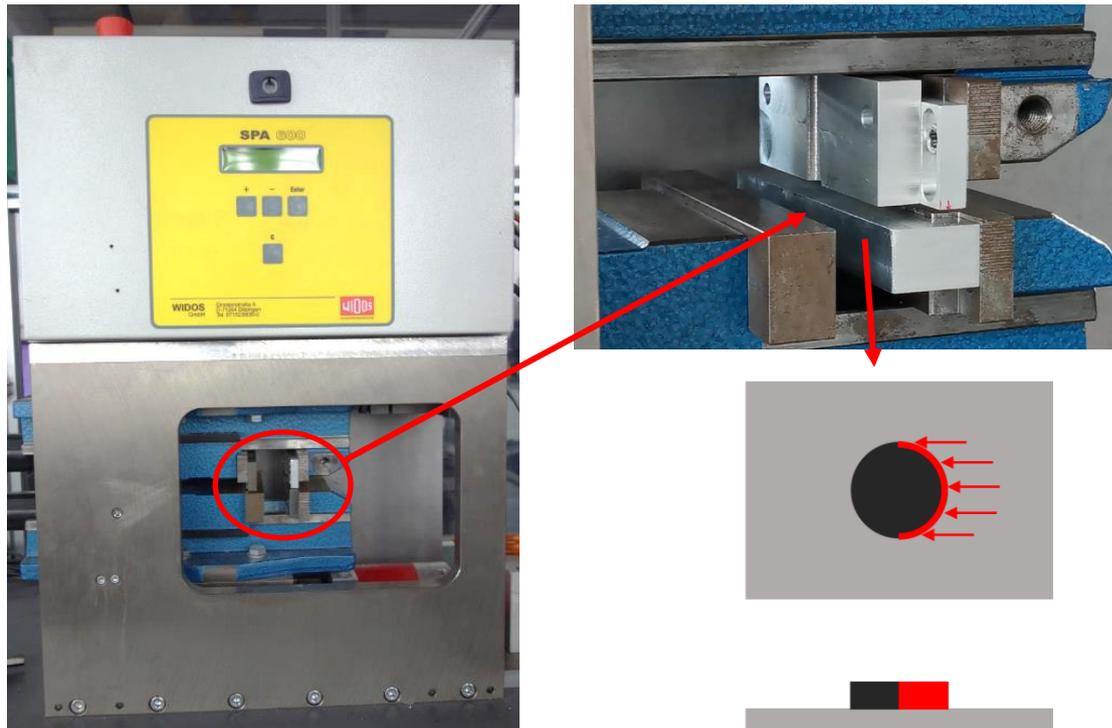


Abbildung 39: LSV-Prüfmaschine zur Durchführung der Druckscherprüfung.

4.4.2 KS2.5-Prüfungen

Der KS2,5-Prüfkörper ist eine adaptierte Form des LWF-KS2-Prüfkörpers, welcher ursprünglich vom Laboratorium für Werkstoff- und Fügetechnik (LWF) für die Prüfung von Punktschweißverbindungen entwickelt wurde. In einer abgewandelten Form, wie in Abbildung 40 dargestellt, besteht er aus einem metallischen U-Profil mit einer Blechstärke von 1,5 mm, welches auf der Unterseite mittels Laserstrukturierung vorbehandelt wird. Anschließend wird die *Thermische Direktfügeverbindung* zu einer Kunststoffplatte hergestellt. Die Verbindungsfläche weist die Maße 20 mm x 50 mm auf. Um eine möglichst große Steifigkeit des Probekörpers sowie ein Versagen der Verbindung in der Grenzfläche zwischen Metall und Kunststoff sicherzustellen, wird der Probekörper zusätzlich auf einen Versteifungsblock geklebt.

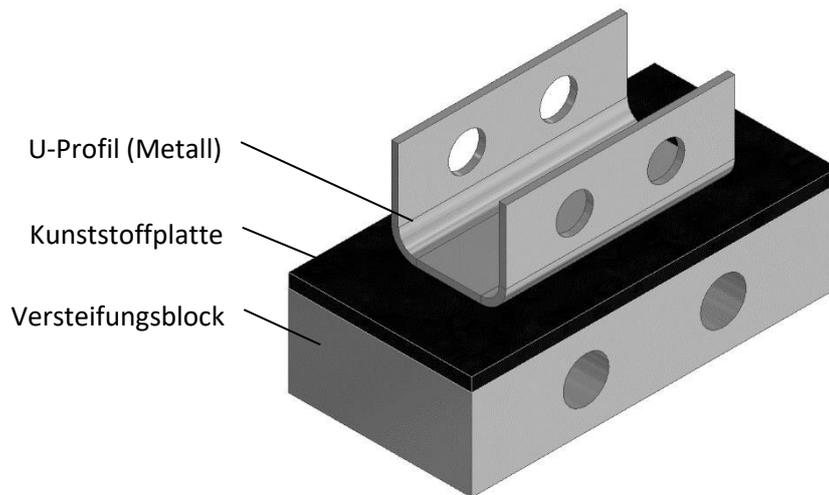


Abbildung 40: KS2,5-Prüfkörper

Durch eine variable Einspannung ist es möglich, die Festigkeit der *Thermischen Direktfügeverbindung* in Abhängigkeit der Belastungsrichtung, wie in Abbildung 41 aufgezeigt, zu ermitteln. Im Projekt TheDi wurde dies in Hinblick auf das anisotrope Verhalten der Verbindung und die verringerte Festigkeit in Kopfzugrichtung verstärkt genutzt, um die Laserstrukturierung speziell auf diesen Lastfall zu optimieren (siehe Kap. 4.2.1.3).

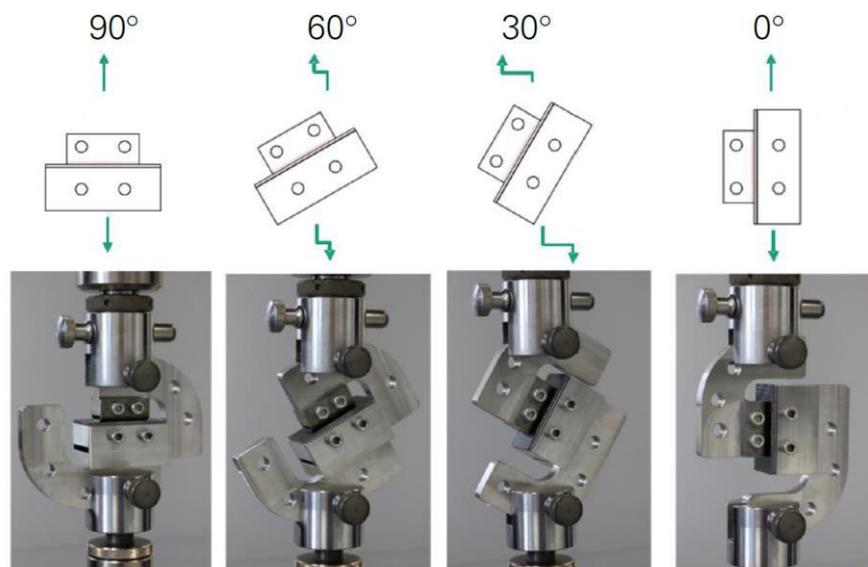


Abbildung 41: Versuchsaufbau für unterschiedliche Prüforientierungen

4.4.3 Bildgebende Prüfungen

Zur genaueren Untersuchung in wie weit die Glasfasern im Kunststoff am Verbindungsaufbau mit der strukturierten Aluminiumoberfläche partizipieren, wurden computertomographische (CT) Untersuchungen an PA66 GF30-Verbindungen vorgenommen. Es wurden zwei Proben untersucht bei denen sich die Fügezeit mit 10,8 s (kurze Fügezeit) und 11,8 s (lange Fügezeit) unterschieden hat. Repräsentative Schnittbilder aus dem computertomographischen Volumenmodell sind in Abbildung 42 dargestellt. Die Phasen Aluminium, Glasfasern und Kunststoff können anhand der Dichteunterschiede differenziert werden. Eine Abgrenzung zwischen Kunststoff und potenziell eingeschlossener Luft ist mit diesen Aufnahmeeinstellungen nur eingeschränkt möglich.

Anhand der Bilder können visuell erste qualitative Einschätzungen zur Glasfaserverteilung im Kunststoff gemacht werden. Im Kunststoff-Bulk sind unterschiedliche Schattierungen der Glasfasern zu erkennen, die auf unterschiedliche Orientierung der Glasfasern aufgrund des Spritzgussprozesses hindeuten. Besonders auffällig ist, dass oberhalb der Grenzschicht zur Aluminiumstrukturierung eine sich im helleren grau eine Anhäufung von Glasfasern andeutet. Die mit zunehmender Fügezeit zunimmt.

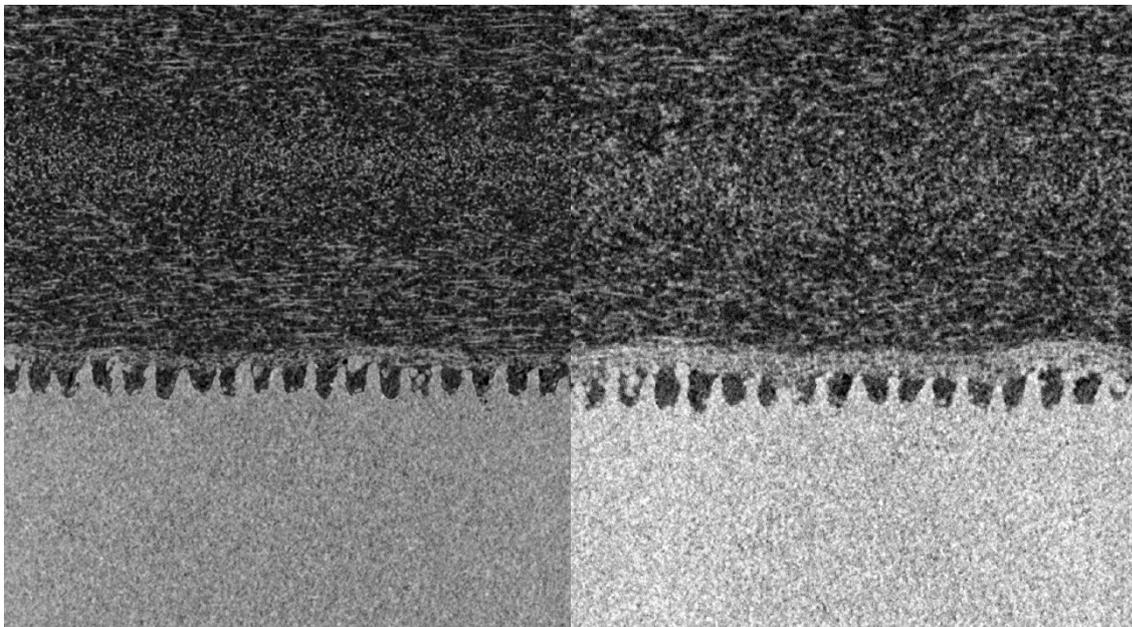


Abbildung 42: Schnittbilder aus dem CT-Volumenmodell. Im oberen Teil ist das Kunststoff-, im unteren Teil das Aluminium-Fügeteil zu erkennen. Die linke Abbildung zeigt die Probe mit 10,8 s und die rechte mit 11,8 s Fügezeit.

Zur genaueren Interpretation wurden die Möglichkeiten der industriellen CT genutzt und eine quantitative Analyse der Faserorientierung vorgenommen. Der untersuchte Bereich im Volumenmodell ist in Abbildung 43 schematisch gezeigt. Wichtig ist hier auf die Dicke der Probe wird im Folgenden immer als y-Richtung bzw. Positionssache bezeichnet. In Abbildung 44 ist die quantitative Auswertung des Faseranteils in Abhängigkeit von der Position im Fügeteil aufgezeigt. Diese Analyse bestätigt die vorher visuell schon aufgestellte Annahme, dass sich die Fasern durch das Fügen oberhalb der Strukturierung ansammeln. Weiterhin ist anhand des Signals an der Positionssache bei 2,7 mm zu erkennen, dass die Probe bei längere Fügezeit dünner wird. Dies ist durch ein Abschmelzen der Probe zu erklären.

Weiterhin wurde auch die Faserorientierung ausgewertet. Die auf die Haupttensoren reduzierte Auswertung ist in Abbildung 45 gezeigt. Der Wert des Haupttensors z.B. der yy-Tensor ist ein Maß dafür welcher Anteil der Fasern der Orientierung der y-Richtung im Koordinatensystem zugeordnet werden.

Es ist zu erkennen, dass über den Bereich der z-Achse (Positionssache), also über die Dicke der Probe, die Faserverteilung sich deutlich ändert. Dies ist, abgesehen von der Grenzschicht zum Aluminium, auf die Herstellung der Kunststoffprobe im Spritzgussprozess zurückzuführen. Beim Einspritzen der Kunststoffschmelze in das Werkzeug kommt es dazu, dass sich im Bereich der Grenzschicht zum Werkzeug die Fasern entlang der Einspritzrichtung ausrichten. Im Diagramm sind daher auf der rechten Seite hohe Werte für den yy-Tensor zu erkennen, da dies der Einspritzrichtung bei der Herstellung der Kunststoffprobe entsprach. Im ungefügten Zustand kann für die Faserorientierung entlang der Positionssache (Dicke der Probe) ein spiegelsymmetrischer Verlauf angenommen werden, wobei die Spiegelachse in der Mitte der Probe (im Diagramm Position ca. 1,5 mm) liegt. Im Diagramm ist zu erkennen, dass die Spiegelsymmetrie der Faserorientierung für die gefügte Probe nicht mehr zutrifft. Die Orientierungen weicht im Bereich der Fügezone hiervon ab. Die ist somit auch ein geeignetes Mittel um die Tiefe des beeinflussten Polymergefüges abzuschätzen. Am besten klappt dies bei Betrachtung der xx- oder zz-Tensoren, da hier die größten Änderungen zu erkennen sind. Die Füge-Einflusszone kann somit auf ca. 0,25 mm bis 0,30 mm Tiefe abgeschätzt werden und reicht bei längeren Fügezeiten tendenziell etwas tiefer in das Material hinein. Anhand den höheren zz- und xx-Tensoren und den in der Fügezone kleiner werdenden yy-Tensor lässt sich zu

dem ablesen, dass es zu einer Umorientierung der Glasfaser bedingt durch die Strukturierung der Aluminiumprobe kommt.

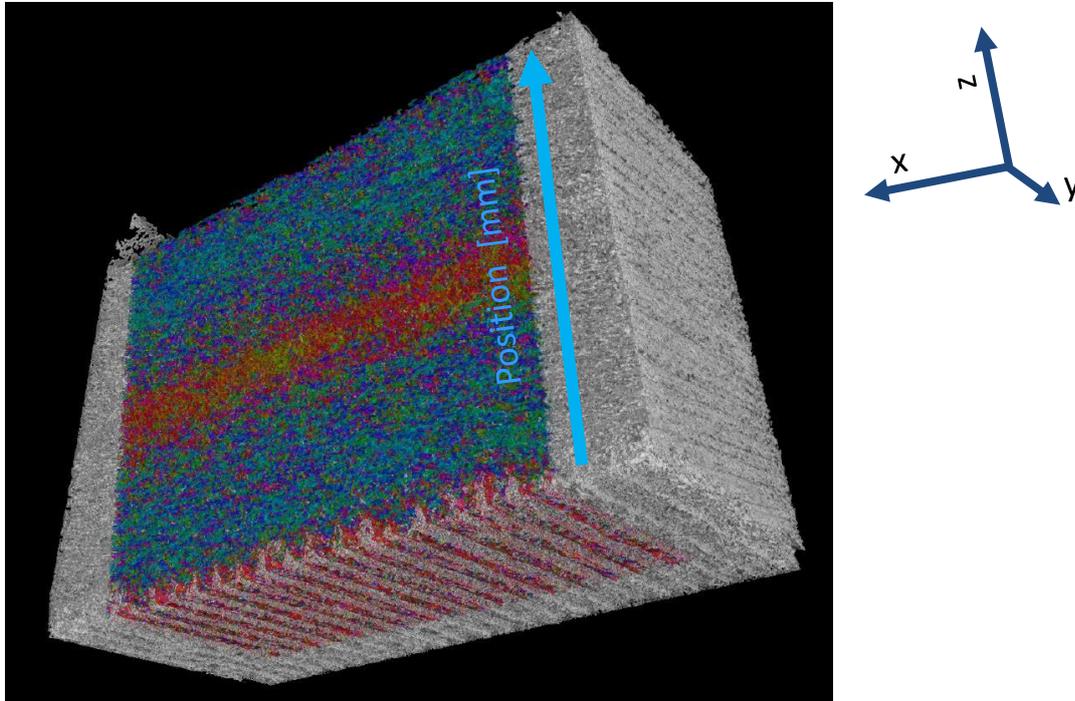


Abbildung 43: Beispiel für das untersuchte Volumen für die qualitative Analyse zur Faser-
verteilung und -Orientierung.

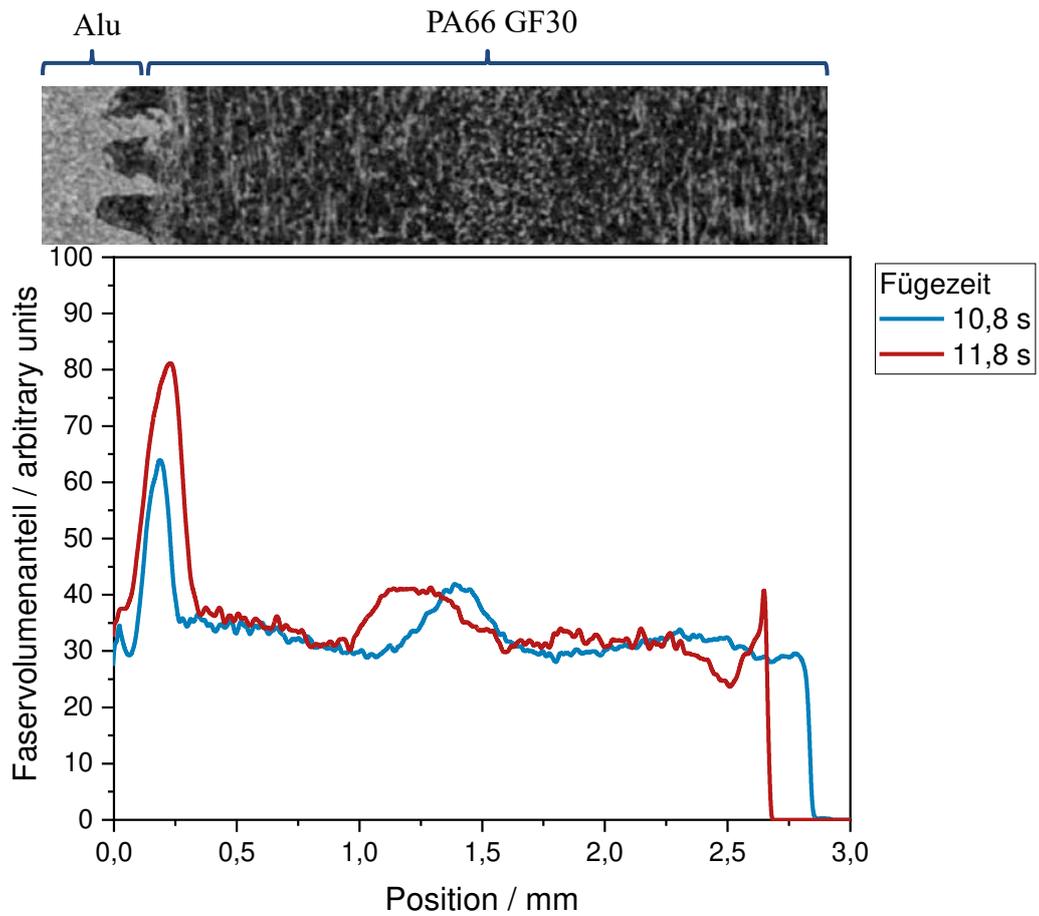


Abbildung 44: Quantitative Auswertung des Faseranteils in Abhängigkeit von der Position im Kunststoff-Teil für gefügte Proben mit unterschiedlicher Fügezeit.

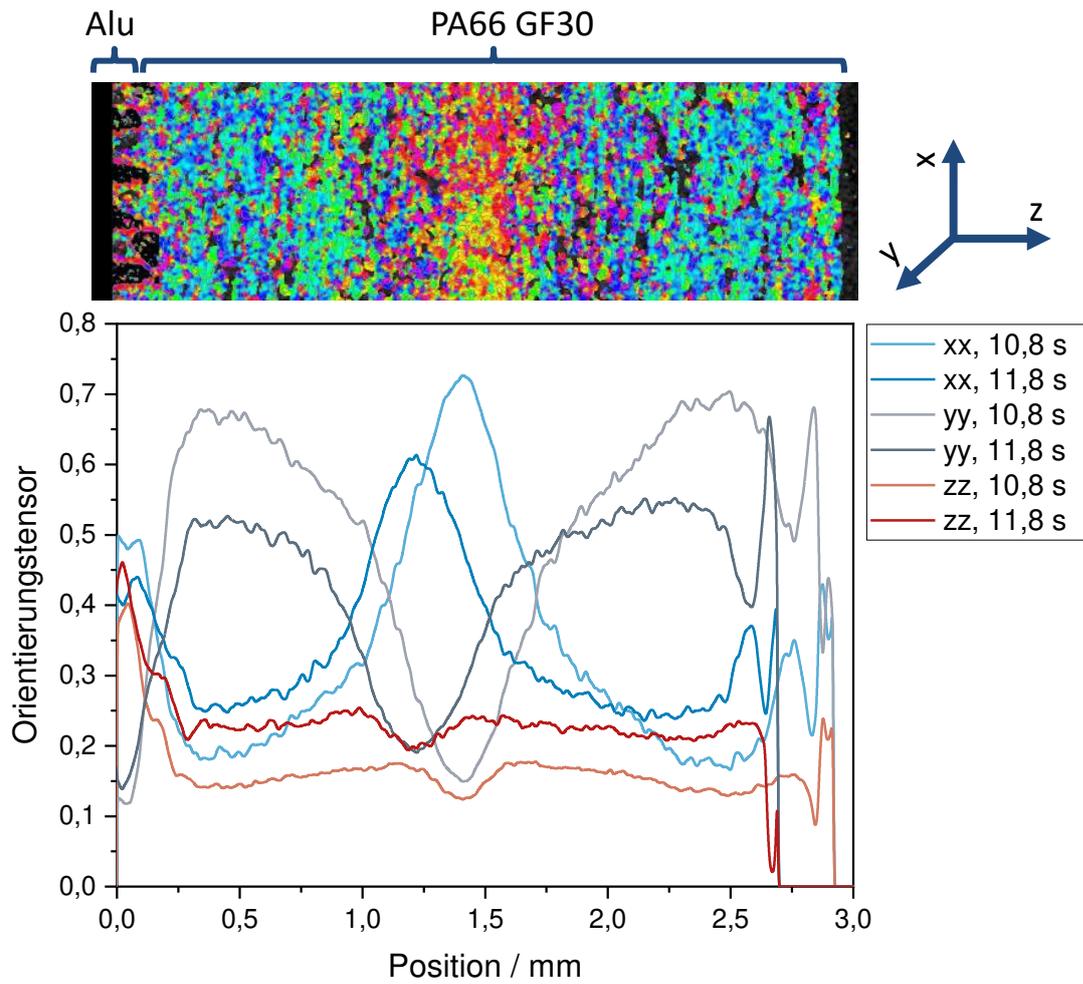


Abbildung 45: Quantitative Auswertung der Faserverteilung entlang der Hauptachsen für zwei Proben mit unterschiedlich langer Fügezeit.

4.5 AP5: Klimatests der Metall-Kunststoff-Verbindungen

Zur Bewertung der Langzeitbeständigkeit wurden die Proben mittels Klimawechseltest und Salzsprühnebeltest gealtert. Hiermit sollte eine Aussage getroffen werden, ob der Verbund durch Einwirkung von korrosiven Medien oder Temperaturwechsel beeinträchtigt wird. Vor allem die Unterschiede der thermischen Längenausdehnungskoeffizienten zwischen Metall und Kunststoff oder eine korrosive Unterwanderung kann zu einer Belastung der Fügezone führen.

Auf Wunsch des projektbegleitenden Ausschusses hin wurde gegenüber dem Projektantrag auf die Temperatur-Auslagerung und den Thermoschocktest verzichtet und stattdessen der Salzsprühnebeltest in das Versuchsprogramm aufgenommen.

4.5.1 Klimawechseltest

Der Klimawechseltest wurde entsprechend der Prüfvorschrift PV 1200 der Volkswagen AG durchgeführt [71]. Bei diesem beschleunigten Alterungsverfahren werden die Proben zyklisch mit Temperatur und Feuchtigkeit belastet. Die Schritte eines Zyklus sind im Folgendem aufgelistet und in Abbildung 46 dargestellt:

1. Eine Stunde lineare Aufheizphase auf +80 °C und 80 % rel. Feuchte
2. Vier Stunden Isotherme bei +80 °C und 80 % rel. Feuchte
3. Zwei Stunden lineare Abkühlphase auf -40 °C, bei 0 °C ca. 30 % rel. Feuchte, darunter ungerregelt
4. Vier Stunden Isotherme bei -40 °C, Luftfeuchte bleibt ungerregelt
5. Lineare Aufheizphase auf 23 °C, ab 0 °C wird rel. Feuchte auf 30 % geregelt

Diesem Zyklus wurden die Proben 2-, 14-, 28-, 48-, oder 56- mal unterzogen, dies entspricht bis zu 4 Wochen Auslagerung. Nach der Auslagerung erfolgte für PA66 eine Rücktrocknung der Proben für 48 Stunden bei 100 °C im Trockenschrank. Anschließend erfolgte die Prüfung auf Zug- und Scherfestigkeit.

Die Ergebnisse des Klimawechseltests sind in Abbildung 47 dargestellt. Es konnte kein signifikanter Einfluss der Alterung auf die Verbindungsfestigkeit ermittelt werden.

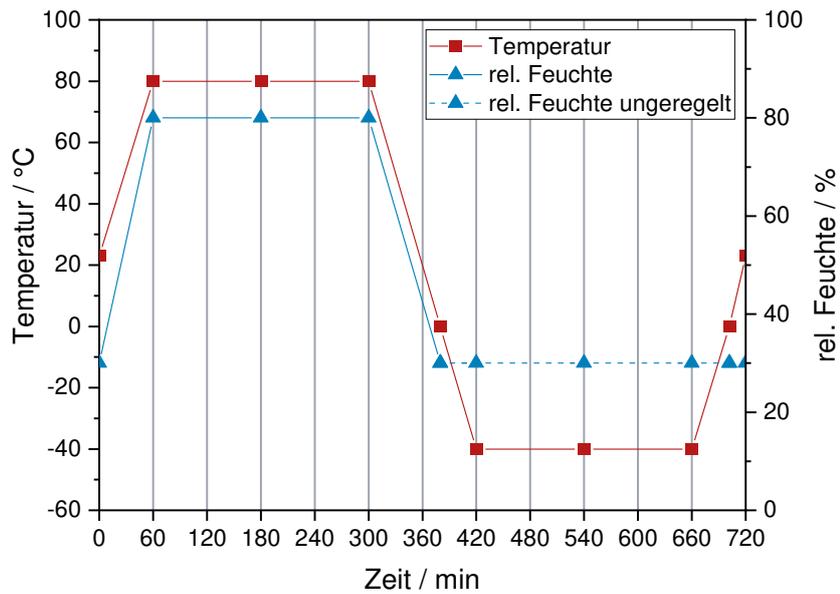


Abbildung 46: Temperatur und Feuchtigkeitsverlauf eines Prüfzyklus nach VW PV 1200 [71].

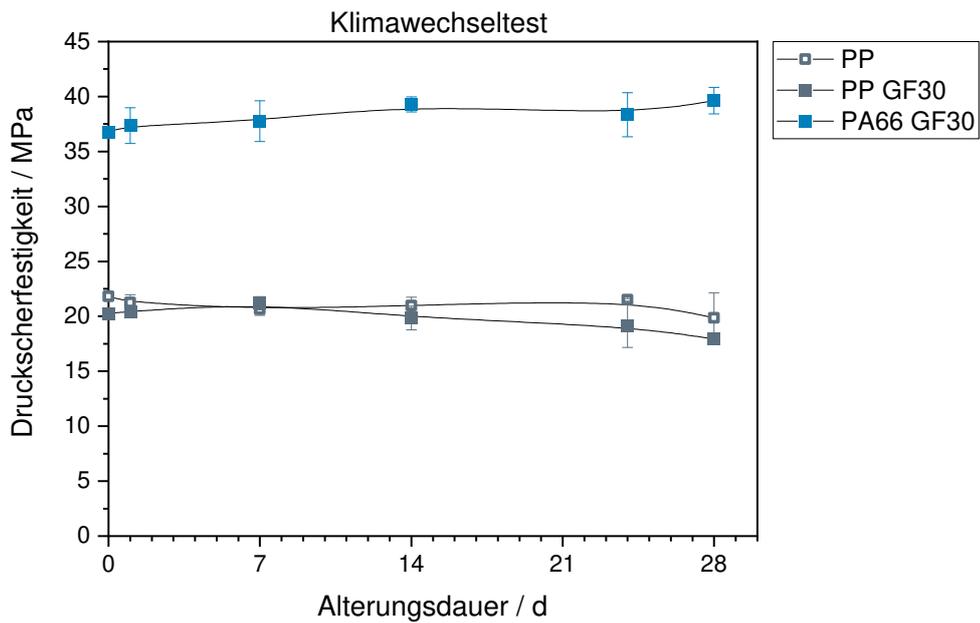
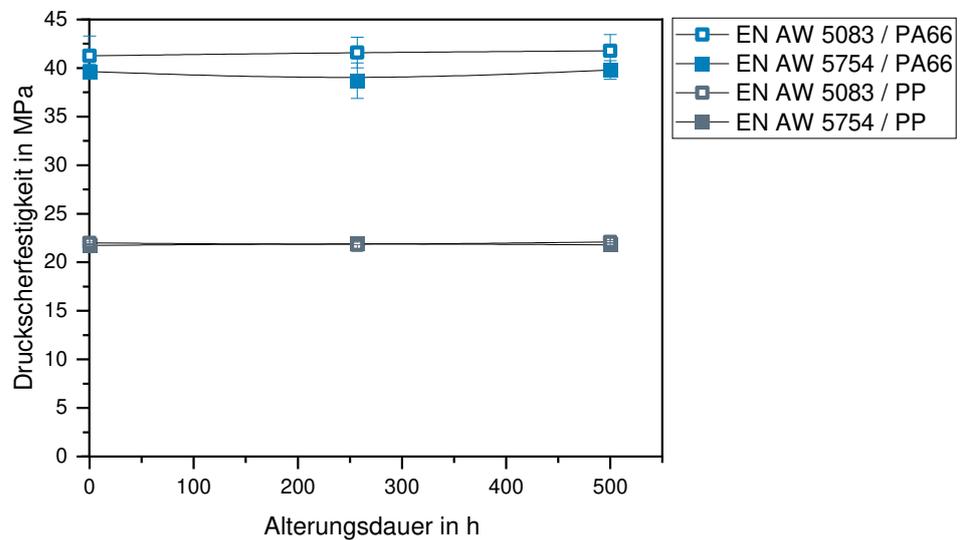


Abbildung 47: An Druckscherproben (Aluminium EN WN 5754) ermittelte Festigkeiten, geprüft nach unterschiedlich langer Alterung im Klimawechseltest.

4.5.2 Salzsprühnebeltest

Der Salzsprühnebeltest wurde in Anlehnung an die DIN EN ISO 9227 durchgeführt [72]. Die Temperatur in der Salzsprühnebelkammer betrug demnach 35 °C bei 100 % Luftfeuchte. Die Proben wurden insgesamt für 257 Stunden und für 500 Stunden ausgelagert. Es wurden sowohl Druckscher- als auch KS2,5-Proben gealtert, um neben der Druckscherfestigkeit auch eventuelle Einflüsse auf die Kopfzugfestigkeit ermitteln zu können. Zur Feststellung möglicher Materialabhängigkeiten wurden sowohl beide Aluminiumlegierungen als auch PA66 und PP betrachtet. Die Oberflächenvorbehandlung mittels Laser wurde mit dem Parametersatz mit Hinterschneidungen (siehe Kapitel 4.2.1.3) durchgeführt.



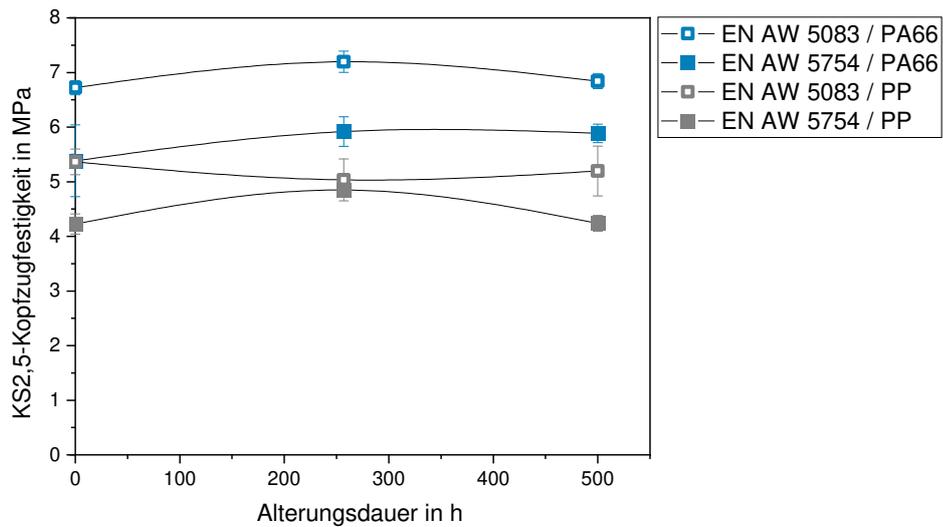


Abbildung 48: Druckscherfestigkeit und KS2,5-Kopfzugfestigkeit über der Alterungsdauer im Salzsprühnebeltest

Die Ergebnisse des Salzsprühnebeltests sind in Abbildung 48 dargestellt. Sowohl für die Belastung in Zugscher als auch für die Belastung auf Kopfzug konnte kein signifikanter Einfluss der Alterung auf die Verbindungsfestigkeit festgestellt werden. Die Bruchbilder weisen ebenfalls keine Anzeichen von Unterwanderung auf, wie beispielhaft aus Abbildung 49 hervorgeht.

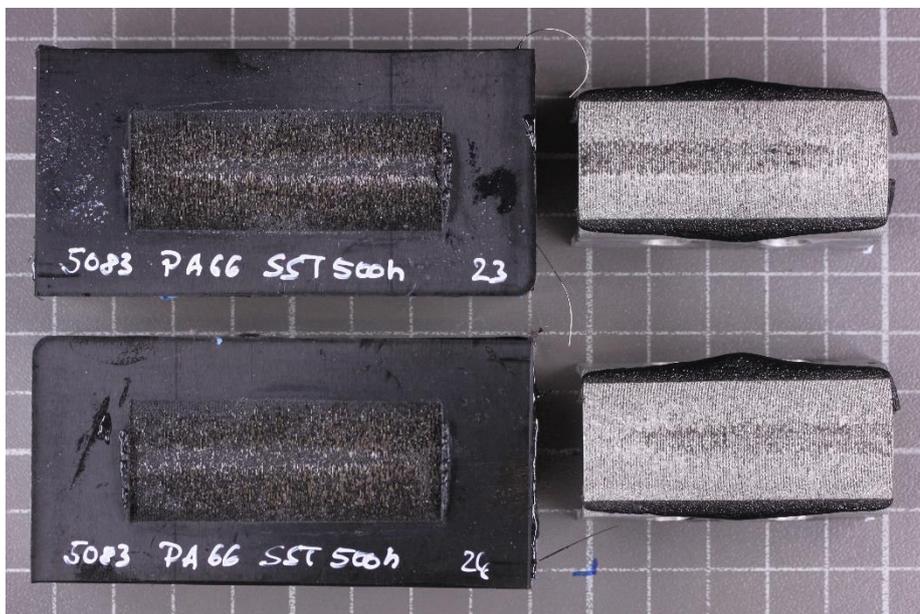


Abbildung 49: Bruchbilder von im Salzsprühnebeltest gealterten KS2,5-Probekörpern

4.6 AP6: Untersuchungen zur Ressourceneffizienz des Thermischen Direktfügens

Im folgenden Kapitel wird sowohl auf die Ressourceneffizienz bzw. Umweltwirkung als auch auf die Trennbarkeit einer Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindung eingegangen. Der hierfür verwendete Probekörper wurde von der Firma Albert Handtmann Elteka GmbH & Co. KG bereitgestellt und ist in darauffolgender Abbildung 50 dargestellt.



Masse Aluminium

Klebverbindung: 90,7 g

Therm. Direktgefügt:

63,7 g

Masse Kunststoff

Klebverbindung: 50,4 g

Therm. Direktgefügt:

42,1 g

Abbildung 50: Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindung am Beispiel der *Thermischen Direktfügeverbindung*: Isometrische Ansicht (links) und Schnittansicht (mittig) des Druckprüfkörpers, Masse der einzelnen Komponenten in Abhängigkeit der Fügeverbindung

Der in Abbildung 50 dargestellte Druckprüfkörper weist im Zuge des Direktfügeverfahrens im Vergleich zum konventionell gefügten Verfahren mittels Klebstoff eine deutliche Masseinsparung auf. Während die eingesetzte Kunststoffmenge um 10,3 g (ca. 20 %) reduziert werden kann, erfolgt eine Aluminiemeinsparung von 27 g (ca. 30 %). Der Einfluss dieser Gewichtsreduzierung hat ebenfalls Auswirkungen auf die Umweltlasten aus der Herstellung der Druckprüfkörper, welche ökobilanziell untersucht wurden. Im vorliegenden Fall wurde für den Kunststoff, PA66 mit einem Glasfaseranteil von 30 % in die Betrachtung einbezogen.

4.6.1 Trennverfahren für Thermisch Direktgefügte Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindungen

Ein Teil der Ressourceneffizienz besteht auch in der Trennung des Verbunds nach seiner Lebensdauer für das Recycling bzw. der Trennung für eine mögliche Reparatur der Komponente. Im Projekt TheDi wurde demnach betrachtet, inwieweit Kunststoff und Metall wieder voneinander gelöst werden können und inwieweit eine erneute Nutzung des Metallkörpers ohne weitere notwendig Vorbehandlungsmethoden möglich ist. Hiernach war es das Ziel neben dem Trennen der Verbindung auch die Reparierbarkeit und den vermutlich damit einhergehenden Festigkeitsverlusts bei Wiederverwendung des metallischen Bauteils zu quantifizieren.

Die Untersuchung fand anhand von Zugscherproben in Anlehnung an die DIN EN 1465 statt [73]. Das Trennen des Verbunds wird in umgekehrter Reihenfolge zum Fügeprozess durchgeführt. Für dessen Umsetzung wurde der Fügeversuchsstand entsprechend adaptiert, wie in Abbildung 51 dargestellt, um das Trennen der Verbindung zu ermöglichen. Zunächst wird die Probe eingelegt und eine Kraft von ca. 80 N über einen Pneumatikzylinder senkrecht zur Fügefläche aufgebracht. Über einen Induktor wird die Probe erwärmt und der Kunststoff plastifiziert, wodurch sich der Kunststoff- vom Metallkörper löst. Anschließend wurde der abgetrennte Metallkörper ohne weitere Vorbehandlung mit einem neuen Kunststoffkörper gefügt, um die Reparatur des Verbunds zu simulieren. Die Heizzeiten belaufen sich bei einer Heizleistung von 9 kW (60 % der maximalen Induktionsleistung von 15 kW) auf 3,8 s für PA66 sowie 4,5 s für PA66GF30. Die Heizzeiten für die Trennung des Verbunds unterscheiden sich hiervon unwesentlich.

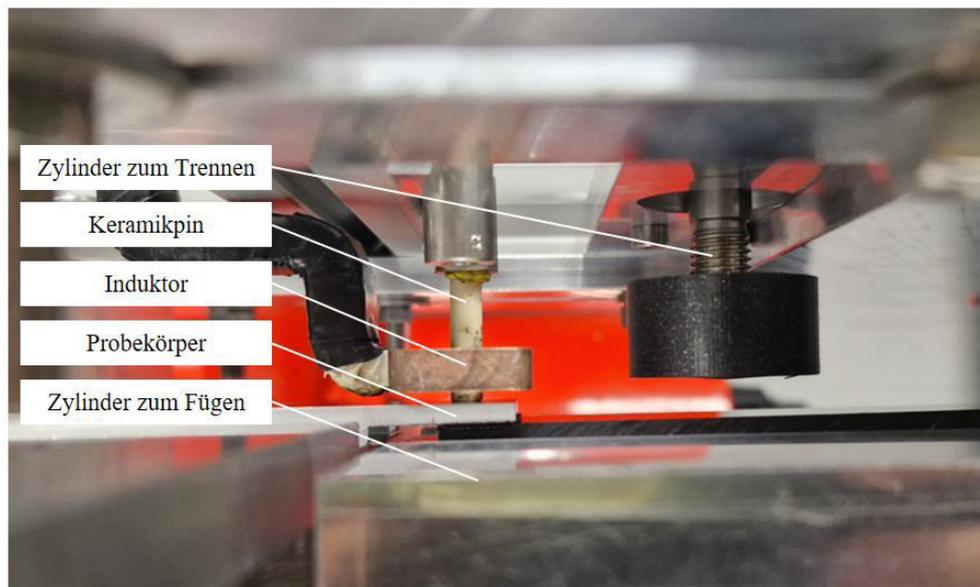


Abbildung 51: Versuchsaufbau zum Fügen und Trennen von Zugscherprobekörpern

Zur Untersuchung der Eigenschaften eines reparierten Verbunds wurde EN AW 5754 auf der Metallseite sowie PA66 unverstärkt und glasfaserverstärkt betrachtet. In Abbildung 52 ist eine solche getrennte Verbindung dargestellt. Klar erkennbar sind die schwarzen Polymerrückstände auf der Metalloberfläche, welche vor dem darauffolgenden Fügeprozess nicht entfernt wurden. Für die sortenreine Trennung des Verbunds ist dieser Zustand im direkten Vergleich zur Klebverbindungen aufgrund des geringen Materialübertrags ein deutlicher Vorteil.

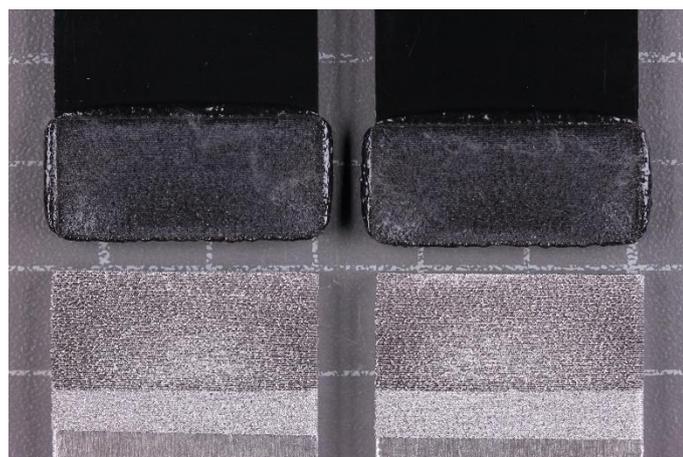


Abbildung 52: Getrennter Zugscherprobekörper mit sichtbaren Polymerrückständen auf der Metallseite, Material: EN AW 5754 / PA66

Die Versuche zeigten sowohl bei den reparierten (2 x gefügt) Probekörpern als auch bei den Referenzprobekörpern (1 x gefügt) ein Versagen im Grundwerkstoff. Daher handelt es sich bei den in Abbildung 53 dargestellten Ergebnissen nicht um die Zugscherfestigkeit der Verbindung. Dennoch geht hieraus hervor, dass der reparierte EN AW 5754 / PA66GF30 Verbund im Mittel mindestens 24,3 MPa Zugscherfestigkeit aufweisen muss, was angesichts der Wiederverwendung des Metallteils mit teilweisen Polymerrückständen ein vielversprechendes Ergebnis darstellt.

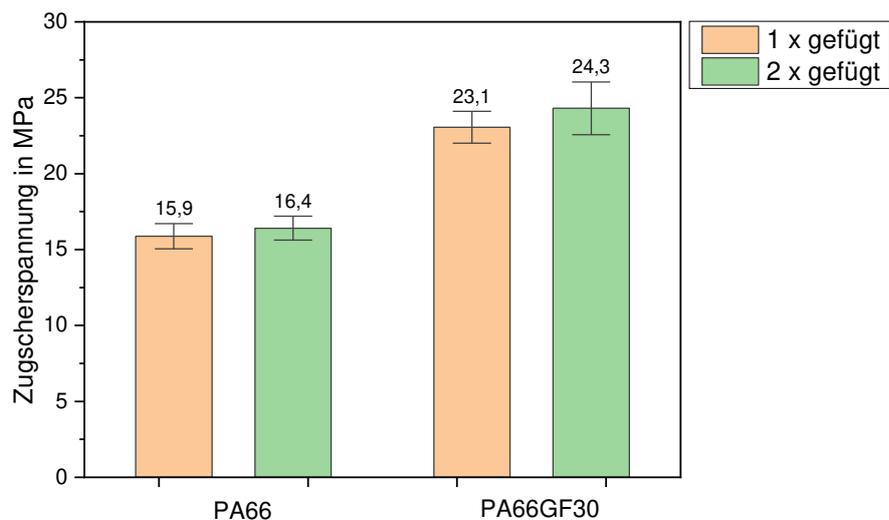


Abbildung 53: Ergebnisse des Zugscherversuchs von einmal und zweimalig gefügten Probekörpern, Versagen im Grundwerkstoff und nicht in der Verbindung, Metall: EN AW 5754

4.6.2 Bewertung der Ressourceneffizienz

Zur Bewertung der Ressourceneffizienz wurde eine ökobilanzielle Betrachtung der Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindung durchgeführt. Für eine genauere Aussagekraft der Ergebnisse wurde das im vorliegenden Forschungsprojekt beschriebene Direktfügeverfahren mit einem Klebeverfahren ökobilanziell verglichen. Dabei wurden sowohl die Herstellung eines Probekörpers als auch mehrere Entsorgungsszenarien berücksichtigt. Die folgende Abbildung soll die gegenübergestellten Herstellungsverfahren des Probekörpers und die betrachteten Szenarien veranschaulichen.

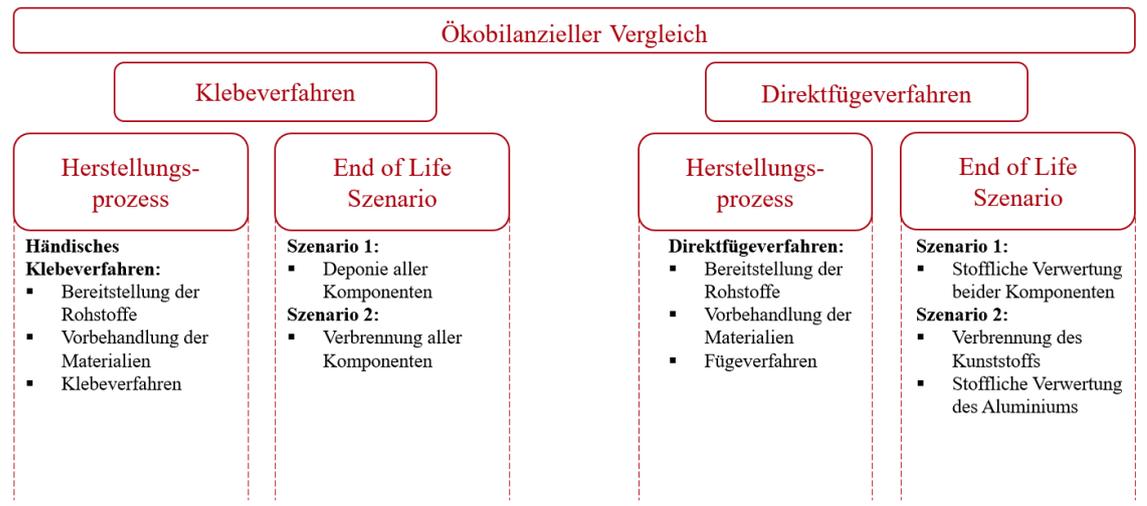


Abbildung 54: Gegenüberstellung aller berücksichtigten Szenarien während der ökobilanziellen Betrachtung

Wie in Abbildung 54 beschrieben, wurde ein händisches Klebeverfahren mithilfe eines 2-Komponenten-Polyurethan-Klebstoffs, dem Direktfügeverfahren gegenübergestellt. Grund für die Berücksichtigung des händischen Klebeverfahrens ist die geringe Datentransparenz aus der Industrie. Aufgrund eigener Fügeversuche mittels Klebstoff im Bereich Kleben und Oberflächentechnik des SKZs konnten jedoch plausible Daten erhoben werden. Analog dazu wurde die Datenerhebung für das Direktfügeverfahren am Fraunhofer IWS durchgeführt. Die hierfür berechnete Sachbilanz ist im Kapitel 7 (Tabelle 20 und Tabelle 21) zu finden.

Je Verfahren wurden zwei Entsorgungsszenarien (EoL) angenommen. Da verklebte Komponenten i. d. R. nicht voneinander getrennt werden können, wurden im Fall des Klebeverfahrens eine Deponierung (Szenario 1) bzw. thermische Entsorgung (Szenario 2) aller Komponenten angenommen. Im Falle des Direktfügeverfahrens ist eine Trennung der Komponenten vorgesehen. Dies erweitert die Möglichkeiten der Entsorgung aller Komponenten, weshalb im Best-Case (Szenario 1) die stoffliche Verwertung aller Komponenten und im Worst-Case (Szenario 2) die Verbrennung der Kunststoffkomponente und stoffliche Verwertung des Aluminiums angenommen wurde.

Die Berechnungen der Umweltwirkungen fanden nach DIN EN 14040/ 14044 in der Software Sphera GaBi Professional + Extension Version 10.5, 2021 statt. Die Auswertung erfolgte nach der Methode EF 3.1. Der Fokus in der Ergebnisdarstellung und Interpretation lag besonders auf den Indikatoren Globales Erwärmungspotential (GWP), Versauerung

(AP) und Ressourcennutzung, da die Auswirkungen aus der Herstellung und der Entsorgung auf diese Indikatoren am bedeutendsten eingeschätzt wurden. Eine Kurzbeschreibung zu den einzelnen Indikatoren befindet sich in Abbildung 55.

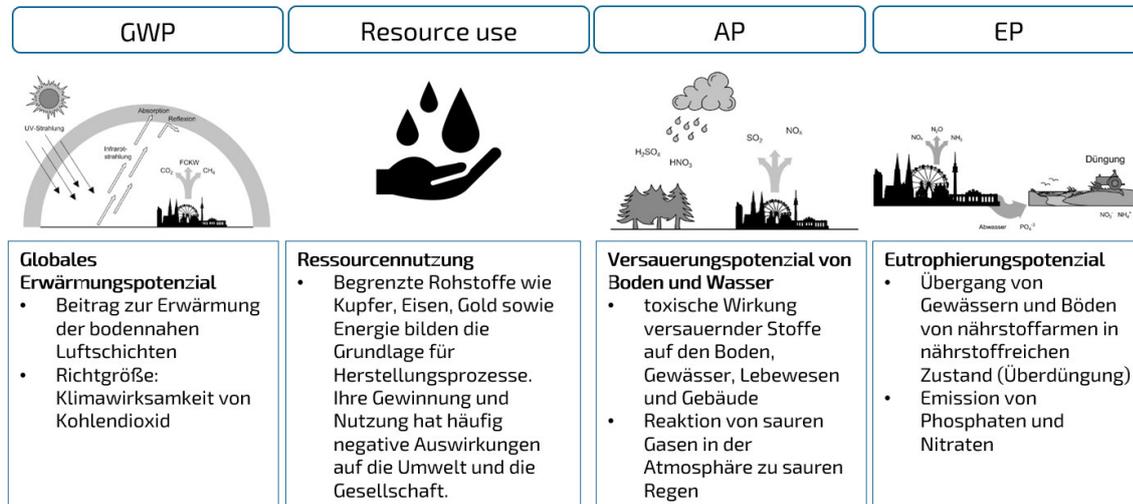


Abbildung 55: berücksichtigte Umweltwirkungsindikatoren

In Abbildung 56 werden die beiden untersuchten Herstellungsverfahren gegenübergestellt. Die Grafik bietet eine Identifizierung der Hotspots während der Herstellung der Probekörper. So ist erkennbar, dass in beiden Verfahren insbesondere die Rohstoffbereitstellung von Aluminium und Kunststoff den größten Umweltfaktor darstellen. Durch das Direktfügeverfahren kann die eingesetzte Rohstoffmenge reduziert werden. Folglich können im Bereich Aluminiumbereitstellung 17 % und im Bereich Kunststoffbereitstellung 9 % Emissionen eingespart werden. Eine genauere Gegenüberstellung der Umweltwirkungen bezüglich der Rohstoffbereitstellung je Herstellungsverfahren ist im Kapitel 7 (Tabelle 22) wiedergegeben.

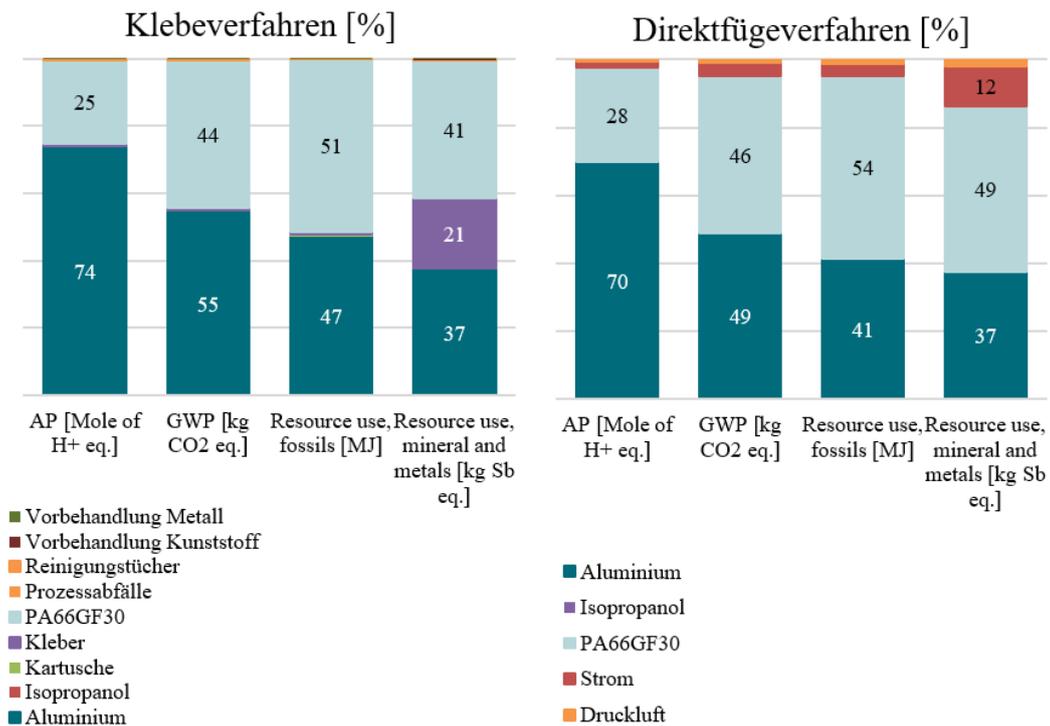


Abbildung 56: Hotspots in der Herstellung

Ein großer Unterschied der gegenübergestellten Herstellungsverfahren ist die Möglichkeit der Entsorgung des Produkts nach der Nutzungsphase. Aufgrund des Verzichts auf Klebstoff, können einzelne Komponenten voneinander getrennt werden. Laut ökobilanzieller Auswertung nimmt das Trennverfahren etwa 1 % aller Umweltwirkungen ein. Im besten Fall fließen sowohl die Metall- als auch die Kunststoffkomponente in ein mechanisches Recycling und tragen folglich zu einer Ressourceneinsparung bei. Aus diesem Grund wurden die prozentualen Umweltlasten der vier Entsorgungsszenarien (Klebeverfahren und anschließende Verbrennung oder Deponierung und Fügeverfahren und anschließendes mechanisches Recycling aller Komponenten bzw. Verbrennung der Kunststoffkomponente) gegenübergestellt. Als Basis für den Vergleich wurde die EoL-Verbrennung des ausgedienten Probekörpers aus dem Klebeverfahren herangezogen. Verglichen hierzu ist deutlich zu erkennen, dass ein Recyclingverfahren positive Effekte auf die Umweltwirkungen besitzt (siehe Abbildung 57).

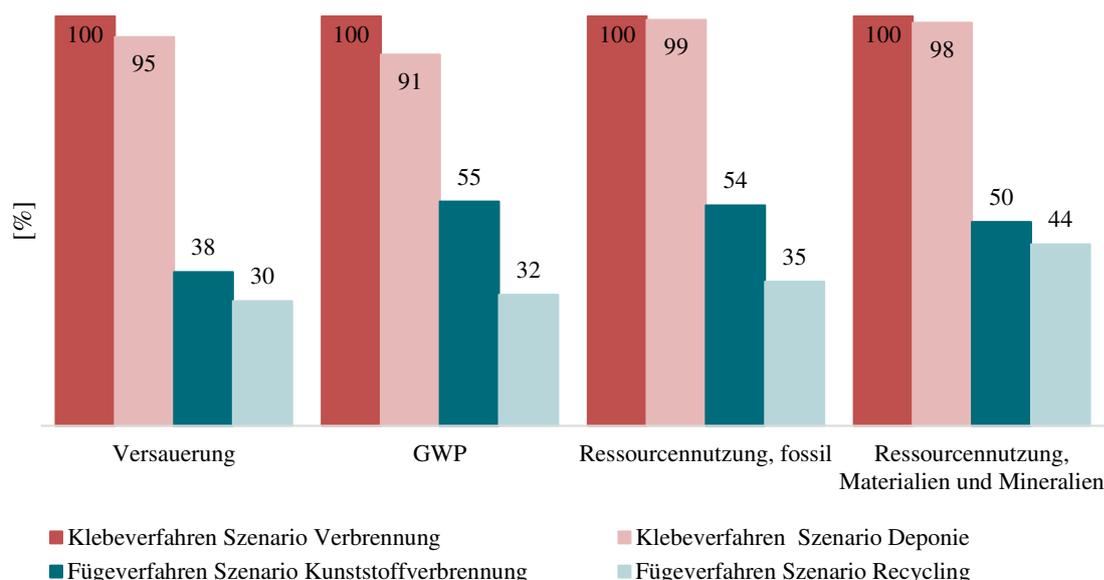


Abbildung 57: verschiedene End of Life Szenarien je Herstellungsverfahren

Werden beide Materialkomponenten am Ende der Nutzungsphase recycelt, könnten so im Mittel ca. 65 % weniger Umweltlasten anfallen verglichen mit der thermischen Verwertung beider Komponenten. Wird nach dem Trennverfahren der Kunststoff verbrannt und die Metallkomponente recycelt, sind die Umweltlasten dennoch im Mittel ca. 51 % geringer als bei einer Verbrennung der verklebten Komponenten. Die Tabelle 19 zeigt in einer detaillierteren Ausführung welche Emissionen durch das Recycling von Aluminium und Kunststoff in welchem Umfang eingespart werden könnten.

Tabelle 19: Emissionseinsparung durch ein Recyclingverfahren

Umweltwirkung	Aluminium	Kunststoff
Versauerung	-29 %	-7 %
GWP	-20 %	-16 %
Ressourcenverbrauch fossil	-17 %	-19 %
Ressourcenverbrauch, Materialien und Metalle	-16 %	-12 %

Abschließend ist zu erwähnen, dass dieser ökobilanzielle Vergleich kein reales Szenario aus der Industrie darstellt. Durch die Auswertung werden jedoch Tendenzen aufgezeigt, die eine Einschätzung über die Umweltwirkungen je Herstellungsverfahren und Entsorgungsszenario geben können. Der direkte Vergleich beider Herstellungsverfahren ist nur bedingt möglich und dient ebenfalls nur einer Orientierung, da es sich um ein industrielles

Direktfügeverfahren und ein händisches Klebeverfahren handelte. Für einen besseren Vergleich wird eine Datenerhebung bei einem industriellen Klebeverfahren empfohlen. Nichtsdestotrotz könnte ein Direktfügeverfahren, die Recyclbarkeit von Verbundprodukten erhöhen und somit die Kreislaufwirtschaft vorantreiben. Die ökobilanzielle Betrachtung in der vorliegenden Studie zeigte positive Entwicklungen im Bereich der Emissionseinsparungen.

4.7 Berstdruckversuche in Kooperation mit Industriepartner

Gemeinsam mit der Firma Albert Handmann Elteka GmbH & Co. KG wurde innerhalb des Projekt TheDi ein Druckprüfkörper weiterentwickelt um die *Thermische Direktfügeverbindung* auf ihre Mediendichtigkeit sowie den Berstdruck eines solchen Prüfkörpers zu untersuchen. Ein solcher Druckprüfkörper ist in Abbildung 58 dargestellt. Bei dem Metallkörper handelt es sich um ein Druckgussbauteil bestehend aus EN AC 43000. Kunststoffseitig kamen neben den im Projekt TheDi bereits zuvor schon beschriebenen Materialien Zytel 103 (PA66) und Zytel 70 GF30 (PA66GF30) des Herstellers DuPont zum Einsatz. Unabhängig vom Projekt TheDi stellte zudem der Hersteller Handtmann die Kunststoffe der PA12-Familie Grilon GF30, Lauramid Inject und Lauramid Inject 970 GF30 zur Verfügung.

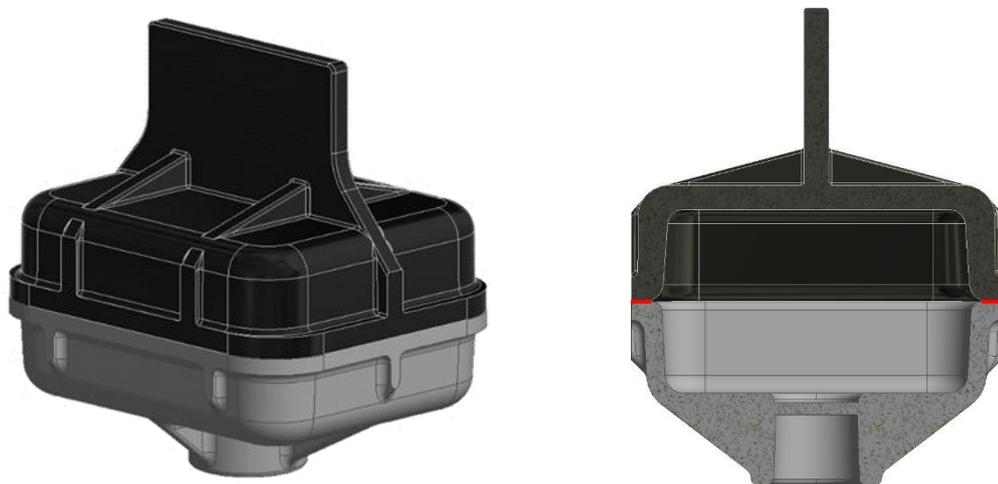


Abbildung 58: Druckprüfkörper in isometrischer Ansicht (links) und Schnittansicht (rechts) mit rot gekennzeichnete Fügefläche, Fügefläche umlaufend mit ca. 3 mm Breite

Auf der Seite der Strukturierung wurden zwei Strategien betrachtet, auf die in Kapitel 4.2.1.3 näher eingegangen wurde. Erstere, die sogenannte Standardstrukturierung, hat zum Ziel, eine möglichst große Fläche in kürzester Zeit vorzubehandeln. Hierzu wurden 2 Überfahrten mit der vollen Laserleistung von 2,9 kW gewählt. Da der Kopfzug den primären Lastfall der meisten Verbindungen im Bereich der Medienleitung bzw. Gehäusedichtung und so auch des Druckprüfkörpers darstellt, zielt die zweite Strategie auf die Generierung von Hinterschneidungen zur Erhöhung der Kopfzugfestigkeit ab. Hierfür wurden 4 Überfahrten mit 1,5 kW Laserleistung eingesetzt. Die Verbindungsfläche wurde metallseitig mit einer umlaufenden Rechteckspirale mit 200 μm Linienabstand strukturiert. In Abbildung 59 ist ein solcher strukturierter Aluminiumkörper dargestellt.



Abbildung 59: Laserstrukturierter Aluminiumkörper eines Druckprüfkörpers

Für die Fügeversuche wurde ein auf die Geometrie angepasster Induktor konstruiert, um den Fügebereich des Prüfkörpers gleichmäßig zu erwärmen. Zur Evaluation des Erwärmungsverhaltens des Prüfkörpers wurden zunächst Vorversuche mittels Thermografie durchgeführt. Daraufhin wurde die Position des Induktors optimiert und die Fügeparameter vorläufig abgeschätzt. Ziel der Voruntersuchungen waren es, einen homogenen Anpressdruck, ein gleichmäßiges Erwärmungsverhalten und eine reproduzierbare Fügequalität sicherzustellen. In Abbildung 60 ist der Versuchsaufbau inklusive exemplarischer Thermografieaufnahme ersichtlich. Die Temperatur variiert teilweise um 30 K innerhalb der Fügefläche, wobei die Ecken des Prüfkörpers tendenziell wärmer sind und der Einlauf des Induktorkopfs tendenziell kälter.

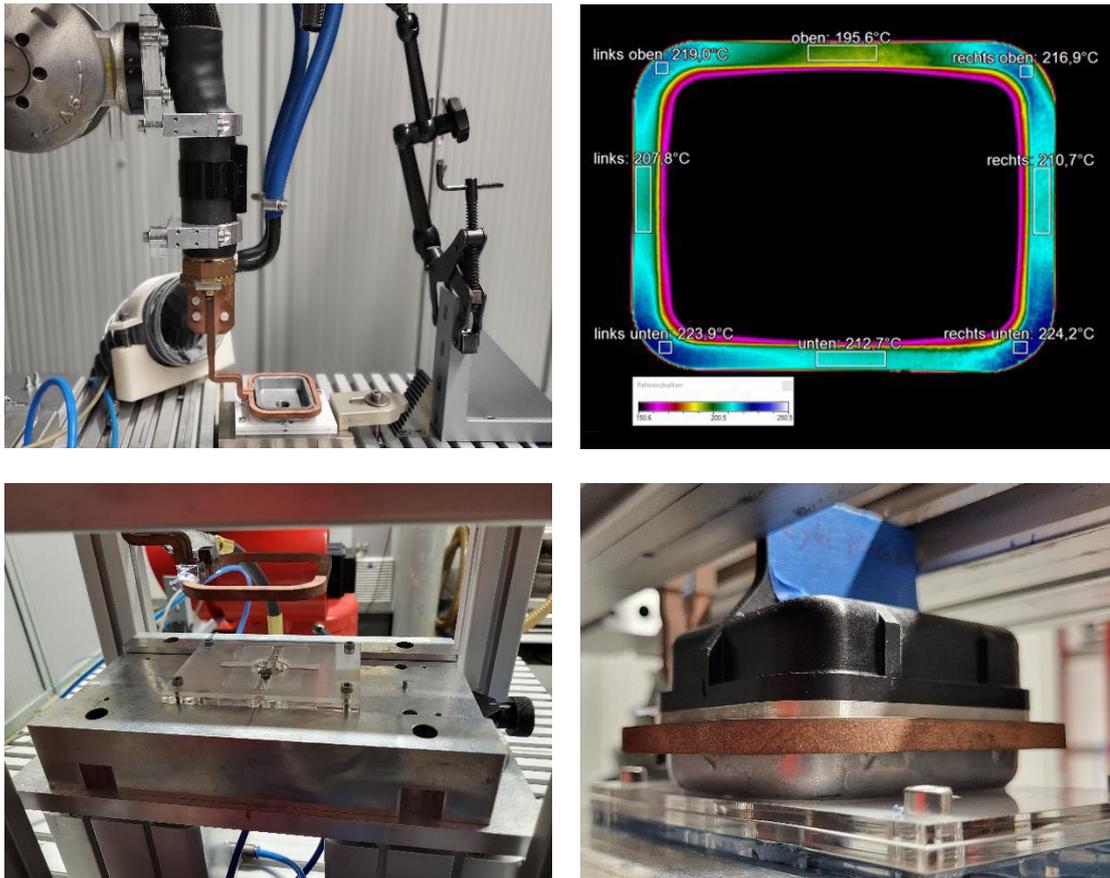


Abbildung 60: Versuchsaufbau zur Thermografie des Erwärmungsverhaltens (oben links), Thermografieaufnahme mit Temperaturskala und gemittelten Temperaturwerten (oben rechts), Versuchsaufbau zum Fügen von Druckprüfkörpern (unten links), Druckprüfkörper in Fügevorrichtung (unten rechts)

Nach dem Fügen der Prüfkörper wurden diese auf Berstdruck geprüft. Insgesamt handelte es sich dabei um 60 Probekörper bzw. 6 Stück je Parametersatz. In Abbildung 61 sind die Ergebnisse der Versuche dargestellt. Im Allgemeinen zeigt sich eine vergleichsweise geringe Streuung der ermittelten Berstdruckwerte. Lauramid Inject 970 und Zytel 103 brechen hauptsächlich im Grundwerkstoff (siehe Abbildung 62), alle anderen Kunststofftypen versagen ausschließlich in oder nahe der Fügezone. Es ist eine deutliche Abhängigkeit der Festigkeit von der Strukturierungsstrategie zu erkennen. Dies zeigt auch die statistische Auswertung, wonach sich die Strukturierungsstrategie signifikant positiv auf die Verbindungsfestigkeit auswirkt.

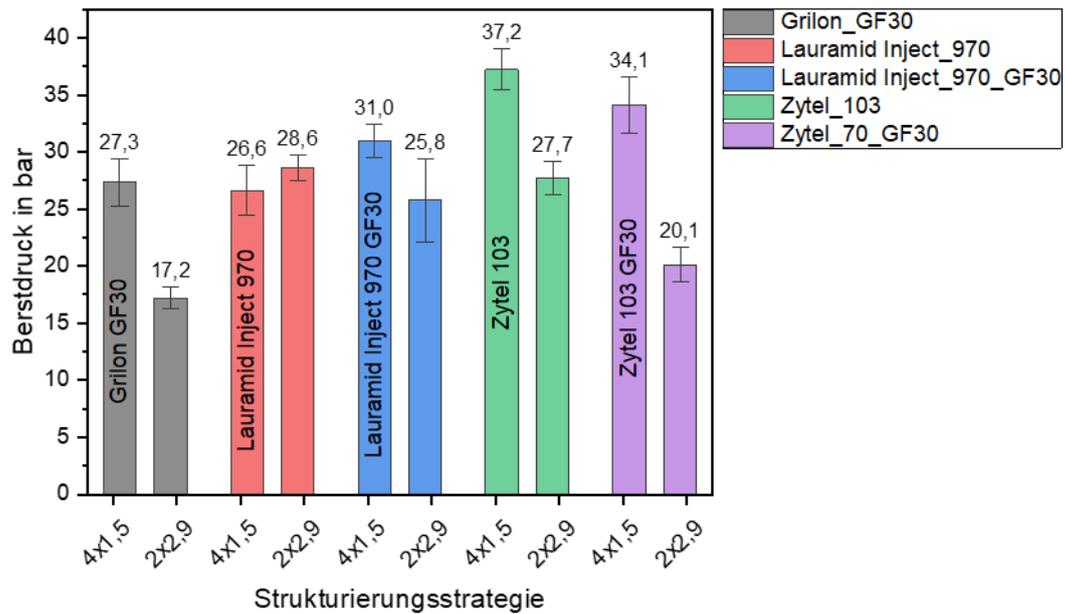


Abbildung 61: Ergebnisse der Berstdruckversuche: Berstdruck über nach Material und Strukturierungsstrategie

Die analytisch berechnete Festigkeit unter der Voraussetzung reiner Kopfzugbelastung der Verbindung entspricht bis zu 16,1 MPa für Zytel 103. Im Vergleich zu den in Kapitel 4.2.1.4 ermittelten Kopfzugfestigkeiten an KS2,5 Probekörpern begründet sich diese hohe Festigkeit in der ausgeprägten Steifigkeit der Probekörper bzw. vergleichsweise hohen Schälbeanspruchung der KS2,5 Probekörper. Dies bestätigt unter anderem, dass die im KS2,5 Versuch gewonnen Festigkeiten im Wesentlichen dem Vergleich verschiedener Parameter dienen, aber nicht der Evaluation von möglichst isolierten Festigkeitskennwerten wie der Zugscherfestigkeit oder der Kopfzugfestigkeit.



Abbildung 62: Getesteter Berstdruckprüfkörper mit Versagen im Grundwerkstoff, Material: EN AC 43000 / Zytel 103 (PA66)

Die Ergebnisse zeigen, dass *Thermische Direktfügeverbindungen* vielversprechende Ergebnisse für mediendichte Metall-Kunststoff-Verbindungen liefern können. Sie erfüllt neben den Anforderungen an Dichtigkeit und Verbindungsfestigkeit auch Leichtbaukriterien infolge der damit einhergehenden Möglichkeiten zur gleichmäßigen Lastübertragung und Einsparung von Material durch kleiner Fügeflächen.

5 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel des Projekts TheDi war es mit schnellen Füge-techniken und geeigneten Vorbehandlungs-methoden hochfeste Metall-Kunststoff-Hybridverbindungen innerhalb weniger Sekunden herstellen zu können. Die hierfür notwendigen Vorbehandlungen sollten dabei mit serientauglichen technischen Methoden umgesetzt werden können. Des weiteren sollte aufgezeigt werden, dass die hergestellten Hybridverbindungen mit geeigneten technischen Mitteln sortenrein getrennt werden können, um eine Wiederverwertung oder Recycling zu ermöglichen.

Um die Untersuchungen möglichst praxisrelevant durchzuführen, wurden gemeinsam mit den projektbegleitenden Ausschuss Aluminiumlegierungen und Kunststoffe mit dem Fokus auf automobiler Anwendungen ausgewählt. Als Aluminiumlegierungen wurden EN AW 5754 (AlMg3) in Form eines gewalzten Blechs und EN AW 5083 (AlMg4,5) in Form einer Gussplatte gewählt. Als Kunststoffe wurden für die Hauptversuche Polypropylen (PP) und Polyamid 66 (PA66) herangezogen, wobei auch Polyamid 12 (PA12) in kleinerem Umfang zum Einsatz kam. Zudem wurde für alle Kunststoffe unverstärkte und glasfaserverstärkte (GF30) Werkstoffe verglichen.

Vor dem Fügeprozess wurden die Metalloberflächen topologisch vorbehandelt. Die Laserstrukturierung hat sich hierbei als effektivsten Methoden erwiesen, um hochfeste mechanische Eigenschaften der Verbindung sicherzustellen. Hierfür wurde ein cw (continuous wave)-Laser mit 3 kW Leistung und einem Fokus-Durchmesser von ca. 100 µm eingesetzt, um eine makroskopische Strukturierung auf der Metalloberfläche zu generieren. Im Projekt wurden verschiedene Strukturierungsstrategien untersucht, um das tatsächliche Potential der Oberflächenstrukturierung auszuschöpfen. Besonderer Fokus lag hierbei auf der gezielten Erzeugung von Hinterschnitten als Verankerungsstruktur zur Verbesserung der Kopfzugfestigkeit.

Neben der topologischen Vorbehandlung, wurden auch chemische Vorbehandlungen für Aluminium und Kunststoff betrachtet, die darauf abzielen, die Oberfläche beider Materialien zu kompatibilisieren und somit adhäsive Wechselwirkungen auszubilden. Hierfür wurden verschiedene Plasma-, VUV- und Beflamm-Vorbehandlungsmethoden eingesetzt. Die Auswirkungen dieser Behandlungen wurden zunächst anhand der Oberflächenenergie positiv bewertet. Allerdings haben durchgeführte Fügeversuche ergeben, dass die resultierende Festigkeit zwischen Metall- und Kunststoff nicht praktikabel erhöht werden

konnte. Die beim Abkühlen entstehenden Thermospannungen führten in jedem Fall zu einem Versagen der Proben.

Während des *Thermischen Direktfügens* wurde der Kunststoff in der Grenzschicht zum Metall aufgeschmolzen und so mit diesem fest verbunden. Hierbei wurde zum einen die Erwärmung mittels Induktion eingesetzt, welche neben Laser, Ultraschall und Widerstandserwärmung die Methode ist, welche am häufigsten als Energiequelle für das *Thermische Direktfügen* genutzt wird. Zum anderen wurde aber auch die Erwärmung mittels elektrischem Widerstand durchgeführt. Hierbei lag der Fokus auf der Entwicklung eines keramischen Hochrate-Heizelements auf Basis einer Titansuboxid (TiO_x)-Heizschicht, die mittels eines Atmosphärendruck-Plasmaspritzprozesses (APS) aufgebracht wird. Das Funktionsprinzip beruht darauf den zu erwärmenden Bereich des Bauteils mit der Heizschicht flächig zu kontaktieren, sodass ein Stromfluss in Dickenrichtung der Heizschicht zu einer resistiven Erwärmung führt. Durch geeignete Einstellungen der Schichtzusammensetzung und der Schichtdicke sollte ein Schichtwiderstand erzielt werden, der mit günstigen Stromquellen eine hohe Heizleistung und Temperatur erzielen kann. In der experimentellen Umsetzung konnten somit an der Fügezone des Probekörpers eine Temperatur von bis zu 237 °C gemessen werden. Dies lag zwar unter der Zieltemperatur, reicht jedoch prinzipiell aus um niedrigschmelzende Kunststoffe, wie beispielsweise Polypropylen, verarbeiten zu können. Der Einsatz des Hochrate-Heizelements für das *Thermische Direktfügen* war abschließend nicht möglich. Die hohen Anforderungen an Heizzeit und Heizleistung konnten mit dem letzten Entwicklungsstand nicht erreicht werden. Mit weiterer Entwicklungsarbeit ist es jedoch denkbar, dass der Einsatz nicht zuletzt für das Fügen niedrig schmelzender Kunststoffe ertüchtigt werden kann.

Die mechanischen Prüfungen zur Bewertung von Material-, Struktur- und Alterungseinflüssen auf die Fügeverbindung wurden daher an induktionsgefühten Proben durchgeführt. Die Versuche wurden zunächst an einfachen Druckscherproben unternommen. Um auch die Richtungsabhängigkeit und vor allem die kritische Belastungsart des Kopfzugs abbilden zu können, wurden auch KS2.5 Proben eingesetzt.

Den größten Einfluss auf die Verbundfestigkeit innerhalb der Untersuchung konnte auf die verwendete Aluminiumlegierung zurückgeführt werden. So wurden unter Verwendung von EN AW 5083 deutlich höhere Festigkeiten beobachtet als mit EN AW 5754. Dies scheint jedoch ursächlich auf die unterschiedliche Ausprägung der Laserstrukturierung in Abhängigkeit der Legierung zurückzuführen sein. Die Strukturgräben auf der

Oberfläche von EN AW 5083 weisen breitere Öffnungen auf, die im Folgenden einen größeren tragenden Querschnitt des Kunststoffes nach sich ziehen und so die Festigkeit erhöhen. Bei Anpassung des Strukturierungsprozesses ist es vorstellbar, dass mit EN AW 5754 gleiche Ergebnisse zu erzielen sind. Folglich konnte auch gezeigt werden, dass die Strukturierungsstrategie zur Generierung von Hinterschneidungen einen deutlich positiven Einfluss auf die Verbindungsfestigkeit aufwies. Die Adaption des Strukturierungsprozesses auf die entsprechende Legierung ist dabei der ausschlaggebende Faktor, um die Verbindungsfestigkeit maßgeblich zu beeinflussen.

Erwartendermaßen zeigten Verbindungen mit PA66 höhere Verbundfestigkeiten als mit PP. Dies kann auf die höhere Grundwerkstofffestigkeit des PA66 zurückgeführt werden. Die Glasfaserverstärkung des Kunststoffes zeigte bei Scherbelastung der Fügeverbindung nur einen geringen positiven Einfluss auf die Verbundfestigkeit, obwohl sie die Grundmaterialfestigkeit des Kunststoffcompounds deutlich erhöhte. Im Gegensatz dazu wirkte sich eine Glasfaserverstärkung negativ auf ermittelte Kopfzugfestigkeiten aus. Ursächlich dafür scheint eine Ansammlung von Glasfasern nahe dem Grenzbereich zum Metall zu sein. Untersuchungen mittels Computertomographie legten die Vermutung nahe, dass solche Faseransammlung entstanden, wenn Fasern aufgrund ihrer Orientierung nicht in die Gräben der laserstrukturierten Metalloberfläche eindringen konnten. Infolgedessen kam es zu einer Matrixverarmung und die Festigkeit des Kunststoffes nahe der Fügezone nahm folglich ab.

Neben der initialen Prüfung der Verbindungen wurden auch beschleunigte Alterungsversuche mittels Klimawechseltest nach PV1200 und Salzsprühnebeltest in Anlehnung an DIN EN ISO 9227 durchgeführt. Es konnte kein signifikanter Einfluss der Alterung auf die Verbundfestigkeit festgestellt werden. Dies weist deutlich auf das hohe Anwendungspotenzial für mediendichte Fügeverbindungen hin.

Zur Validierung der Ergebnisse und zum Aufzeigen der praktischen Umsetzbarkeit auf anwendungsnahe Bauteilgeometrien, wurden in Zusammenarbeit mit der Firma Albert Handtmann Elteka GmbH & Co. KG ein Druckprüfkörper weiterentwickelt um die *Thermische Direktfügeverbindung* auf ihre Mediendichtigkeit sowie den Berstdruck eines solchen Prüfkörpers zu untersuchen. Hierbei wurden wiederum unterschiedliche Kunststofftypen sowie Strukturierungsstrategien herangezogen. Wie schon durch vereinfachte Probekörper nachgewiesen, hat sich auch hier gezeigt, dass die Strukturierungsstrategie durch Einbringung von Hinterschnitten sowie das Polymer einen großen Einfluss haben.

An anwendungsnahen Probekörpern konnte ergänzend gezeigt werden, dass Berstdrücke bis zu 37,2 bar erreichbar sind. Die Druckbelastung entspricht unter der Annahme einer reinen Kopfzugbelastung einer analytisch berechneten Festigkeit von 16,1 MPa. Die *Thermische Direktfügeverbindung* eignet sich damit sehr gut für mediendichte Metall-Kunststoff-Verbindungen. Sie erfüllt neben den Anforderungen an Dichte und Verbindungsfestigkeit auch solche an Leichtbaukriterien aufgrund der Möglichkeiten zur gleichmäßigen Lastübertragung und Einsparung von Material durch kleine Fügeflächen.

Des Weiteren wurde auch untersucht, ob das *Thermische Direktfügen* zu einem effizienteren Umgang mit Ressourcen beitragen kann. Dabei wurde untersucht, ob eine Trennung von Metall und Kunststoff möglich erscheint und bei erneutem Einsatz der Metallkomponenten auf aufwendige Vorbehandlungen verzichtet werden kann. Dabei war es das Ziel neben dem Trennen auch die Reparierbarkeit und den vermutlich damit einhergehenden Festigkeitsverlusts bei Wiederverwendung des metallischen Bauteils zu quantifizieren. Im Rahmen der Untersuchungen an ausgewählten Kombinationen trat das mechanische Versagen der Probekörper ausschließlich im Grundwerkstoff und nicht in der Fügezone auf. Dabei konnten Festigkeiten von bis zu 24,3 MPa erreicht werden. Folglich lagen erreichbare Festigkeiten der Fügezonen oberhalb dieser gemessenen Werte. Aus diesem Grund lässt sich auf eine vielversprechende Reparaturmöglichkeit verwendeter Bauteile schließen.

Zur Bewertung der Ressourceneffizienz wurde eine ökobilanzielle Betrachtung der Metall-Kunststoff-Hybrid-Verbindung durchgeführt. Für eine genauere Aussagekraft der Ergebnisse wurde das beschriebene Direktfügeverfahren mit einem Klebeverfahren innerhalb eines Life Cycle Assessment (LCA) verglichen. Dabei wurden sowohl die Herstellung eines Probekörpers als auch mehrere Entsorgungsszenarien berücksichtigt. Hierbei zeigte sich, dass den größten Anteil der Umweltwirkungen im Bereich der Herstellung nicht auf den Prozess, sondern auf das eingesetzte Material (Aluminium und Kunststoff) entfallen. Ein großes Potential zur Ressourcenschonung besteht demnach darin, das hohe Festigkeitspotential der *Thermischen Direktfügeverbindung* auszuschöpfen, um Leichtbauteile herzustellen und somit Material einzusparen. Weiteres Potential besteht im End-of-Life Szenario, wenn die *Thermische Direktfügeverbindung* sortenrein getrennt und einer Wiederverwertung zugeführt wird, statt verbrannt zu werden.

Insgesamt hat das Projekt einen großen Erkenntnisgewinn bzgl. der Auswirkung von Material- Strukturierungs- und Prozessbedingungen auf die Verbundfestigkeit von *Thermischen Direktfügeverbindungen* geliefert. Darüber hinaus konnte auch praktisch aufgezeigt werden, dass die Strukturierung der Metallkomponente und das Fügen mit schnellen seriennahen Prozessen möglich ist und damit neben hohen Festigkeiten auch einen sehr vielversprechende Mediendichtigkeit erzielt werden kann. Als Ausblick für eine industrielle Umsetzung ergeben sich weiterführende Fragestellungen zur Prozessüberwachung beim Fügeprozess, aber auch zur Kontrolle des Strukturierungsprozesses. Ein möglicher Ansatz zur Überwachung des Strukturierungsprozesses sieht die Aufnahme der akustischen- und Körperschall Emission vor.

Weitere Fragestellung beziehen sich auf die Langzeitbeständigkeit der Fügeverbindung unter dynamischer Belastung. Hier gilt es herauszufinden, inwieweit die Oberflächenstrukturierung sich auch negativ durch Kerbwirkung auf das Langzeitverhalten der Fügeverbindung auswirken können und anhand welcher Prozessgrößen und Designmerkmale dies umgangen werden kann. Die beiden Forschungseinrichtungen erstellen derzeit für beide Themen neue Förderanträge. Interessierte Firmen können sich hierfür beim SKZ oder Fraunhofer IWS melden.

6 Literaturverzeichnis

- [1] R. Alderliesten, "On the Development of Hybrid Material Concepts for Aircraft Structures," *ENG*, vol. 3, no. 1, pp. 25–38, 2009, doi: 10.2174/187221209787259893.
- [2] B. Bader, E. Türck, and T. Vietor, "Multi Material Design. A Current Overview of the used potential in Automotive Industries," *Tagung Faszination Hybrider Leichtbau*, 2018.
- [3] B. von der Beeke, J. Sterz, C. Schütz, and K. Dröder, "Luftdichtigkeit von Kunststoff-Metall-Hybridstrukturen für Zylinderkurbelgehäuse," *Lightweight Des*, vol. 12, no. 2, pp. 30–35, 2019, doi: 10.1007/s35725-019-0012-z.
- [4] C. Goth and J. Franke, "Zukunftstechnologien für mechatronische Produkte," *Kunststoffe*, no. 4, 2010.
- [5] D. King, O. Inderwildi, and C. Carey, "Advanced aerospace materials: past, present and future," *Aviation and the Environment*, pp. 22–27, 2009.
- [6] B. Koch, G. Knözinger, T. Pleschke, and H. J. Wolf, "Hybrid-Frontend als Strukturbauteil," *Kunststoffe*, vol. 89, no. 3, pp. 82–86, 1999.
- [7] S. Kistler, S. Adler, and F. Kistler, "Der Einsatz von Kunststoffen bei Zahnersatz auf Implantaten," *BZB*, no. 5, pp. 55–59, 2013.
- [8] I. Reichel, *Intelligenter Leichtbau: Neueste Technologien marktfähig ausreizen: Mischbauweise steigert Effizienz in Verpackungsmaschinen*, 2017. Accessed: Nov. 1 2018. [Online]. Available: <https://www.leipziger-messe.de/pressemitteilungen/intelligenter-leichtbau-neueste-technologien-marktfaehig-ausreizen/553758>
- [9] M. Walcher, "Mediendichte Umspritzung von elektronischen Komponenten: Vortrag auf der IKV-Fachtagung „Das Beste aus zwei Welten – Kunststoff und Metall im hybriden Verbund“,“ Aachen, Nov. 21 2018.
- [10] M. Gude, G. Meschut, M. Zäh, H. Lieberwirth, and E. Tekkaya, *FOREL-Studie 2018: Ressourceneffizienter Leichtbau für die Mobilität. Wandel - Prognose - Transfer*. Dresden: Institut für Leichtbau und Kunststofftechnik, 2018.
- [11] Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF), Referat Grundsatzfragen der Innovationspolitik, "Forschung und Innovation für die Menschen: Die High-tech-Strategie 2025," Accessed: Dec. 7 2018. [Online]. Available: https://www.bmbf.de/pub/Forschung_und_Innovation_fuer_die_Menschen.pdf

- [12] Industrieverband Kleben e.V, "Qualitätsanforderungen an Klebprozesse - Die Bedeutung der DIN 2304-1 für die Anwender von Klebstoffen," 2018.
- [13] *DIN 2304-1:2016-03: Klebtechnik - Qualitätsanforderungen an Klebprozesse - Teil 1: Prozesskette Kleben.*
- [14] J. Winter, *ElringKlinger erhält weiteren großen Serienauftrag für Leichtbauteile.* [Online]. Available: <https://www.elringklinger.de/de/investor-relations/mitteilungen/pressemitteilungen/30-01-2018> (accessed: Jan. 8 2020).
- [15] R. Velthuis, *Induction welding of fiber reinforced thermoplastic polymer composites to metals.* Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2007. Kaiserslautern: Inst. für Verbundwerkstoffe, 2007.
- [16] R.-Y. Yeh and R.-Q. Hsu, "Development of ultrasonic direct joining of thermoplastic to laser structured metal," *International Journal of Adhesion and Adhesives*, vol. 65, pp. 28–32, 2016, doi: 10.1016/j.ijadhadh.2015.11.001.
- [17] K. van der Straeten, I. Burkhardt, A. Olowinsky, and A. Gillner, "Laser-induced self-organizing microstructures on steel for joining with polymers," *Physics Procedia*, no. 83, 2016.
- [18] E. Rodríguez-Vidal, C. Sanz, C. Soriano, J. Leunda, and G. Verhaeghe, "Effect of metal micro-structuring on the mechanical behavior of polymer–metal laser T-joints," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 229, pp. 668–677, 2016, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.10.026.
- [19] D. Flock, E. Haberstroh, K. Bobzin, T. Schläfer, T. Warda, and P. Kutschmann, "Ultrasonic welding of hybrid metal-plastic components with flame spraying of adhesion layer," *Zeitschrift Kunststofftechnik*, vol. 7, no. 5, pp. 160–177, 2011.
- [20] D. Flock, *Wärmeleitungsfügen hybrider Kunststoff-Metall-Verbindungen*, 1st ed. Norderstedt: Books on Demand, 2012. Accessed: Oct. 29 2018.
- [21] Y. J. Chen, T. M. Yue, and Z. N. Guo, "A new laser joining technology for direct-bonding of metals and plastics," *Materials & Design*, vol. 110, pp. 775–781, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.08.018.
- [22] P. Götze, "Multifunktions-Fügezange zum thermischen Direktfügen von Organoblechen mit Metallblechen für den Automobilbau," *Diplomarbeit, TU Dresden*, 2017.

- [23] J. Schild, *Verfahrensentwicklung zur integrierten Herstellung von Kunststoff/Metall-Strukturbauteilen im Spritzgießverfahren: Process development for the integrated manufacturing of plastic/metal-structural components in the injection moulding process*, 1st ed. Aachen: Verlagsgruppe Mainz GmbH Aachen, 2017. Accessed: Oct. 25 2018.
- [24] M. Lenz, "Erleichterung für die Karosserie," *K Magazin*, vol. 4, 2017.
- [25] AXO Vakuumtechnik GmbH, "Persönliche Mitteilung", Jan. 2020.
- [26] E. Pflug, "Reaktive Multischichtsysteme: Schonendes und maßgeschneidertes Fügen verschiedener Materialklassen," 2023. Accessed: Nov. 6 2023. [Online]. Available: https://www.iws.fraunhofer.de/content/dam/iws/de/documents/publikationen/produktblaetter/2023_Produktblatt_Nanoschichten_DE.pdf
- [27] G. Habenicht, *Kleben: Grundlagen, Technologien, Anwendungen*, 6th ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [28] E. Büchter, "Bauteilreinigung mittels Laser - prozesssicher und präzise überwacht," *3. Fachtagung Partielle Bauteilreinigung*, 2018.
- [29] J. Schmid, "TRUMPF: Laser Oberflächenanwendungen in der Automobilindustrie," *3. Fachtagung Partielle Bauteilreinigung*, 2018.
- [30] E. Büchter, "Cleaning with Light," *Laser Technik Journal*, no. 2, pp. 36–39, 2018.
- [31] I. A. Melamies, "Flüssiggastransport per Tanker - Wirtschaftlich und sicher dank Plasmavorbehandlung," *Adhäsion*, vol. 51, no. 6, pp. 12–15, 2007.
- [32] Plasmatreat GmbH, *Partner und Referenzen*. [Online]. Available: https://www.plasmatreat.de/unternehmen/partner_referenzen/index.html?we_lv_start_refs=14 (accessed: Jan. 9 2020).
- [33] C. Golebiewski and J. Zgrzebski, "Da wird selbst Aluminium schwach: Plasma-SealTight-Prozess und Materialien für stoffschlüssige Kunststoff-Metall-Verbunde weiterentwickelt," *Kunststoffe*, no. 12, pp. 28–31, 2018.
- [34] F. M. Fowkes, "Role of acid-base interfacial bonding in adhesion," *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 1, no. 1, pp. 7–27, 1987, doi: 10.1163/156856187X00049.

- [35] D. K. Owens and R. Wendt, "Estimation of the surface free energy of polymers," *Journal of Applied Polymer Science*, 1969. [Online]. Available: <https://www.semanticscholar.org/paper/Estimation-of-the-surface-free-energy-of-polymers-Owens-Wendt/39c77bdf715216e4f5aca0d4d10ce51a8eac81b>
- [36] A. V. Pocius, *Adhesion and Adhesives Technology: An Introduction*, 4th ed. Cincinnati, Ohio: Hanser Publications, 2021.
- [37] C. J. van Oss, M. K. Chaudhury, and R. J. Good, "Interfacial Lifshitz-van der Waals and polar interactions in macroscopic systems," *Chem. Rev.*, vol. 88, no. 6, pp. 927–941, 1988, doi: 10.1021/cr00088a006.
- [38] C. Della Volpe and S. Siboni, "Acid–base surface free energies of solids and the definition of scales in the Good–van Oss–Chaudhury theory," *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 14, no. 2, pp. 235–272, 2000, doi: 10.1163/156856100742546.
- [39] E. Kraus *et al.*, "Relevance of the acid–base approach in prediction of adhesion properties in two-component injection moulding," *J of Applied Polymer Sci*, vol. 133, no. 8, 2016, doi: 10.1002/app.43048.
- [40] I. A. Starostina, R. R. Khasbiullin, O. V. Stoyanov, and A. E. Chalykh, "Acid-Base Interactions at the Modified Polyethylene-Metal Interface," (in En;en), *Russian Journal of Applied Chemistry*, vol. 74, no. 11, pp. 1920–1923, 2001, doi: 10.1023/A:1014813315880.
- [41] E. Kraus *et al.*, "Analysis of the low-pressure plasma pretreated polymer surface in terms of acid–base approach," *Applied Surface Science*, vol. 371, pp. 365–375, 2016, doi: 10.1016/j.apsusc.2016.02.247.
- [42] H. E. Boyer, Ed., *Metals handbook*. Metals Park: American Society for Metals, 1985.
- [43] R. D. Cowan, "Pulse Method of Measuring Thermal Diffusivity at High Temperatures," *Journal of Applied Physics*, vol. 34, no. 4, pp. 926–927, 1963, doi: 10.1063/1.1729564.
- [44] W. J. Parker, R. J. Jenkins, C. P. Butler, and G. L. Abbott, "Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity," *Journal of Applied Physics*, vol. 32, no. 9, pp. 1679–1684, 1961, doi: 10.1063/1.1728417.

- [45] A. Klotzbach, M. Langer, R. Pautzsch, J. Standfuß, and E. Beyer, "Thermal direct joining of metal to fiber reinforced thermoplastic components," *Journal of Laser Applications*, vol. 29, no. 2, p. 22421, 2017, doi: 10.2351/1.4983243.
- [46] D. Spancken, K. van der Straaten, J. Beck, and N. Stötzner, "Laserstrukturierung von Metalloberflächen für Hybridverbindungen," *lightweight.design*, no. 4, 2018.
- [47] K. van der Straeten, "Laserbasiertes Fügen von Kunststoff-Metall-Hybridverbindungen mittels selbstorganisierter Mikrostrukturen," Dissertation, RWTH Aachen, 2020. Accessed: Nov. 8 2023. [Online]. Available: <https://publications.rwth-aachen.de/record/811763/files/811763.pdf>
- [48] C. Hopmann *et al.*, "Influence of surface treatment on the bond strength of plastics/metal hybrids," *Zeitschrift Kunststofftechnik*, vol. 11, no. 4, pp. 227–255, 2015, doi: 10.3139/O999.02042015.
- [49] C. Hopmann and M. Weber, "Artungleiches Verbinden," *Kunststoffe*, no. 3, pp. 40–45, 2013.
- [50] D. K. Owens and R. C. Wendt, "Estimation of the surface free energy of polymers," *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 13, no. 8, pp. 1741–1747, 1969, doi: 10.1002/app.1969.070130815.
- [51] G. Habenicht, *Kleben*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [52] K. Terpilowski, D. Rymuszka, L. Hołysz, and M. Ilnicki, "Surface properties of metal alloys used in aviation after plasma treatment," *Surface and Interface Analysis*, vol. 49, no. 7, pp. 647–653, 2017, doi: 10.1002/sia.6204.
- [53] L. Bónová, A. Zahoranová, D. Kováčik, M. Zahoran, M. Mičušík, and M. Černák, "Atmospheric pressure plasma treatment of flat aluminum surface," *Applied Surface Science*, vol. 331, pp. 79–86, 2015, doi: 10.1016/j.apsusc.2015.01.030.
- [54] C. Della Volpe, D. Maniglio, M. Brugnara, S. Siboni, and M. Morra, "The solid surface free energy calculation. I. In defense of the multicomponent approach," *Journal of colloid and interface science*, vol. 271, no. 2, pp. 434–453, 2004, doi: 10.1016/j.jcis.2003.09.049.
- [55] M. L. Tate, Y. K. Kamath, S. P. Wesson, and S. B. Ruetsch, "Surface Energetics of Nylon 66 Fibers," *Journal of colloid and interface science*, vol. 177, no. 2, pp. 579–588, 1996, doi: 10.1006/jcis.1996.0072.

- [56] D. Pappas *et al.*, "Surface modification of polyamide fibers and films using atmospheric plasmas," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, no. 7, pp. 4384–4388, 2006, doi: 10.1016/j.surfcoat.2006.08.068.
- [57] I. Novák *et al.*, "Surface Behavior of Polyamide 6 Modified by Barrier Plasma in Oxygen and Nitrogen," *International Journal of Polymer Analysis and Characterization*, vol. 19, no. 1, pp. 31–38, 2014, doi: 10.1080/1023666X.2014.850907.
- [58] C. Mandolino, E. Lertora, and C. Gambaro, "Influence of cold plasma treatment parameters on the mechanical properties of polyamide homogeneous bonded joints," *Surface and Coatings Technology*, vol. 313, pp. 222–229, 2017, doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.01.071.
- [59] A. A. Tyuftin and J. P. Kerry, "Review of surface treatment methods for polyamide films for potential application as smart packaging materials: surface structure, antimicrobial and spectral properties," *Food Packaging and Shelf Life*, vol. 24, p. 100475, 2020, doi: 10.1016/j.fpsl.2020.100475.
- [60] D. Flock, "Wärmeleitungsfügen hybrider Kunststoff-Metall-Verbindungen," Dissertation, Fakultät für Maschinenwesen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 2011.
- [61] C. Palleiro, S. Stepanov, E. Rodriguez-Senin, R. Wilken, and J. Ihde, "Atmospheric Pressure Plasma Surface Treatment of Thermoplastic Composites for Bonded Joints," *20th International Conference on Composite Materials*, Copenhagen, 19–24th Jul. 2015.
- [62] M. I. Boulos, P. L. Fauchais, and J. V. Heberlein, *Thermal Spray Fundamentals*. Cham: Springer International Publishing, 2021.
- [63] F.-L. Toma, S. Scheitz, R. Puschmann, L.-M. Berger, V. Sauchuk, and M. Kusnezoff, "Development of Ceramic Heating Elements Produced by Thermal Spray Technology," pp. 890–895, doi: 10.31399/asm.cp.itsc2011p0890.
- [64] M. Gardon, S. Dosta, J. M. Guilemany, M. Kourasi, B. Mellor, and R. Wills, "Improved, high conductivity titanium sub-oxide coated electrodes obtained by Atmospheric Plasma Spray," *Journal of Power Sources*, vol. 238, pp. 430–434, 2013, doi: 10.1016/j.jpowsour.2013.04.078.

- [65] R. Trache, L.-M. Berger, F.-L. Toma, S. Stahr, R. S. Lima, and B. R. Marple, "Electrical Resistivity of Thermally Sprayed Cr₂O₃-TiO₂ Coatings," pp. 1008–1013, doi: 10.31399/asm.cp.itsc2011p1008.
- [66] A. Potthoff, R. Kratzsch, M. Barbosa, N. Kulissa, O. Kunze, and F.-L. Toma, "Development and Application of Binary Suspensions in the Ternary System Cr₂O₃-TiO₂-Al₂O₃ for S-HVOF Spraying," *J Therm Spray Tech*, vol. 27, no. 4, pp. 710–717, 2018, doi: 10.1007/s11666-018-0709-z.
- [67] M. Mortazavi and M. Nosonovsky, "A model for diffusion-driven hydrophobic recovery in plasma treated polymers," *Applied Surface Science*, vol. 258, no. 18, pp. 6876–6883, 2012, doi: 10.1016/j.apsusc.2012.03.122.
- [68] V. Prysiachnyi, V. Zaporozhenko, H. Kersten, and M. Černák, "Influence of humidity on atmospheric pressure air plasma treatment of aluminium surfaces," *Applied Surface Science*, vol. 258, no. 14, pp. 5467–5471, 2012, doi: 10.1016/j.apsusc.2012.02.040.
- [69] V. Prysiachnyi, "Atmospheric Pressure Plasma Treatment and Following Aging Effect of Chromium Surfaces," *Journal of Surface Engineered Materials and Advanced Technology*, vol. 03, no. 02, pp. 138–145, 2013, doi: 10.4236/jse-mat.2013.32018.
- [70] E. Kraus, B. Baudrit, P. Heidemeyer, and M. Bastian, "Der Festigkeit schnell auf der Spur," *Adhaes Kleb Dicht*, vol. 58, no. 9, pp. 43–47, 2014, doi: 10.1365/s35145-014-0658-8.
- [71] Volkswagen AG, "PV 1200 Klimawechselfestigkeit," 2004.
- [72] DIN EN ISO 9227:2023-03, *Korrosionsprüfungen in künstlichen Atmosphären_- Salzsprühnebelprüfungen (ISO_9227:2022); Deutsche Fassung EN_ISO_9227:2022*, Berlin.
- [73] DIN EN 1465:2009-07, *Klebstoffe_- Bestimmung der Zugscherfestigkeit von Überlappungsklebungen; Deutsche Fassung EN_1465:2009*, Berlin.
- [74] A. B. Abibe, S. T. Amancio-Filho, J. F. Dos Santos, and E. Hage, "Development and Analysis of a New Joining Method for Polymer-Metal Hybrid Structures," *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, vol. 24, no. 2, pp. 233–249, 2010, doi: 10.1177/0892705710381469.

7 Anhang

Tabelle 20: Sachbilanz zur Herstellung des Druckprüfkörpers aus Kapitel 4.6.2; Direktfügeverfahren. In Rot dargestellte Felder kennzeichnen die Vorbehandlung, während die grünen Felder den Energieeinsatz der Verarbeitung markieren.

Input	Menge	Einheit
Aluminium	0,0637	kg
PA66GF30	0,0421	kg
Isopropanol	0,0001	kg
Strom Laseranlage	0,0126	kWh
Druckluft	0,0753	m ³
Kühlleistung	0,0253	kWh
Stromverbrauch Absaugung	0,0040	kWh
Strom	0,0223	kWh
Druckluft	0,0619	m ³
Output		
Output	0,1060	
Produkt	0,1058	kg
Aluminiumabtrag	0,0002	kg

Tabelle 21: Sachbilanz zur Herstellung des Druckprüfkörpers aus Kapitel 4.6.2; Klebeverfahren. In Rot dargestellte Felder kennzeichnen die Vorbehandlung, während die grünen Felder den Energieeinsatz der Verarbeitung markieren.

Input	Menge	Einheit
Aluminium	0,09070	kg
PA66 GF30	0,05040	kg
Isopropanol	0,00033	kg
Reinigungstücher	0,00129	kg
Strom Vorbehandlung Kunststoff	0,00028	kWh
Druckluft Vorbehandlung Kunststoff	0,00154	m ³
Strom Vorbehandlung Metall	0,00050	kWh
Druckluft Vorbehandlung Metall	0,00232	m ³
Klebstoffmenge	0,00234	kg
Kartusche (PP Menge)	0,00091	kg
Output		
Klebereste	0,00020	kg
Kartusche PP	0,00091	kg
Reinigungstücher	0,00129	kg
Produkt mit Kleber	0,14324	

Tabelle 22: Vergleich der Umweltwirkungen im Bereich der Aluminium- und Kunststoffbereitstellung je Herstellungsverfahren

	Aluminium		Kunststoff	
	Klebeverfahren	Direktfügeverfahren	Klebeverfahren	Direktfügeverfahren
Versauerung [Mole of H+ eq.]	2,19E-03	1,54E-03	7,29E-04	6,09E-04
GWP – total [kg CO2 eq.]	4,62E-01	3,26E-01	3,69E-01	3,08E-01
Ressourcenverbrauch, fossil [MJ]	6,01E+00	4,23E+00	6,55E+00	5,47E+00
Ressourcenverbrauch, Mineralien und Metalle [kg Sb eq.]	2,25E-08	1,58E-08	2,47E-08	2,07E-08